

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

На правах рукописи



Алексеев Даниил Юрьевич

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ШИРОКОПОЛОСНОЙ
ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ
ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ**

Специальность 2.6.4. Обработка металлов давлением

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель –
доктор технических наук, доцент
Полецков Павел Петрович

Магнитогорск – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ	11
1.1 Технологические особенности термомеханической обработки в условиях широкополосных станов горячей прокатки	15
1.2 Факторы, определяющие температурное состояние металла в линии ШСГП.....	24
1.3 Методы расчета температурного состояния полосы в процессе прокатки на ШСГП	28
1.4 Постановка цели и задач исследования.....	32
ГЛАВА 2 РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ТЕМПЕРАТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПО ТОЛЩИНЕ МЕТАЛЛА В ЛИНИИ ШСГП.....	34
2.1 Модель расчета режима прокатки.....	34
2.2 Модель температурного состояния по толщине металла в чистовой группе ШСГП	36
2.3 Модель температурного состояния по толщине металла при охлаждении на отводящем рольганге	45
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОКАТА ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ	59
3.1 Исследование влияния параметров контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения.....	60
3.1.1 Термомеханическая обработка экспериментальных образцов	60
3.1.2 Влияние температуры окончания прокатки и начала ускоренного охлаждения.....	72
3.1.3 Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения ...	77

ГЛАВА 4 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕКОМЕНДАЦИЙ ПО ОСВОЕНИЮ ПРОИЗВОДСТВА ГОРЯЧЕКАТАНОГО РУЛОННОГО ПРОКАТА ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ В УСЛОВИЯХ СТАНА «2000» ПАО «ММК»	84
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	95
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	98
ПРИЛОЖЕНИЕ А	113
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	125
ПРИЛОЖЕНИЕ В	127
ПРИЛОЖЕНИЕ Г.....	132

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Одним из важнейших элементов конструкции скважин является колонна насосно-компрессорных труб, которая используется для подъема на поверхность отбираемых из пласта запасов, нагнетания жидкости для повышения пластового давления, а также для подвески в скважине насосного оборудования, проведения ремонтных и спускоподъемных работ [1-2]. Традиционно насосно-компрессорные трубы изготавливают мерной длины до 10,5 м и соединяют в колонну посредством резьбового соединения муфтового или безмуфтового [3].

На текущий момент многие из основных месторождений России вышли на позднюю стадию разработки с падающей добычей и возросшей долей трудноизвлекаемых запасов. Поддержание прежнего уровня дебета на таких скважинах осуществляется за счет увеличения их глубины, перехода от вертикальных стволов к наклонным и горизонтальным с протяженностью более 2000 м, а также за счет использования различных методов интенсификации добычи, например гидроразрыва пласта [1, 2, 4, 11]. Использование сборных насосно-компрессорных труб в таких условиях уже не позволяет достичь необходимых результатов и в достаточной степени удовлетворить запросы.

Наиболее перспективными для разработки, освоения и текущего ремонта скважин являются длинномерные гибкие насосно-компрессорные трубы (ГНКТ) намотанные на специальный барабан. Лидерами в данной области и основными поставщиками гибких труб на добывающие предприятия России являлись США, Канада и Китай, импорт металлопродукции из которых в настоящее время невозможен. Для решения проблемы импортозамещения в 2017г. на территории России было открыто предприятие ESTM, занимающееся изготовлением ГНКТ, однако в качестве исходного сырья также использовался импортный металлопрокат. Данных о производстве проката для ГНКТ на российских предприятиях в открытых

информационных источниках нет, а высокая потребность в нем определяет необходимость разработки собственной импортозамещающей технологии его производства.

В качестве исходного сырья при производстве гибких насосно-компрессорных труб используется рулонный горячекатаный прокат из низколегированной высокопрочной стали. Из нормативно технической документации известно [5-7], что такая сталь должна сочетать в себе высокие прочностные (для группы прочности СТ80 $\sigma_T \geq 551$ Н/мм² и $\sigma_B \geq 607$ Н/мм²) и пластические ($A_{50} \geq 21$ %) свойства с одновременным ограничением по максимальной твердости ($HRC \leq 22$). Получение такого комплекса свойств возможно за счет применения регламентированного химического состава и формирования оптимальной структуры стали путем ее деформации по технологии термомеханической обработки. При этом для эффективного управления процессом важно иметь информацию о закономерности изменения микроструктуры и механических свойств высокопрочного горячекатаного проката группы прочности СТ80 в зависимости от основных параметров термомеханической обработки. Подобные данные для материала ГНКТ в настоящее время отсутствуют. Кроме того в процессах чистовой прокатки и ускоренного охлаждения будет наблюдаться неоднородное распределение температуры по толщине полосы оказывающее влияние на формируемую структуру и свойства стали. Данная особенность снижает качество проката и требует учета при разработке технологии его производства.

Степень разработанности темы исследования. Диссертационная работа представляет собой самостоятельное и логически завершенное научное исследование являющееся обобщением научных и практических результатов исследований по вопросу разработки технологии термомеханической обработки рулонного проката, предназначенного для производства ГНКТ. Развитию научных основ термомеханической обработки

посвящены работы Морозова Ю.Д., Настич С.Ю., Эфрона Л.И., Чикишева Д.Н., Салганика В.М., Мунтина А.В., Голи-Оглу Е.А., Соя С.В., Холодного А.А., Матросова Ю.И. и др. Исследованием теплового состояния и математическим описанием теплофизических процессов при прокатке занимались Татару А.С., Румянцев М.И., Зинягин А.Г., Шмаков А.В. и др.

Объект исследования – низколегированный высокопрочный горячекатаный рулонный прокат группы прочности СТ80, предназначенный для производства гибких насосно-компрессорных труб.

Предметом исследования являлось определение влияния режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на формирование микроструктуры и комплекса механических свойств; изучение влияния технологических факторов на температурное состояние полосы по толщине.

Целью работы является разработка технологии получения импортозамещающего рулонного проката для производства гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80 на основе математического и физического моделирования температурных условий термомеханической обработки.

Для этого необходимо было решить следующие основные задачи:

1. Разработать математическую модель расчета температурного состояния по толщине металла в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге широкополосного стана горячей прокатки (ШСГП).

2. Путем физического моделирования процесса контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения изучить влияние температурно-деформационных режимов на механические свойства проката.

3. Разработать рекомендации по режимам контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения для промышленного освоения технологии производства высокопрочного рулонного проката группы прочности СТ80 для гибких насосно-компрессорных труб и внедрить их в условиях ШСГП 2000 ПАО «ММК».

Тематика работы. Выносимые на защиту результаты соответствуют следующим направлениям исследований паспорта специальности 2.6.4. Обработка металлов давлением: п.1. «Исследование и расчет деформационных, скоростных, силовых, температурных и других параметров разнообразных процессов обработки давлением металлов, сплавов и композитов», п.2. «Исследование способов, процессов и технологий обработки давлением металлов, сплавов и композитов с помощью методов физического и математического моделирования».

Научная новизна и теоретическая значимость:

1. Разработана цифровая конечно-элементная модель расчета температурного состояния полосы по толщине, отличающаяся от известных блочной структурой и учетом технологических особенностей оборудования в части системы взаимодействия поверхность-воздух/вода.

2. Проведено комплексное исследование по определению реологических свойств, на основании которого впервые для стали группы прочности СТ80 получено уравнение зависимости сопротивления деформации от скорости и степени деформации в интервале температур горячей прокатки с разработкой методики расчета коэффициента теплоотдачи для системы взаимодействия поверхность-воздух/вода.

3. Получены новые научные знания о закономерности влияния режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на микроструктуру и механические свойства высокопрочной горячекатаной низколегированной стали, предназначенной для производства ГНКТ группы прочности СТ80. Тип основной структурной составляющей и пластические свойства стали определяются температурой окончания чистовой стадии прокатки в соотношении с температурой начала аустенитного превращения. Установлено, что наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств достигается при формировании феррито-бейнитной структуры путем термомеханической обработки стали с завершением деформации при

температуре 890 °С с последующим ускоренным охлаждением до 520-550 °С.

На основании установленных закономерностей **практическая значимость** заключается в разработке теоретически и экспериментально обоснованной стратегии производства рулонного проката, предназначенного для изготовления гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80:

1. Разработан алгоритм корректировки параметров чистовой прокатки и ускоренного охлаждения с использованием модели расчета температурного состояния для минимизации неоднородности структуры и механических свойств по толщине.

2. На основе разработанной стратегии предложена и опробована в условиях ШСГП 2000 ПАО «ММК» технология производства высокопрочного рулонного проката, обеспечившая соответствующий установленным требованиям для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80 комплекс механических свойств: $\sigma_{0,2} = 580-600 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 690-750 \text{ Н/мм}^2$, $A_{50} = 23-32 \%$, $\text{HRC} < 22$.

Методология и методы исследования. Исследование представляет комплекс работ с использованием методов математического и физического моделирования, а также промышленных экспериментов.

В качестве материалов для проведения исследования использовались опытные образцы из высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80, выплавленной и подвергнутой термомеханической обработке в лабораторных условиях.

Исследование формируемого в процессе чистовой стадии деформации и на отводящем роляганге градиента температур по толщине проката осуществлялось методом конечно-элементного математического моделирования в программном комплексе DEFORM 3D.

Эксперименты по опытной прокатке в промышленных условиях осуществлялись на ШСГП 2000 во время проведения научно-исследовательских и технологических работ по заказу ПАО «ММК» (договор №238760 от 09.04.2019 г.).

Положения, выносимые на защиту:

1. Конечно-элементная модель расчета температурного состояния полосы по толщине на этапах прокатки в чистовой группе клетей и ускоренного охлаждения на отводящем рольганге ШСГП 2000 ПАО «ММК».

2. Реологическое уравнение для описания сопротивления стали группы прочности СТ80 в зависимости от скорости и степени деформации в интервале температур горячей прокатки.

3. Установленные закономерности влияния температурных режимов пластической деформации и последеформационного ускоренного охлаждения на микроструктуру и механические свойства высокопрочной стали для ГНКТ группы прочности СТ80.

4. Разработанная технологическая стратегия контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на ШСГП 2000 ПАО «ММК» проката, предназначенного для производства ГНКТ группы прочности СТ80.

5. Результаты освоения производства в условиях ШСГП 2000 ПАО «ММК» высокопрочного рулонного проката из стали группы прочности СТ80.

Достоверность результатов исследований подтверждена согласованностью результатов конечно-элементного и физического моделирования результатам производства опытных партий рулонного проката в условиях стана 2000 широкополосной горячей прокатки ПАО «ММК». Работа выполнена с применением современных методов обработки данных и исследований на уникальном лабораторном оборудовании. Достоверность результатов механических испытаний обеспечивалась проведением работ в аккредитованной испытательной лаборатории ПАО «ММК» на поверенном оборудовании.

Личный вклад автора заключается в проведении комплекса теоретических и экспериментальных исследований, нацеленных на:

1. Создание конечно-элементной модели расчета температурного состояния полосы по толщине в процессе ТМО.

2. Разработку алгоритма корректировки параметров ТМО, позволяющего минимизировать неравномерность температурного состояния по толщине полосы.

3. Получение уравнения зависимости, характеризующего сопротивление стали деформации при горячей прокатке.

4. Изучение закономерностей изменения микроструктуры и механических свойств высокопрочной горячекатаной низколегированной стали для производства ГНКТ от параметров ТМО.

Основные результаты доложены и обсуждены на ряде конференций: международная молодежная научно-техническая конференция Magnitogorsk Rolling Practice (2018, 2020 гг.), 78, 79 Международные научно-технические конференция «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования» (г. Магнитогорск, 2020, 2021 гг.), International Russian Conference on Materials Science and Metallurgical Technology (RusMetalCon 2022) (г. Сочи, 2022 г.), Международная научно-техническая конференция «ПромИнжиниринг-2022» (ICIE-2022) (г. Сочи, 2022 г.).

Публикации. Основные положения и результаты диссертационной работы представлены в 16 печатных работах, из них 7 – в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ, 2 статьи – в изданиях, входящих в наукометрические базы данных Web of Science и Scopus.

Структура и объем диссертации. Общий объем диссертационной работы составляет 133 страницы. В её состав входит введение, четыре главы, список литературы и четыре приложения на 21 листе. В основной части диссертационная работа содержит 32 иллюстрации, 15 таблиц, 123 источника литературы.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ

Наиболее перспективной при разработке, освоении и текущем ремонте скважин является технология, основанная на применении длинномерных (до 8000 м) гибких насосно-компрессорных труб (ГНКТ) [1].

ГНКТ обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционной сборной насосно-компрессорной трубой:

- возможность бурения наклонных и горизонтальных стволов скважин любой длины и кривизны;
- значительно более высокая скорость спускоподъемных операций, в том числе за счет отсутствия необходимости в сборке-разборке бурильной колонны;
- возможность работы на депрессии, когда давление в скважине меньше или равно давлению продуктивного пласта;
- возможность проведения работ без глушения скважины, т.е. без остановки добычи нефти или газа.

В процессе эксплуатации гибкая труба подвергается многократной пластической деформации – изгиб при разматывании, поворот в направляющем устройстве и ввод в инъекционную головку [8]. Помимо этого трубы подвергаются упругому растяжению под собственным весом, испытывают воздействие высокого внутреннего давления, а также агрессивных сред. Поэтому сталь, используемая при производстве ГНКТ, должна обладать высокой прочностью, большой наработкой на изгиб, а также достаточной коррозионной стойкостью [9, 10].

Требования по механическим свойствам проката для гибких насосно-компрессорных труб описываются в международном стандарте API 5ST, который разработан американским институтом нефти и газа [5] и стандартом ASTM A606 [6]. Документы охватывают такие вопросы, как сортамент,

размеры, требования к материалам, методы испытаний труб и сварных швов и др.

В соответствии с нормативными документами гибкие насосно-компрессорные трубы должны изготавливаться из конструкционной высокопрочной низколегированной стали по пяти группам прочности с пределом текучести от 480 до 740 Н/мм² и более, толщиной стенки от 1,9 до 7,6 мм и базовым химическим составом по таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Требования к химическому составу стали по группам прочности по API 5ST и ASTM A606

Группа прочности	Массовая доля химических элементов, %, не более				
	C	Mn	P	S	Si
СТ70	0,16	1,20	0,025	0,005	0,50
СТ80			0,020		
СТ90		1,65	0,025		
СТ100					
СТ110					

При этом основными характеристиками проката для ГНКТ являются: предел текучести ($\sigma_{0,2}$); временное сопротивление разрыву (σ_b) и твердость (HRC) (таблица 1.2).

Таблица 1.2 – Требования к механическим свойствам подката для ГНТК по группам прочности по API 5ST и ASTM A606

Группа прочности	Предел текучести, Н/мм ²	Временное сопротивление, Н/мм ²	Твердость HRC
	не менее		не более
СТ70	482	552	22
СТ80	551	607	22
СТ90	620	669	22
СТ100	689	744	28
СТ110	744	793	30

Характерным для всех классов прочности является ограничение максимальной твердости HRC для уменьшения склонности стали к сульфидному растрескиванию под напряжением.

Также, в соответствии с ASTM A606, сталь должна обладать четырехкратной стойкостью к атмосферной коррозии по сравнению с обычными конструкционными углеродистыми сталями. Для обеспечения

данных требований она должна содержать в своем составе медь, хром, никель и кремний. Оценка атмосферной коррозионной стойкости осуществляется по химическому составу в соответствии со стандартом ASTM G101 и должна составлять не менее 6,0 единиц [7].

Среди производимых наиболее востребованными у потребителей являются гибкие насосно-компрессорные трубы группы прочности ST80 диаметром 38,1 и 44,5 мм с толщиной стенки от 3,35 до 4,40 мм. Основными поставщиками таких труб для предприятий России являлись США, Канада (National Oilwell Varco [12], Global Tubing [13], Tenaris [14]), а также Китай (Baoji Petroleum Steel Pipe Co. Ltd (BSG) [15]). Импорт ГНКТ представленных компаний в связи с санкционными ограничениями в настоящее время на территорию России прекращен.

Для удовлетворения потребности внутреннего рынка в ГНКТ их производство на территории России осуществляет компания ООО «Энгельсспецтрубмаш» (ООО «ESTM») [16]. Завод выпускает гибкие трубы диаметрами от 25,4 мм до 88,9 мм и длиной до 8000 м соответствующие международному стандарту API 5ST. Однако в качестве исходного сырья используется зарубежный металлопрокат компании ArcelorMittal (Франция), поставки которого сейчас также невозможны. Данных о производстве проката, соответствующего требованиям ASTM A606, на территории России в открытых информационных источниках нет, высокая потребность в нем диктует необходимость разработки собственной технологии его производства [17-21].

Большинство научных работ в области ГНКТ посвящены исследованию качества и долговечности самой гибкой трубы. Так в работе [22] изучается вопрос повышения качества сварного соединения за счет сварки поперечного шва трением, взамен сварного шва «bias» (на косую), рекомендуемого компанией Tenaris Coiled Tubes. Научная школа ФГАОУ ВО «РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина» исследует проблемы прогнозирования долговечности колонн гибких труб с учетом внутреннего давления

технологической жидкости, а также снижения коррозии ГНКТ при кислотных обработках методом пассивации поверхности [23]. Вместе с тем, с целью предупреждения аварий и увеличения срока эксплуатации ГНКТ компания «Athena Engineering Services» (США) уделяет особое внимание моделированию процессов износа труб в процессе эксплуатации [24]. В работе [25] рассматривается вопрос оценки остаточного ресурса гибкой трубы на основе статистических моделей, полученных по результатам натуральных испытаний трубы на усталость. Однако, вопрос характеристик исходного материала трубы изучен недостаточно.

В общем случае механические свойства проката определяются совместным влиянием факторов химического состава, режимов деформационной обработки, а также микроструктуры стали, характеризующейся размером зерна, фазовым составом, плотностью дислокаций, текстурой и др. [26-33].

В высокопрочных низколегированных сталях ключевым условием повышения уровня механических свойств является переход от феррито-перлитной структуры к мелкодисперсной феррито-бейнитной, обладающей повышенной плотностью дислокаций [34-36]. На широкополосных станах при прокатке рулонного металла данная задача решается за счет применения технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением (КП+УО) или термомеханической обработки (ТМО) [36-37], которая предполагает управление температурно-деформационными параметрами обжатий на стане и условиями ускоренного охлаждения.

Таким образом, основной задачей при разработке технологии производства рулонного проката для ГНКТ, сочетающего высокие прочностные и пластические свойства, является формирование требуемого структурного состояния путем управления температурно-деформационными режимом и параметрами ускоренного охлаждения в процессе ТМО стали регламентированного химического состава.

1.1 Технологические особенности термомеханической обработки в условиях широкополосных станов горячей прокатки

Термомеханическая обработка [40, 41] представляет совокупность операций по деформации стали с соблюдением температурных режимов, включающих температуры нагрева под прокатку, начала и конца черновой и чистовой стадий прокатки, а также начала и конца ускоренного охлаждения.

В зависимости от указанных температурных параметров схемы контролируемой прокатки классифицируют на следующие виды:

- Высокотемпературная контролируемая прокатка, проводимая в однофазной γ -области выше температуры рекристаллизации с последующим охлаждением полосы на воздухе или ускоренно.

- Низкотемпературная контролируемая прокатка (1-я стадия деформация при температуре выше A_{r3} , 2-я стадия – в двухфазной ($\gamma+\alpha$)-области) с завершающим охлаждением на воздухе или ускоренно. За счет деформации ферритных зерен обработка металла по такой технологии способствует некоторому повышению прочностных свойств стали при одновременном снижении пластических.

В зависимости от режимов последеформационного охлаждения термомеханическая обработка может подразделяться:

- Контролируемая прокатка + ускоренное охлаждение до заданной температуры (обычно 500–550 °C со скоростью 10–20 °C/c).

- Контролируемая прокатка с последующим охлаждением до температуры ниже точки M_n (прямая закалка).

- Двухступенчатое ускоренное охлаждение: первая ступень охлаждения – после деформации в γ -области с окончанием в области отсутствия рекристаллизации (промежуточное или межфазное охлаждение), далее окончательная деформация в γ - или ($\gamma+\alpha$)-области и ускоренное охлаждение до заданной температуры.

На широкополосных станах горячей прокатки производство рулонного проката основывается на деформационной обработке исходной заготовки в группе клетей, расположенных в одну линию (5-6 черновых клетей и 6-7 чистовых клетей) и последующей смотке полученной полосы в рулоны.

В качестве исходной заготовки используются непрерывнолитые слябы толщиной 250 мм, длиной до 10 м (минимальная длина ограничивается возможностями оборудования и обычно составляет не менее 5 м) и шириной примерно равной ширине готового проката (ширина листа + 40-60 мм).

Первой технологической операцией является нагрев слябов. Нагрев слябов производится в печах с шагающими балками. Температура нагрева в условиях ШСП обычно составляет 1150-1250 °С в зависимости от химического состава стали. Такая температура необходима для [42-44]:

- снижение нагрузок на последовательные черновые клетки, поскольку число обжатов в черновой стадии КП ограничено количеством клетей;
- необходимостью обеспечить полное растворение легирующих элементов, таких как Ti, Nb и V.

Однако, нагрев до более высоких температур приводит к чрезмерному росту аустенитного зерна, что в последствии ведет к получению в готовом прокате крупных зерен сформированных фаз и падению уровня механических свойств стали. Торможение роста аустенитного зерна достигается добавлением в сталь таких элементов как V (сдерживает рост зерна до температуры 1000-1100 °С), Nb (сдерживает рост зерна до температуры 1150 °С) и Ti (сдерживает рост зерна до температуры более 1200 °С).

Основная деформация сляба происходит в процессе черновой стадии прокатки, где суммарная степень деформации составляет более 75%. Процесс прокатки в черновой стадии сопровождается постоянной рекристаллизацией зерен аустенита и их дроблением за счет деформации, что позволяет на выходе из черновой группы клетей получить структуру, состоящую из

мелких рекристаллизованных зерен аустенита размером $\approx 40-70$ мкм [46]. При этом, за счет торможения диффузионных процессов при пониженных температурах, рекристаллизация зерен аустенита идет с меньшей интенсивностью [42, 45]. Основными факторами, влияющими на динамику процесса статической рекристаллизации зерен аустенита являются: наличие в стали микролегирующих элементов, сдерживающих рост зерна; размер деформированного зерна аустенита, температура металла, степень предшествующей деформации, а также продолжительность междеформационной паузы. Также в процессе черновой стадии прокатки не допускаются частные обжатия со степенями деформации менее 13%, которые могут привести к спонтанному росту аустенитного зерна.

Черновая группа может состоять как из отдельно стоящих универсальных клетей, так и иметь непрерывную группу. На ШСГП 2000 ПАО «ММК» установлено 6 черновых клетей: первые 3 клетки расположены на расстоянии 20-35 м друг от друга, последующие 3 клетки образуют непрерывную группу с мецелетьевым расстоянием около 11 м. Черновая группа ШСГП 2500 ПАО «ММК» состоит из 2 реверсивных клетей расположенных на расстоянии 16 м друг от друга, прокатка на котором осуществляется в режиме тандема [47, 48].

После завершения прокатки в черновых клетях раскат перемещается по промежуточному рольгангу, который необходим для выравнивания температурного поля по длине раската за счет применения теплосберегающих экранов (энкопанелей) и сохранения температуры раската при прокатке тонких листов, либо для подстуживания металла при производстве трубных марок стали. В процессе подстуживание подката происходит выделение частиц Nb(C,N), что позволяет ограничить рост аустенитного зерна.

Толщина промежуточного раската, применительно к условиям ШСГП 2000 ПАО «ММК», ограничена 25-60 мм. Температура металла на входе в чистовую группу клетей обычно составляет 1000-1050 °С.

По техническим характеристикам оборудования минимальная температура начала чистой прокатки составляет 950 °С.

Чистовая группа ШСГП состоит из 6-7 близко расположенных клеток (промежутков около 6 м), образующих таким образом непрерывную группу, то есть прокатка производится с одновременным нахождением металла во всех клетях. В соответствии с законом постоянства секундных объемов при уменьшении толщины полосы скорость прокатки в последующих клетях непрерывной группы возрастает. Это, соответственно, ведет к уменьшению длительности междеформационной паузы от первой к последней клетки. В соответствии с работами [49-51] в процессе чистой стадии прокатки происходит частичное выделение частиц Nb(C, N) с сохранением к концу прокатки до 50% Nb в виде твердого раствора. Наличие таких частиц обеспечивает торможение процесса рекристаллизации и обжата в чистовых клетях ШСГП идет с накоплением деформации и повышением дефектности структуры аустенита, следствием чего является измельчение структуры стали. Кроме того увеличение степени деформации за проход способствует росту скорости разупрочнения в период междеформационной паузы и получению более мелкого рекристаллизованного зерна аустенита.

Для регулирования температуры полосы в промежутке между клетями установлены специальные устройства для межклетьевого охлаждения. В процессе прокатки температура по длине полосы распределяется неравномерно: происходит снижение температуры от переднего конца полосы к заднему (эффект «температурного клина»). Поэтому для минимизации разности температур между головной и хвостовой частью раската прокатка на ШСГП ведется с ускорением. Температура конца прокатки должна обеспечивать получение требуемого уровня механических свойств, но применительно к условиям ШСГП 2000 она не может быть ниже 780 °С из-за ограничения по энергосиловым характеристикам чистовых клеток.

Завершающим этапом ТМО является ускоренное охлаждение (УО) рулонного проката. Фундаментальные основы процесса превращения аустенита при охлаждении низколегированных сталей рассмотрены в работах [52, 53], а применительно к условиям термомеханической прокатки - в работах [54-58]. Особенности формирования микроструктуры в низкоуглеродистых сталях с добавками Mn, Ni, Cr, Cu в условиях охлаждения на промежуточном рольганге ШСП изложены в работах [46, 60-62].

При этом ключевыми характеристиками процесса ускоренного охлаждения являются:

- температура начала и окончания охлаждения ($T_{\text{нуо}}$ и $T_{\text{см}}$);
- скорость охлаждения ($V_{\text{охл}}$).

Температура начала ускоренного охлаждения оказывает влияние на тип формируемых фаз [63, 64]. Для формирования в низколегированной стали структуры бейнита (игольчатого феррита) необходимо охлаждение стали начинать выше температуры A_{r3} , т.е. из однофазной аустенитной области (рисунок 1.1, *a*). Формирование структуры, состоящей из зерен полигонального феррита и бейнита, происходит при начале охлаждения стали ниже температуры A_{r3} (рисунок 1.1, *b*). При скоростях охлаждения выше критических в структуре стали могут наблюдаться участки мартенсита наряду с ферритной фазой.

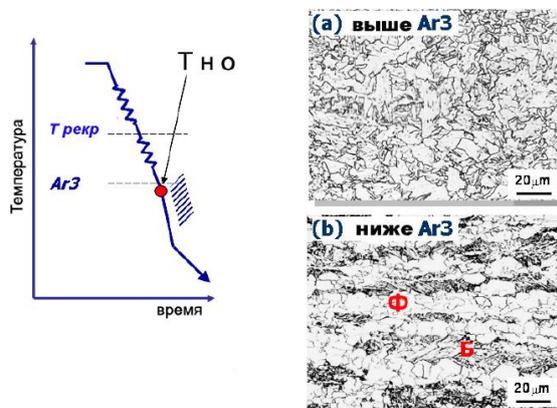


Рисунок 1.1– Структура стали при охлаждении от температур выше или ниже A_{r3} [64]

Температура окончания ускоренного охлаждения влияет на тип продуктов превращения и их дисперсность. На рисунке 1.2 видно, что при температуре окончания ускоренного охлаждения $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ наряду с ферритной фазой наблюдается наличие цементита по границам зерен. При охлаждении до достаточно низких температур ($305\text{ }^{\circ}\text{C}$) структура стали состояла из зерен бейнита с небольшими участками мартенсито-аустенитной фазы.

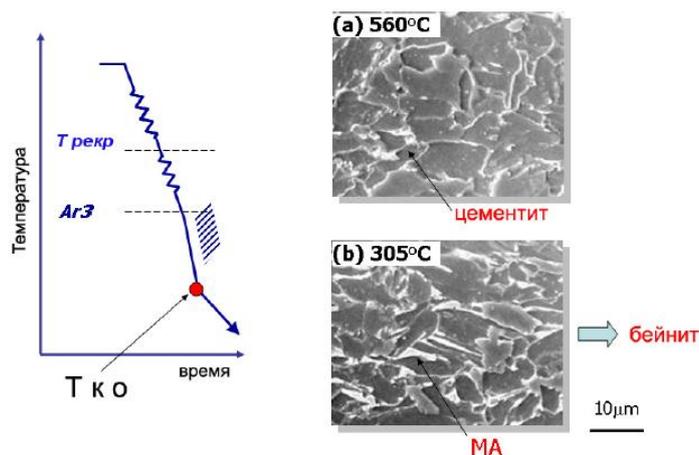


Рисунок 1.2 – Влияние температуры начала ускоренного охлаждения на структуру стали [64]

Легирование стали элементами, повышающими устойчивость аустенита, такими как Ni, Cr, Mn, Mo и Cu позволяет сдвинуть линию начала аустенитного превращения на С-образной диаграмме ниже и правее. Это позволяет дополнительно измельчить зерно за счет деформации при более низких температурах, а также при равных скоростях охлаждения получить взамен феррито-перлитной структуру, состоящую из продуктов промежуточного превращения [45, 65].

При высоких температурах окончания ускоренного охлаждения основным продуктом превращения является полигональный феррит. Для получения неравновесной микроструктуры (бейнита различной морфологии, сорбита или троостита) необходимо либо повышение скорости охлаждения, либо легирование стали элементами, повышающими устойчивость аустенита [53, 62, 66]. При увеличении скорости охлаждения также наблюдается

повышение дисперсности микроструктуры [67]. Это явление объясняется тем, что для роста новых зерен требуется больше времени, чем для их зарождения.

Для формирования мелкодисперсной микроструктуры рулонного проката УО в производственных условиях на ШСГП должно производиться с максимальной интенсивностью на ранней стадии, сразу после выхода полосы из клетки [46].

Принцип работы установок ускоренного охлаждения (УУО), применяемых на ШСГП, состоит в регулируемой подаче воды к горячему металлу с целью отвода тепла с его поверхности. В соответствии с типом подачи воды установки ускоренного охлаждения можно разделить на несколько основных групп: охлаждение водяной завесой, охлаждение ламинарными струями, охлаждение водо-воздушной смесью и струйные устройства форсуночного типа. Наибольшее распространение среди них получили коллектора ламинарного типа с U-образными трубками. При этом регулировка интенсивности охлаждения осуществляется дискретно, т.е. путем включения или выключения отдельных коллекторов, а расход является постоянным. Для повышения равномерности охлаждения горячекатаных полос по их ширине может использоваться охлаждение водяной завесой. Конструктивно коллектор такой установки представляет собой металлический короб с длинным щелевым отверстием перпендикулярно направлению прокатки, из которого вода поступает ламинарной стеной на полосу. В промышленных установках ускоренного охлаждения может использоваться как один, так и комбинация способов.

На стане 2000 ПАО «ММК» ускоренное охлаждение производится на отводящем рольганге, который состоит из двух участков охлаждения (первый 38,6 м, второй 88,3 м). После первого и второго участков охлаждения установлены группа моталок для смотки полос (первая группа – для полос толщиной до 3,0 мм, вторая группа – для полос толщиной до 20,0 мм). Участки охлаждения состоят из плотно расположенных групп

коллекторов ламинарного охлаждения [48] с подачей воды сверху и снизу. На первом участке охлаждения установлено 28 секций, на втором 32. Температура смотки полос ограничена возможностями оборудования и составляет не менее 500 °С.

Схожая компоновка применена на ШСГП 2000 ПАО «Северсталь». Здесь протяженность первого участка охлаждения составляет 69 м, второго – 66,2 м. В линии отводящего рольганга также установлены две группы моталок для сотки тонких и толстых полос. В конце первого и второго участков охлаждения имеются дополнительные зоны охлаждения для более точного достижения температуры смотки [68]. В отличие от ШСГП 2000 ПАО «ММК» регулировка температуры полосы может осуществляться не только выбором числа включенных секций охлаждения, но также и варьированием количества воды, подаваемого через каждую секцию охлаждения.

На стане 2000 ПАО «НЛМК» установка ускоренного охлаждения в линии отводящего рольганга конструктивно выполнена в виде одного участка охлаждения, протяженностью 109,6 м. Установка состоит из 80 секций с верхней и нижней стороны относительно линии прокатки. Регулирование температуры смотки осуществляется посредством выбора включенных секций охлаждения.

Режим подачи воды на полосу в условиях ШСГП 2000 ПАО «ММК» рассчитывается автоматически на основе выбора заложенных в базу схем и порядка включения секций охлаждения. Корректировка режима охлаждения осуществляется по показаниям инфракрасных пирометров, измеряющих температуру поверхности полосы и установленных перед каждой из групп моталок. При освоении нового сортамента или внесении корректировок в действующую технологию управление установкой ускоренного охлаждения осуществляется в ручном режиме.

Таким образом, основными факторами, которые оказывают влияние на получение конечной микроструктуры в прокатке, являются: температура

завершения чистой стадии деформации, температура начала ускоренного охлаждения, а также скорость охлаждения до температуры смотки и сама температура смотки. Выбор их рационального сочетания вместе с режимами деформационной обработки позволяет обеспечить формирование мелкодисперсной феррито-бейнитной микроструктуры низколегированной стали, как условия получения необходимого сочетания прочностных и пластических свойств.

Вследствие большого числа факторов управление микроструктурой металла в процессе прокатки на ШСГП является достаточно трудной задачей, которая усложняется нелинейным характером изменения температуры проката за период технологического процесса. Кроме того вследствие разности температур различных участков по толщине в прокате будет наблюдаться неоднородная микроструктура и анизотропия механических свойств. Так в работе [69] представлены результаты изучения микроструктуры листового проката толщиной 50 мм после ускоренного охлаждения до температуры 600 °С. Автором получено, что вследствие значительной разности в скоростях охлаждения микроструктура поверхностных слоев состояла из 100% бейнитной фазы, в то время как центральные слои металла имели структуру из смеси феррита и бейнита в равном процентном соотношении, что сказалось на снижении уровня механических свойств стали.

Следует отметить, что градиент температур по толщине проката полностью устранить нельзя, но путем выбора рациональных режимов обработки на ШСГП его можно минимизировать. Для этого необходимо иметь информацию о изменении температуры в различных точках сечения проката за период технологического цикла ТМО.

1.2 Факторы, определяющие температурное состояние металла в линии ШСП

В процессе ТМО температура металла изменяется в результате: охлаждения за счет излучения, конвективного теплообмена с окружающим воздухом, контактного теплообмена с рабочими валками в процессе деформации, охлаждения водой в межклетевых промежутках и в установке ламинарного охлаждения, а также разогрева за счет энергии пластической деформации. Основным параметром, характеризующим интенсивность данных процессов и учитывающим конкретные условия их протекания является коэффициент теплоотдачи α , Вт/(м²*К). Он показывает, какое количество тепла передается от единицы поверхности к жидкости в единицу времени при разности температур между стенкой и жидкостью в 1 градус.

Коэффициент теплоотдачи зависит от многих факторов: вида и режима движения охлаждающей среды, ее физических свойств, размеров и формы поверхности. Наиболее существенное влияние на величину « α » оказывают коэффициент теплопроводности « λ », удельная теплоемкость « c », плотность « ρ », вязкость охлаждающей среды (динамическая « μ » и кинематическая « ν ») [70].

Аналитически коэффициент теплоотдачи определяют из критериальных уравнений, полученных преобразованием дифференциальных уравнений гидродинамики и конвективного теплообмена методами теории подобия. Основная идея теории подобия заключается в том, что первое частное описание явления (искомой закономерности) получают экспериментально на основе модельной системы, а результаты представляют в критериальном виде, что позволяет получать данные для других явлений, подобных модельному. Согласно положениям теории подобия конвективный теплообмен без изменения агрегатного состояния веществ в стационарных условиях может быть описан критериальным уравнением вида:

$$Nu = f(Re, Pr, Gr, \Gamma) \quad (1.2)$$

Критерий Нуссельта « Nu » характеризует подобие процессов теплопереноса на границе между стенкой и потоком жидкости [71, 72]. Различают средний по поверхности и локальный критерий Нуссельта. Поскольку нас интересует изменение коэффициента теплоотдачи от радиуса растекания жидкости, то нам необходим именно локальный критерий Нуссельта Nu , который определяется выражением:

$$Nu = \frac{\alpha \cdot l}{\lambda} \quad (1.3)$$

где l – определяющий размер, м;

λ – коэффициент теплопроводности жидкости, Вт/(м*К).

Поскольку критерий Нуссельта, входящий в уравнение (1.3) является определяемой величиной, а основной охлаждающей средой в производственных условиях является вода, то коэффициент теплоотдачи может быть рассчитан по формуле:

$$\alpha = \frac{Nu \cdot \lambda_{\text{в}}}{l} \quad (1.4)$$

В работе [72] на основе экспериментальных данных получено выражение, которое позволяет рассчитать число Нуссельта с учетом температуры полосы и охлаждающей воды:

$$Nu = 2,773 \cdot 10^{-5} \cdot Re^{1,719} \cdot \theta^{0,964} \quad (1.5)$$

где θ – это параметр, определяющий влияние температур поверхности полосы ($t_{\text{п}}$) и охлаждающей воды ($t_{\text{в}}$) на интенсивность теплоотдачи:

$$\theta = \frac{100 - t_{\text{в}}}{t_{\text{п}} + 273} \quad (1.6)$$

Re – критерий подобия Рейнольдса, который характеризует гидродинамический режим потока при вынужденном движении и является мерой соотношения сил инерции и вязкого трения (в зависимости от конструкции охлаждающих коллекторов за характерный размер принимается d_c – диаметр сопла для коллектора со струйным течением жидкости).

Критерий Рейнольдса « Re » характеризует гидродинамический режим потока при вынужденном движении и является мерой соотношения сил инерции и вязкого трения:

$$Re = \frac{V \cdot l}{\nu} = \frac{V \cdot l \cdot \rho}{\mu} \quad (1.7)$$

где ρ – плотность жидкости, кг/м³;

ν – коэффициент кинематической вязкости, м²/с;

μ – коэффициент динамической вязкости, Па*с;

V – скорость течения жидкости, м/с.

В соответствии с формулой (1.7) критерий подобия Рейнольдса помимо скорости истечения воды, также зависит и от ее кинематической вязкости, которая может быть рассчитана по следующей формуле:

$$\nu_B = \frac{1,78 \cdot 10^{-6}}{1 + 0,0337t_B + 0,000221t_B^2} \quad (1.8)$$

Коэффициент теплопроводности для воды:

$$\lambda_B = 0,553 \cdot (1 + 0,003t_B) \quad (1.9)$$

Объединяя представленные выражения, коэффициент теплоотдачи в общем случае при охлаждении поверхности полосы водой будет рассчитываться по следующей формуле:

$$\alpha_i = k \cdot l^{0,719} \cdot (1 + 0,003t_B) \cdot [\nu_B \cdot (1 + 0,0337t_B + 0,000221t_B^2)]^{1,719} \cdot \left(\frac{100 - t_B}{t_{\Pi} + 273} \right)^{0,964} \quad (1.10)$$

где k – числовой множитель, рассматриваемый как эмпирический параметр оборудования, оптимальное значение которого подбирается на основе сравнения результатов расчета соответствующих температур с фактически полученными данными.

При падении водяного потока на поверхность движущегося горячего листа формируется две зоны контакта воды с охлаждающей полосой, характеризующиеся существенно разными условиями теплоотдачи.

Авторами в работах [73-75] проведен значительный объем исследований в области жидкостного охлаждения горячего металла. Установлено, что время непосредственного контакта струи воды с полосой составляет менее 10^{-8} сек – это зона соударения воды с поверхностью листа, которая характеризуется сравнительно плотным контактом металла с водой и высоким коэффициентом теплоотдачи. Зона максимальной теплопередачи обычно принимается равной 2–4 диаметрам струи [76]. Вторая зона – это область пленочного кипения, образующаяся вокруг зоны соударения, для которой характерно образование парового слоя, отделяющего поверхность металла от расположенного выше слоя воды, что приводит к значительному понижению коэффициента теплоотдачи [71].

Для расчета коэффициента теплоотдачи в зоне стабильного пленочного кипения используется формула Беренсона [77]:

$$\alpha_{\text{кон.пар}} = 0,425 \cdot \left[\frac{\lambda_{\text{пар}}^3 \rho_{\text{пар}} g (\rho_{\text{в}} - \rho_{\text{пар}}) (h_{\text{пар}} + 0,4c_{\text{пар}}(t_{\text{п}} - t_{\text{к}}))}{\mu_{\text{пар}}(t_{\text{п}} - t_{\text{к}}) \sqrt{\sigma/g(\rho_{\text{в}} - \rho_{\text{пар}})}} \right]^{1/4} \quad (1.11)$$

где $\lambda_{\text{пар}} = 2,37 \cdot 10^{-2}$ Вт/(м*с) – коэффициент теплопроводности пара;

$\rho_{\text{пар}} = 0,6$ кг/м³ – плотность пара;

$\mu_{\text{пар}} = 1,2 \cdot 10^{-7}$ Па·с – коэффициент динамической вязкости пара;

$h_{\text{пар}} = 2260$ кДж/кг – удельная теплота парообразования;

$c_{\text{пар}} = 2135$ Дж/(кг·К) – удельная теплоемкость пара;

$\sigma = 0,123 \cdot (1 - 0,00139t_{\text{в}})$ – коэффициент поверхностного натяжения воды;

$\rho_{\text{в}}$ – плотность воды;

$t_{\text{п}}$ и $t_{\text{к}}$ – температура поверхности полосы и кипения воды соответственно, °С.

При $\Delta t = t_{\text{п}} - t_{\text{к}} \approx 600-700$ °С коэффициент теплоотдачи пленочного кипения минимален, при увеличении разницы температур он возрастает за счет излучения через слой пара. В этой области температур общий

коэффициент теплоотдачи может быть рассчитан с использованием следующих уравнений:

$$\text{при } \alpha_{\text{кон}} < \alpha_{\text{изл}} \quad \alpha_{\text{пар}} = (\alpha_{\text{кон.пар}}^{4,3} + \alpha_{\text{изл}}^{1,3})^{3/4} \quad (1.12)$$

$$\text{при } \alpha_{\text{кон}} \geq \alpha_{\text{изл}} \quad \alpha_{\text{пар}} = \alpha_{\text{кон.пар}} + 0,75\alpha_{\text{изл}}$$

где $\alpha_{\text{изл}}$ – коэффициент теплоотдачи излучение.

Согласно закону Стефана-Больцмана коэффициент теплоотдачи излучением может быть рассчитан по формуле:

$$\alpha_{\text{изл}} = \sigma \varepsilon \frac{(t_{\text{п}}^4 - t_{\text{е}}^4)}{t_{\text{п}} - t_{\text{е}}} \quad (1.13)$$

где $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$ (Вт·м)/К⁴ – постоянная Стефана-Больцмана;

ε – коэффициент излучения (степень черноты металла);

$t_{\text{е}}$ – температура окружающей среды.

Степень черноты металла определяется его температурой и состоянием поверхности и может быть рассчитана по формуле [77]:

$$\varepsilon = \left(\frac{t}{1000} \right) \cdot \left(\frac{0.125t}{1000} - 0.38 \right) + 1.1 \quad (1.14)$$

1.3 Методы расчета температурного состояния полосы в процессе прокатки на ШСГП

Обобщенно все методы расчета температурного состояния полосы при прокатке можно разделить на две группы. Первая из них базируется на статистическом анализе результатов экспериментальных исследований и данных, полученных в условиях промышленного производства. Вторая – на основе решения теоретических уравнений теплового баланса с учетом динамических характеристик среды.

Сущность первой группы методов состоит в построении эмпирических зависимостей, полученных в ходе регрессионной обработки экспериментальных данных, собранных на различных участках стана.

Полученные таким путем модели применимы только к конкретным условиям стана и определенному диапазону варьирования параметров. Также они не применимы при освоении производства нового сортамента, разработке новых технологических схем производства и проектировании оборудования.

Теоретические методы основаны на описании теплофизических процессов аналитическими формулами путем решения задач нестационарной теплопроводности. Главным преимуществом таких методов является возможность расчета температуры по объему металла путем решения дифференциальных уравнений теплопроводности методом конечных разностей [78-82] или методом конечных элементов [83-85].

Математические модели для вычисления температуры полосы при горячей прокатке базирующиеся на методе конечных разностей на сегодняшний день реализованы в виде различных программных продуктов (VAI-Q-Strip, разработанная фирмой VOEST-ALPINE STAHL (Австрия) [86]; HSMM (Hot Strip Mill Model), разработанная фирмой INTEG process group., inc.) [87, 88] и позволяют рассчитывать распределение температуры по сечению проката при переменных степени и скорости деформации, а также в процессе ускоренного охлаждения.

Модель VAI-Q-Strip была разработана в 1997 году применительно к стану VOEST-ALPINE STAHL LINZ и включает в себя реверсивную черновую клетку и непрерывную группу из 7 чистовых клеток. Данная модель в «онлайн» режиме позволяет количественно моделировать процессы аустенизации и растворения карбонитридов в процессе нагрева, роста аустенитного зерна, его рекристаллизации, распада с образованием феррито-перлитных микроструктур во время чистовой и черновой стадии прокатки. Температура полосы рассчитывается для набора точек по длине и ширине полосы с учетом потерь тепла конвекцией, излучением, теплоотводом к прокатным валкам и охлаждением водой.

Модель HSMM имеет несколько более широкий функционал. Пользователю предоставляется возможность самостоятельно скомпоновать

необходимую конфигурацию стана, которая может включать нагревательные печи, черновую и чистовую группу клетей, промежуточный и отводящий рольганги, а также намоточные устройства. Программа включает в себя набор эмпирических и полуэмпирических моделей для некоторой базы марок низкоуглеродистых, высокопрочных и IF-сталей.

Однако применения таких продуктов для проведения научных исследований затруднено вследствие действующих на них лицензий, узкой направленностью и ограниченностью в выборе химического состава стали.

Наиболее широким функционалом обладают программные продукты для математического моделирования, основанные на методе конечных элементов (МКЭ). Они, применительно к процессам обработки металлов давлением, позволяют моделировать процессы пластического формоизменения материалов, исследовать напряженно-деформированное состояние, температурные поля при различных процессах в широких диапазонах варьирования в любой промежуток времени и любой точке исследуемого объекта. При этом все эти задачи решаются одновременно. Среди таких продуктов наибольшее распространение получили: DEFORM-3D, MSC Nastran, Marc, Dytran, PAM-STAMP 2G, Qform 3D, ANSYS.

Для расчета температурного состояния полосы в процессе чистовой стадии прокатки и последеформационного ускоренного охлаждения был выбран программный комплекс DEFORM-3D. DEFORM – это специализированный модульный программный продукт, предназначенный для имитации и анализа процессов обработки металлов давлением, термической и механической обработки. Программный комплекс предоставляет пользователю возможность решения как двухмерных, так и трехмерных задач различными методами: методом разреженных матриц и методом сопряженных градиентов. Программа имеет гибкую модульную структуру, выбираемую под специфику решаемых задач с возможностью дополнения баз данных для уникального материала.

Описанию теплового состояния металла при горячей прокатке с использованием метода конечных элементов посвящены работы [89-91]. Модели реализованы в программных комплексах Deform, Ansys и Abaqus. Авторами работ затронуты вопросы распределения деформаций и полей температур в период технологического цикла ТМО. Однако, вопрос минимизации неравномерности температурного поля по толщине металла изучен недостаточно.

Для наиболее приближенного описания моделируемого технологического процесса конечно-элементная математическая модель должна включать двух- или трехмерные модели заготовки и деформирующего инструмента, что реализуется средствами программного продукта или сторонних САД-систем; описание граничных условий в виде скорости движения инструмента, температуры заготовки и инструмента, коэффициент трения, условия теплообмена на границе инструмент-заготовка и с поверхности самой заготовки и др.; а также описание свойств исследуемого материала.

1.4 Постановка цели и задач исследования

Наиболее перспективной при разработке, освоении и текущем ремонте скважин является технология, основанная на применении длинномерных гибких насосно-компрессорных труб, имеющих длину до 8000 м. Однако, при высоком спросе на такую трубу из-за санкционных ограничений импорт ГНКТ на территорию России прекращен, а данных о выпуске отечественного проката для ее производства в открытых информационных источниках нет.

Надежность колонны ГНКТ обеспечивается сочетанием механических свойств исходного материала трубы. В соответствии с условиями эксплуатации прокат для производства ГНКТ должен быть пластичным ($A_{50} \geq 20 \%$) и одновременно достаточно прочным ($\sigma_T \geq 550 \text{ Н/мм}^2$ и $\sigma_B \geq 610 \text{ Н/мм}^2$ для группы прочности СТ80), чтобы выдерживать многократные циклы сматывания и наматывания на барабан, а также растяжение под собственным весом.

Выполнение данных требований в условиях широкополосных станов горячей прокатки является достаточно сложной задачей. Для ее решения необходим переход от традиционных схем прокатки, осуществляемых в однофазной γ -области с получением феррито-перлитных структур, к технологии термомеханической обработки, сочетающей контролируемую прокатку с ускоренным охлаждением и обеспечивающей формирование в конечной структуре стали продуктов промежуточного превращения с высокой плотностью дислокаций. При этом важной проблемой является выбор рационального сочетания деформационно-скоростных и температурных параметров с учетом особенностей технологии и оборудования для производства полосы. Здесь очевидно становится необходимым иметь информацию о изменении микроструктуры и механических свойств горячекатаного проката от основных параметров термомеханической обработки. Подобные данные для материала гибких труб в настоящее время отсутствуют.

Важной проблемой также является неравномерное распределение температуры по сечению металла в плоскости прокатки. Вследствие разности температур различных участков по толщине в прокате формируется неоднородная микроструктура и свойства. При этом полностью устранить градиент температур по толщине проката невозможно, но путем выбора рациональных режимов обработки на ШСГП его можно минимизировать. Для этого необходимо иметь информацию о изменении температуры в различных точках сечения проката за период технологического цикла ТМО.

Результаты выполненного анализа послужили основанием для постановки цели работы, которая заключалась в разработке технологии получения импортозамещающего рулонного проката для производства гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80 на основе математического и физического моделирования температурных условий термомеханической обработки.

Для этого необходимо было решить следующие основные задачи:

1. Разработать математическую модель расчета температурного состояния по толщине металла в чистовой группе клетей и на отводящем рольганге ШСГП.

2. Путем физического моделирования процесса контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения изучить влияние температурно-деформационных режимов на микроструктуру и механические свойства проката.

3. Разработать рекомендации по режимам контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения для промышленного освоения технологии производства рулонного проката для гибких насосно-компрессорных труб и внедрить их в условиях ШСГП 2000 ПАО «ММК».

ГЛАВА 2 РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ТЕМПЕРАТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПО ТОЛЩИНЕ МЕТАЛЛА В ЛИНИИ ШСГП

2.1 Модель расчета режима прокатки

Задача расчета режима прокатки заключается в выборе рационального распределения частных обжатий по клетям с учетом температурных режимов ТМО и необходимости в наиболее полной проработке микроструктуры нерекристаллизованного аустенита в чистовой стадии. При этом основным ограничением, затрудняющим выбор режимов обжатий, будут являться энергосиловые характеристики прокатных клетей.

Для распределения частных обжатий по проходам в чистовой группе клетей использовался метод коэффициентов обжатий [92-100] с допущением линейного характера изменения n_i от первого к последнему проходу.

$$n_i = n_{F1} - \frac{n_{F1} - n_{Fк}}{N_F - 1} \cdot (i - 1) \quad (2.1)$$

где n_{F1} - коэффициент обжатия в первом чистовом проходе;

$n_{Fк}$ - коэффициент обжатия в последнем чистовом проходе (для исключения чрезмерного роста зерна $n_{Fк} \geq 1,14$);

N_F - число проходов в чистовой группе клетей (поскольку прокатка сляба на ШСГП 2000 в чистовой группе осуществляется непрерывно, то число проходов равно числу катающих клетей);

$$n_{F1} = 2n_{Fcp} - n_{Fк} \quad (2.2)$$

где n_{Fcp} - средний коэффициент обжатия при чистовой прокатке

$$n_{Fcp} = \sqrt[N_F]{h_p/h_{п}}, \quad (2.3)$$

где h_p - толщина промежуточного раската, мм;

$h_{п}$ - толщина полосы, мм

Скоростной режим прокатки выбирался в соответствии с законом постоянства секундных объемов от последней катающей клетки. Скорость в

клети задавалась из расчета достижения необходимой температуры конца чистовой стадии прокатки.

Поскольку основным ограничением при выборе деформационно-скоростных режимов являются энергосиловые характеристики прокатных клетей, то неотъемлемой частью расчета режима обжатий является проверка загрузки клетей по усилию и моменту прокатки.

Расчет усилия прокатки P , тс производился по формуле А.И. Целикова [101], откуда видно, что для его определения необходимо знать среднее контактное давление p_{cp} и площадь контакта металла с валками, которая рассчитывается через ширину листа b и длину очага деформации:

$$P = p_{cp} \cdot b \cdot \sqrt{R \cdot \Delta h}. \quad (2.4)$$

Для определения среднего контактного давления при горячей прокатке использовалась теоретическая формула А.И. Целикова:

$$p_{cp} = 1,15 \cdot \sigma_s \cdot n_s, \quad (2.5)$$

где σ_s - истинное сопротивление деформации, Н/мм²;

n_s - коэффициент напряженного состояния.

Форма очага деформации r_m

$$r_m = \frac{2 \cdot \sqrt{R \cdot \Delta h}}{h_0 + h_1}. \quad (2.6)$$

Коэффициент напряженного состояния n_s

$$n_s = 0,75 + 0,25 \cdot r_m, \text{ при } r_m > 2, \quad (2.7)$$

$$n_s = 0,5 \cdot \left(r_m + \frac{1}{r_m} \right), \text{ при } r_m < 1,99. \quad (2.8)$$

Истинное сопротивление деформации σ_s рассчитывалось в зависимости от химического состава стали, температуры, скорости и степени деформации по методике Андреюка Л.В. [102, 103]:

$$\sigma_s = \sigma_{0.д.} \cdot u^a \cdot (10 \cdot \varepsilon)^b \cdot \left(\frac{t}{1000}\right)^c, \quad (2.9)$$

$$\sigma_{0.д.} = 66,8 + 0,1 \cdot [(k'_1 X_1 + k''_1 X_1^{1.5}) + \dots + (k'_n X_n + k''_n X_n^{1.5})], \quad (2.10)$$

$$a = 0,126 + 0,01 \cdot [(l'_1 X_1 + l''_1 X_1^{1.5}) + \dots + (l'_n X_n + l''_n X_n^{1.5})], \quad (2.11)$$

$$b = 0,125 + 0,01 \cdot [(m'_1 X_1 + m''_1 X_1^{1.5}) + \dots + (m'_n X_n + m''_n X_n^{1.5})], \quad (2.12)$$

$$c = -2,82 + 0,01 \cdot [(n'_1 X_1 + n''_1 X_1^{1.5}) + \dots + (n'_n X_n + n''_n X_n^{1.5})], \quad (2.13)$$

где u – скорость деформации;

ε - степень деформации;

t – температура.

k' , k'' , l' , l'' , m' , m'' , n' , n'' - коэффициенты уравнения, определяемые химическим составом стали.

Момент прокатки M , тс*м рассчитывался по формуле [101]

$$M = 2 \cdot P \cdot \sqrt{R \cdot \Delta h} \cdot 0,51 \cdot r_m^{-0,34}, \quad (2.14)$$

где R – радиус валка, мм

Модель расчета режима прокатки была реализована с использованием программного продукта Microsoft Excel.

2.2 Модель температурного состояния по толщине металла в чистовой группе ШСГП

Изменение температуры раската в процессе деформации в чистовой группе клеток ШСГП обусловлено контактом с прокатными валками, конвективным и лучистым отводом тепла с поверхности полосы. Кроме того, для управления температурой полосы в промежутках между клетями имеются установки принудительного охлаждения, где теплообмен происходит в результате контакта поверхности раската с водой. При этом поверхностные слои металла будут охлаждаться с большей интенсивностью, чем внутренние. Это обуславливается относительно низким коэффициентом теплопроводности стали. В результате температурное поле в поперечном

сечении будет иметь градиентный вид с максимумом в центральных слоях листа, а при последующем обжати в клетки за счет энергии деформации температура прокатываемого металла будет повышаться, однако вследствие взаимодействия рабочих валков с поверхностью раската температура его поверхностных слоев в месте контакта снижается. Таким образом, исследование температурного состояния металла в линии ШСГП является сложной и многофакторной задачей.

Для расчета температурного состояния полосы в процессе чистовой стадии деформации на ШСГП 2000 ПАО «ММК» был принят «элементарный объем». Размеры заготовки составляли 32,4 x 2,0 x 200 мм (толщина, ширина и длина соответственно). Деформация заготовки осуществлялась на толщину 4,4 мм за семь проходов. При моделировании технологического процесса прокатки, были приняты следующие принципы и допущения:

- количество элементов тетраэдральной сетки 150000;
- температура окружающей среды и охлаждающей воды 20 °С;
- начальное распределение температуры металла – равномерное по объему, равное 990 °С;
- температура рабочих валков в каждой клетке равномерна и принята на входе в очаг деформации равной 60 °С [104];
- коэффициент теплоотдачи в системе «валок-полоса» постоянен и принят равным 10,6 кВт/м²*К;
- закон трения в зоне контакта валок-заготовка – по Зибелю (0,3);
- валки – абсолютно жесткие, заготовка – вязкопластичная;
- реологические свойства деформируемой заготовки заданы в виде кривых упрочнения в зависимости от температуры, скорости и степени деформации (рисунок 2.1). Кривые упрочнения для исследуемой высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80 получены путем дилатометрических исследований с использованием комплекса Gleeble 3500.

- для исключения влияния боковых граней на процессы теплообмена они заданы как поверхности симметрии;
- теплообмен с окружающей средой для каждой из далее рассматриваемых зон задавался для верхней и нижней поверхностей заготовки в виде зависимости коэффициента теплоотдачи от температуры металла.

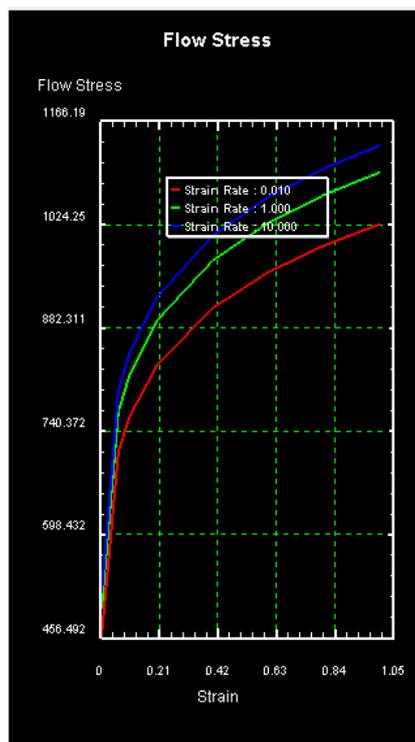


Рисунок 2.1 – Пример реологических свойств стали группы прочности СТ80 при температуре 25 °С

Модель температурного состояния по толщине представлена в виде последовательности зон, в рамках каждой из которых условия теплообмена неизменны [105]. Смена одной зоны на другую обусловлена сменой граничных условий.

Зоны деформации. Данные зоны расположены в очаге деформации каждой из 7 клеток. Характеризуются потерей температуры металлов за счет контакта с рабочими валками и ее ростом за счет энергии деформации.

Зоны охлаждения на открытом воздухе. Зоны такого типа имеют место в межклетевых промежутках при выведенных из работы установках МКО или

на участках до и после установок МКО в случае их работы. Такой тип теплообмена также присутствует на участке между последней катающей клетью и первой секцией охлаждения. При воздушном охлаждении расчет сводится к определению коэффициента теплоотдачи на воздухе $\alpha_{\text{кв.возд}}$, который равен сумме коэффициентов теплоотдачи излучением и конвекцией.

Зоны охлаждения водой. Зоны такого типа расположены в месте действия коллекторов межклетевого охлаждения. При моделировании учитывались различные схемы включения коллекторов межклетевого охлаждения:

- Охлаждение верхними коллекторами. Теплообмен с нижней поверхностью рассчитывается через коэффициент теплоотдачи на воздухе $\alpha_{\text{кв.возд}}$ (формула 1.13). Расчет охлаждения верхней поверхности полосы водой в зоне действия межклетевого охлаждения сводится к определению коэффициента теплоотдачи $\alpha_{\text{МКО}}$, где формула (1.10) будет иметь следующий вид:

$$\alpha_{\text{МКО}} = k \cdot d_c^{0,719} \cdot (1 + 0,003t_B) \cdot \left[\frac{Q}{3600\pi r^2 n} \cdot (1 + 0,0337t_B + 0,000221t_B^2) \right]^{1,719} \cdot \left(\frac{100 - t_B}{t_H + 273} \right)^{0,964} \quad (2.15)$$

- Охлаждение нижними коллекторами. Теплообмен с верхней поверхностью рассчитывается через коэффициент теплоотдачи на воздухе $\alpha_{\text{кв.возд}}$ (формула 1.13). Расчет охлаждения нижней поверхности полосы водой в зоне действия межклетевого охлаждения осуществляется аналогично охлаждению верхними коллекторами, однако за счет отсутствия растекания охлаждающей воды по поверхности металла протяженность данного участка меньше.

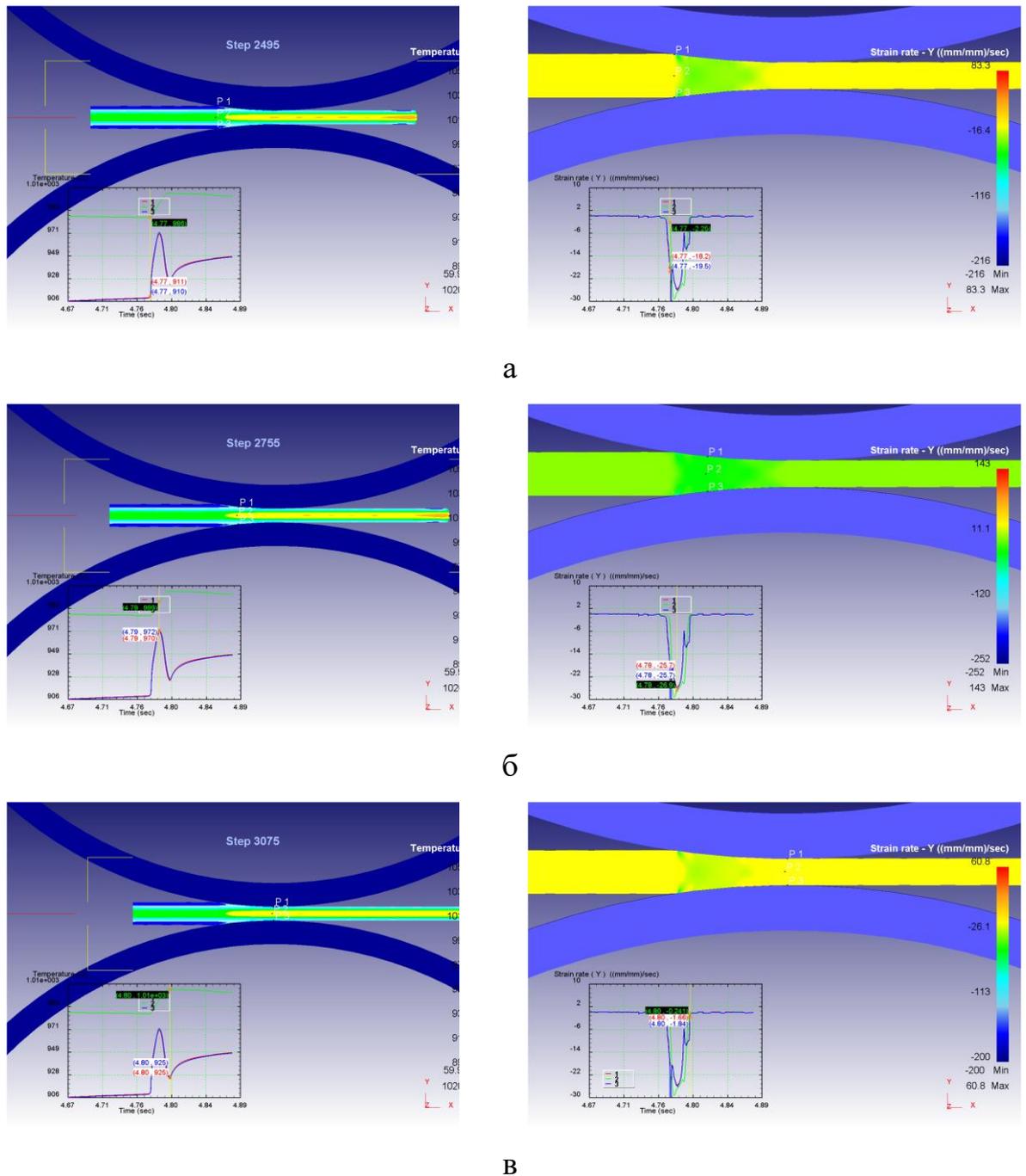
- Охлаждение верхними и нижними коллекторами. Конструктивные особенности установок межклетевого охлаждения стана 2000 ПАО «ММК»

позволяют изменять количество охлаждающей воды путем отключения рядов сопел. Расход воды при этом будет составлять 108, 216 или 324 м³/час.

Примеры численного моделирования изменения температурного состояния заготовки в процессе деформации представлены в Приложении А. На рисунке 2.2 представлены наиболее характерные результаты. Режим обжатий, используемый в расчете, представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Режимы обжатий в чистовой группе клетей

Параметр	Номер клетки						
	№7	№8	№9	№10	№11	№12	№13
Н на входе, мм	32,4	23,0	14,7	10,2	7,5	5,9	5,1
h на выходе, мм	23,0	14,7	10,2	7,5	5,9	5,1	4,4
Отн. обжатие, %	29,0	36,3	30,6	26,7	20,2	14,3	13,7
Абс. обжатие, мм	9,4	8,4	4,5	2,7	1,5	0,8	0,7
Скорость прокатки, м/с	1,7	2,7	3,9	5,4	6,7	7,9	9,1
Скорость деформации, с ⁻¹	8,0	16,7	28,5	43,6	55,5	60,9	74,8
Межклетевое охлаждение	2	2	1	0	2	0	-



а – на входе в очаг деформации; б – в процессе обжатия;

в – на выходе из очага деформации

Рисунок 2.2 - Изменение температуры и скоростей деформации поверхностей и центра заготовки в процессе деформации в клети №8

По результатам численного моделирования получено, что в процессе обжатия в очаге деформации происходит резкое увеличение температуры центральных слоев металла. При этом с каждым последующим проходом

рост температуры становится более значительным, в том числе за счет увеличения скорости деформации от 8,0 до 87,1 с⁻¹. Так, при обжати в клетки №7 температура центра увеличилась на 6,3 °С, при обжати в клетки №9 – на 24,1 °С, а при обжати в клетки №13 – на 48,0 °С. Характер изменения температуры поверхностных слоев металла имеет более сложный характер. В момент контакта металла с валком при обжати в клетки №7 происходит снижение температуры поверхности заготовки от 990 °С до 900 °С за 0,032 сек. Далее за счет температуры внутренних слоев, после выхода металла из очага деформации, поверхностные слои начинают разогреваться и к моменту начала межклетевого охлаждения разность температур составляет 40 °С. При обжати заготовки в клетки №8 в рассматриваемом сечении одновременно с ростом температуры центра увеличивается и температура поверхностных слоев на 60 °С. Увеличению температуры поверхностных слоев можно связать с ростом скорости деформации в процессе обжати. Максимальное значение скорости деформации (около 26 с⁻¹) соответствует максимуму на кривой изменения температуры в поперечном сечении заготовки. Далее, совместно с уменьшением скорости деформации за счет теплоотдачи валку, снижается и температура поверхности, и на выходе из очага деформации клетки №8 разность температур между поверхностью и центром составляет около 96 °С. Аналогичный характер наблюдается и при моделировании прокатки в остальных клетях. Следует отметить, что начиная с клетки №10 температура поверхностных слоев заготовки в очаге деформации начинает превышать температуру центра. На выходе из клетки №13 температура поверхности на 5-8 °С выше температуры центра.

Для получения требуемой температуры конца прокатки в промышленных условиях в межклетевых промежутках ШСГП используются установки межклетевого охлаждения. Изменение температурного состояния раската при их использовании было смоделировано путем задачи коэффициента теплоотдачи через верхнюю и нижнюю поверхности заготовки.

Максимальный градиент температур между поверхностью и центром заготовки наблюдается при межклетевом охлаждении в промежутке между клетями №7-№8. Температура поверхности опускается до 105 °С при температуре центра 998 °С. Однако из-за достаточно малого времени охлаждения (0,028 с) глубина заоложенного слоя составляет около 0,13 мм (рисунок 2.3). На глубине в 1мм температура металла составляет 970 °С.

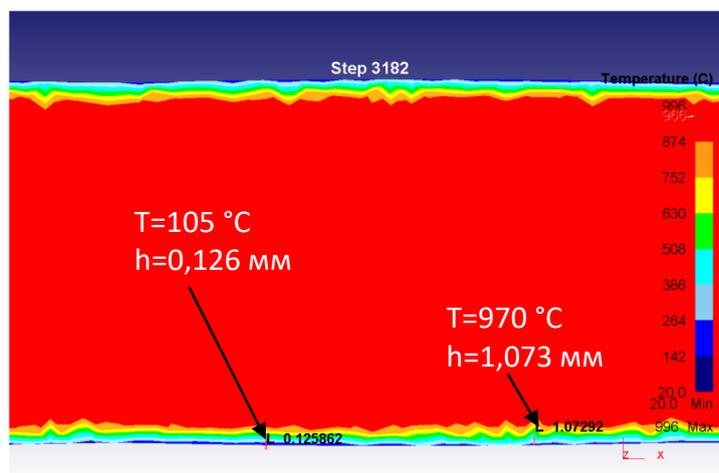
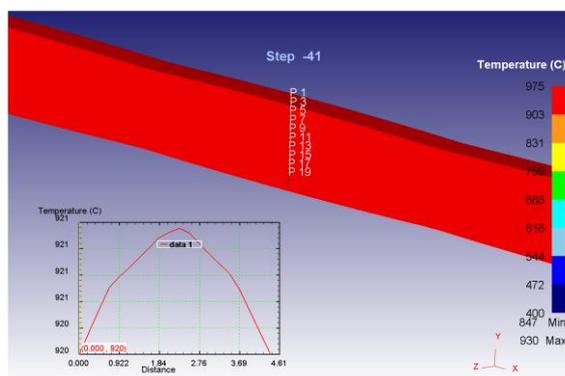


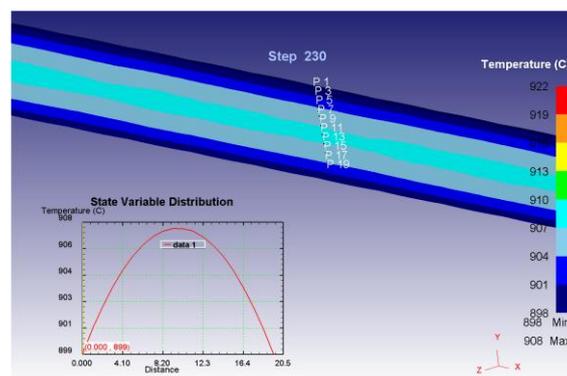
Рисунок 2.3 - Толщина заоложенного слоя на выходе из МКО №7-№8

После МКО верхняя и нижняя поверхности металла разогреваются за счет внутренних слоев, одновременно снижая их температуру. С уменьшением толщины прокатываемой заготовки эффективность применения межклетевого охлаждения растет. Снижение температуры центра за счет применения межклетевого охлаждения на участке №7-№8 составило 12 °С, на участке №9-№10 – 39 °С, на участке №11-№12 – 69 °С.

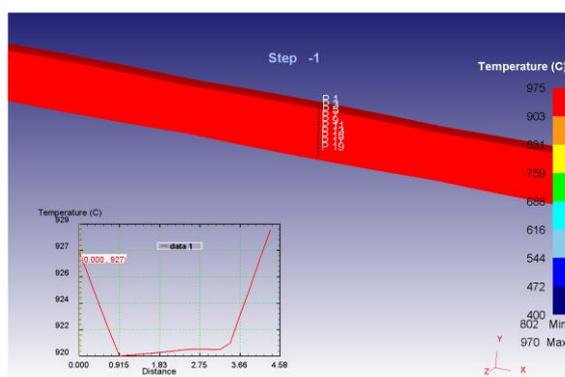
После выхода переднего конца полосы из последней катающей клетки он движется по рольгангу к установке ускоренного охлаждения. Длина этого промежутка для стана 2000 составляет приблизительно 15 м, что в зависимости от скорости прокатки и толщины составляет от 0,75 до 7,5 секунд. В этот период теплоотдача с поверхности металла осуществляется только за счет конвективного теплообмена на воздухе, что способствует выравниванию градиента температур по сечению металла (рисунок 2.4).



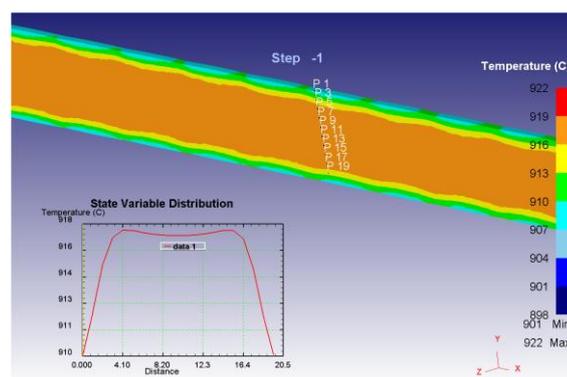
а



б



в



г

толщина 4,4 мм

толщина 20,0 мм

а, б – на выходе из клетки F7; в, г – на входе в УУО

Рисунок 2.4 - Градиент температур по сечению полосы

При моделировании прокатки полосы толщиной 4,4 мм получено, что разность температур между поверхностью и центром на выходе из последней катающей клетки (рисунок 2.4, а) составляет около 6 °С. За счет малой толщины к моменту входа в установку ускоренного охлаждения (рисунок 2.4, в) температура по сечению металла выравнивается и $\Delta T = 0,6$ °С. При прокатке толстых полос (рисунок 2.4, б, г) ΔT к моменту входа полосы в УУО составила 7 °С.

Таким образом, по результатам конечно-элементного моделирования чистовой стадии деформации получено, что изменение температуры по сечению проката за период технологического цикла имеет сложный нелинейный характер. За счет энергии деформации происходит разогрев

центральных слоев металла, величина которого возрастает с увеличением скорости деформации. Вместе с этим температура поверхностных слоев за счет контакта с прокатными валками снижается. Кроме того, применение установок межклетевого охлаждения для управления температурой деформационной обработки приводит к резкому снижению температуры поверхностных слоев в зоне их действия. На участках свободных от теплового контакта происходит выравнивание температуры по сечению.

2.3 Модель температурного состояния по толщине металла при охлаждении на отводящем рольганге

Одной из ключевых технологических операций производства рулонного прокатки, обеспечивающей получение требуемых механических свойств в низколегированных сталях, является последеформационное ускоренное охлаждение (УО) раската, которое в условиях широкополосных станов осуществляется на отводящем рольганге в установке ускоренного охлаждения (УУО). При ускоренном охлаждении формируется более мелкодисперсная структура, а технологические параметры и химический состав стали позволяют управлять величиной зерна и соотношением структурных составляющих, а также их расположением и, в результате, свойствами металла. Основными параметрами технологии УО после контролируемой прокатки являются: температура начала, температура окончания УО и скорость охлаждения. Эти параметры определяют формирование микроструктуры, и их изменение существенно влияет на конечные свойства металла.

Температура окончания УО и скорость охлаждения должны обеспечивать получение необходимой микроструктуры стали. Так, увеличение скорости охлаждения в температурном интервале превращений приводит к измельчению зерна феррита, изменению соотношения структурных составляющих (например, формированию бейнита и/или

небольших участков мартенсита и остаточного аустенита взамен перлита), а также влияет на структуру феррита, приводя в определенных условиях к образованию кристаллов игольчатой формы со сравнительно малой их разориентировкой и повышенной плотностью дислокаций.

Достижение требуемой температуры смотки в условиях ШСП 2000 ПАО «ММК» осуществляется посредством дифференцированного включения коллекторов верхних и нижних секций установки ускоренного охлаждения. Схема расположения коллекторов установки УО, оснащенной коллекторами ламинарного охлаждения, представлена на рисунке 2.5. Конструктивно она поделена на 2 участка, после каждого из которых установлены группы моталок для смотки полос в рулон. На первом участке охлаждения установлено 28 секций охлаждения, на втором – 32 секции. Четные секции охлаждения на каждом из участков являются дополнительными и используются оператором поста управления в ручном режиме для оперативной корректировки технологического процесса. Расход воды через секцию постоянен и составляет по $156 \text{ м}^3/\text{ч}$ для верхних и нижних коллекторов. Каждая из верхних секций состоит из двух спаренных коллекторов с U-образными трубками. На нижнюю поверхность вода подается через патрубки, вмонтированные в коллекторы, которые находятся между роликов рольганга. Далее для упрощения расчета полагали, что области столкновения струй, подаваемых из соседних отверстий, перекрываются, образуя непрерывную полосу с постоянным коэффициентом теплоотдачи по ширине [106].

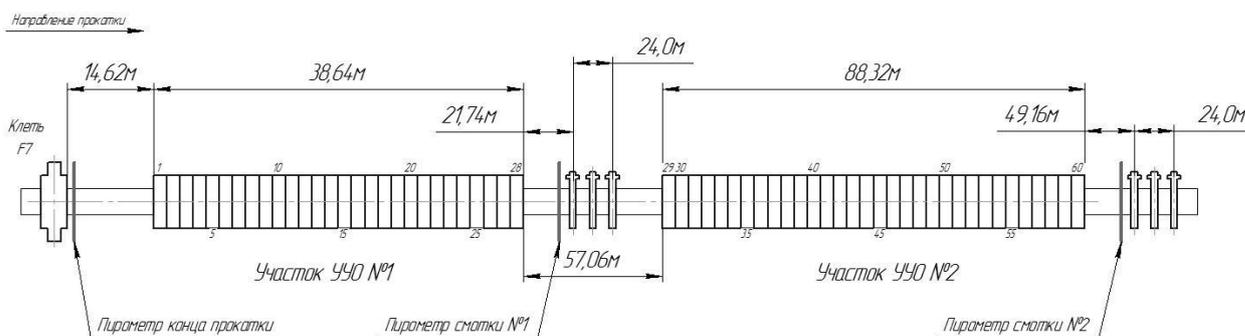


Рисунок 2.5 - Схема установки ускоренного охлаждения стана 2000

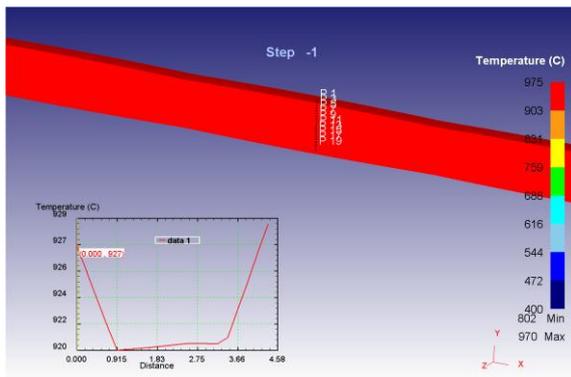
С целью упрощения учета граничных условий в расчете отводящий рольганг с установкой ускоренного охлаждения был разделён на шесть зон, в каждой из которых условия охлаждения можно считать подобными:

- 1 – пирометр $T_{кп}$ – 1-ая секция ламинарного охлаждения длиной 14,6 м;
- 2 – 1-й участок охлаждения длиной 38,6 м;
- 3 – зона воздушного охлаждения между последней секцией 1-го участка охлаждения и пирометром $T_{см1}$ длиной 15,7 м;
- 4 – зона воздушного охлаждения между пирометром $T_{см1}$ и первой секцией 2-го участка охлаждения длиной 41,3 м;
- 5 – 2-й участок охлаждения длиной 88,3 м;
- 6 – зона воздушного охлаждения между последней секцией 2-го участка охлаждения и пирометром $T_{см2}$ длиной 137,5 м.

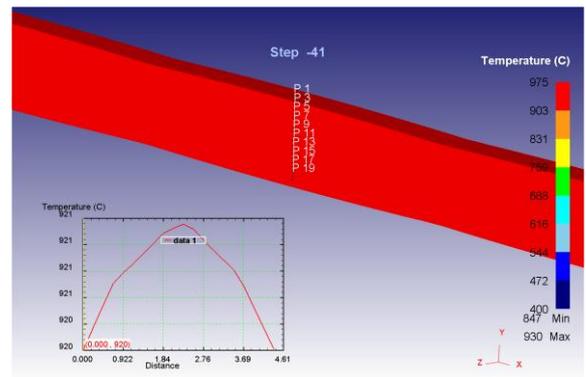
Для каждой из рассматриваемых зон, с учетом описанных выше процессов, протекающих на поверхности полосы при ее охлаждении в условиях отводящего рольганга, были рассчитаны соответствующие коэффициенты теплоотдачи. Для зон №2 и №5 при расчете коэффициента теплоотдачи формула (1.10) будет иметь следующий вид:

$$\alpha_{y0} = k \cdot d_c^{0,719} \cdot (1 + 0,003t_B) \cdot \left[\frac{Q}{3600\pi r^2 n} \cdot (1 + 0,0337t_B + 0,000221t_B^2) \right]^{1,719} \cdot \left(\frac{100 - t_B}{t_n + 273} \right)^{0,964} \quad (2.16)$$

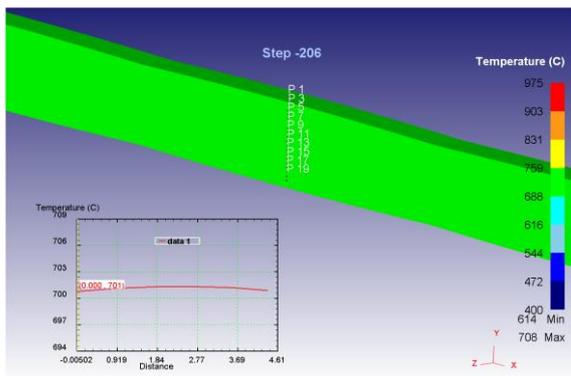
При моделировании теплоотдачи учитывалось, что при падении водяных струй на поверхность движущейся горячей полосы формируется две области контакта воды с охлаждаемой полосой, характеризующиеся существенно разными условиями теплоотдачи: первая область – соударения воды с поверхностью листа, которая характеризуется сравнительно плотным контактом металла с водой и высоким коэффициентом теплоотдачи; вторая область – пленочного кипения, образующаяся вокруг зоны соударения, для которой характерно образование парового слоя, отделяющего поверхность



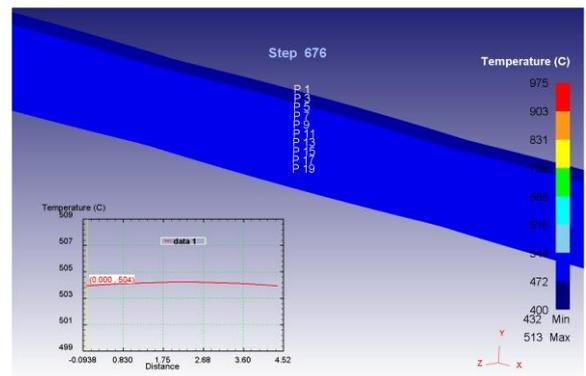
а



б



в



г

Рисунок 2.7 – Распределение температур по сечению образца:

а – пиrometer $T_{\text{кп}}$; б – на входе в 1-ю секцию охлаждения участка УУО №1;

в – пиrometer $T_{\text{см1}}$; г – пиrometer $T_{\text{см2}}$

Кривые распределения температур по 3-м точкам поперечного сечения заготовки (1-верх, 2-центр, 3-низ) в процессе охлаждения на отводящем рольганге представлены на рисунке 2.8.

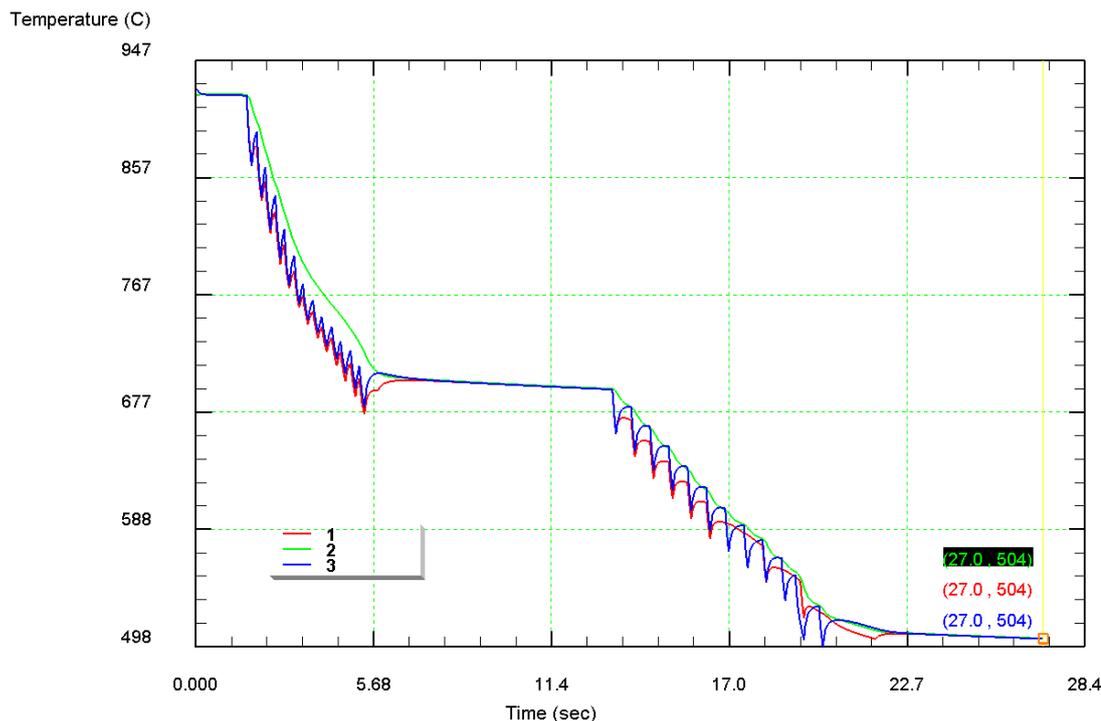


Рисунок 2.8 – График распределения температур по сечению образца в процессе охлаждения на отводящем рольганге (1-верх, 2-центр, 3-низ)

Из рисунка 2.7, а, б видно, что за время перемещения заготовки от клетки F7 до 1-й секции охлаждения УУО (1,6 сек) градиент температур по сечению выравнивается до $\Delta T = 0,6$ °C между поверхностью и центром. Аналогичная картина наблюдается на рисунке 2.7 в и г, зоны на котором соответствуют пирометрам T_{cm1} и T_{cm2} . Градиент температур по сечению составляет $\Delta T = 0,5$ °C и $\Delta T = 0,3$ °C соответственно. Выравнивание температуры по сечению является следствием относительно низких коэффициентов теплоотдачи с поверхности заготовки на воздухе, соотносящихся с коэффициентом теплопроводности стали [109].

При охлаждении заготовки в УУО кривая изменения температуры поверхности имеет ступенчатый вид с четко выраженными пиками. Из рисунка 2.8 видно, что в начале охлаждения температура на поверхности заготовки снижается с большей скоростью, чем в центральных слоях. На участках выведенных из работы коллекторов температурное поле

заготовки стремиться к выравниванию по сечению. Однако из-за отсутствия охлаждающей воды на нижней поверхности, последняя разогревается за счет внутренних слоев до более высоких температур чем верхняя, тем самым смещая область температурного максимума к низу. Разность температур между поверхностью заготовки и центром на участке УУО №1 составляет 35-50 °С, на участке УУО №2 – 20-45 °С. Скорость охлаждения центра заготовки, при выбранной схеме охлаждения, имеет близкий к линейному характер изменения. Для участка УУО №1 скорость охлаждения центра составляет 52,0 °С/с, для участка УУО №2 – 21,1 °С/с.

Немаловажным параметром помимо температуры начала и окончания ускоренного охлаждения, оказывающим влияние на формирование комплекса механических свойств является скорость охлаждения. Ее варьирование в условиях ШСГП 2000 по конструктивным особенностям оборудования возможно за счет управления количеством и последовательностью включения коллекторов УУО №1 и №2 (выбор схемы охлаждения) [110].

На рисунке 2.10 показаны кривые охлаждения центральной точки заготовки толщиной 8,0 мм по трем вариантам схем охлаждения: схема №1 – «базовый»; схема №2 – «интенсивный»; схема №3 – «жесткий» (рисунок 2.9).

Ткп, °С	V _{Фк} , м/с	УУО №1																												Тк _{уо} , °С	Вохл, °С/с (расч.)		
		Верх																															
880	4,53	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	553	9,9		
		1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0				
		1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0			0	
		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				
		УУО №2																															
		Верх																															
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0			
1	0	1	0	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			
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
		Низ																															

Схема №1 – «базовый»

Ткп, °С	V _{Фк} , м/с	УУО №1																												Тк _{уо} , °С	Вохл, °С/с (расч.)		
		Верх																															
880	4,53	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	555	11,9		
		1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0			0	
		1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0	1	0			1	0
		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				
		УУО №2																															
		Верх																															
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
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	0	0	0	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	0	0	0	0			
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
		Низ																															

Схема №2 – «интенсивный»

Ткп, °С	V _{Фк} , м/с	УУО №1																												Тк _{уо} , °С	Вохл, °С/с (расч.)		
		Верх																															
880	4,53	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	552	25,9		
		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	
		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
		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				
		УУО №2																															
		Верх																															
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
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			
29	30	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50	51	52	53	54	55	56	57	58	59	60		
		Низ																															

Схема №3 – «жесткий»

Рисунок 2.9 - Варианты схем включения секции УУО ШСГП 2000

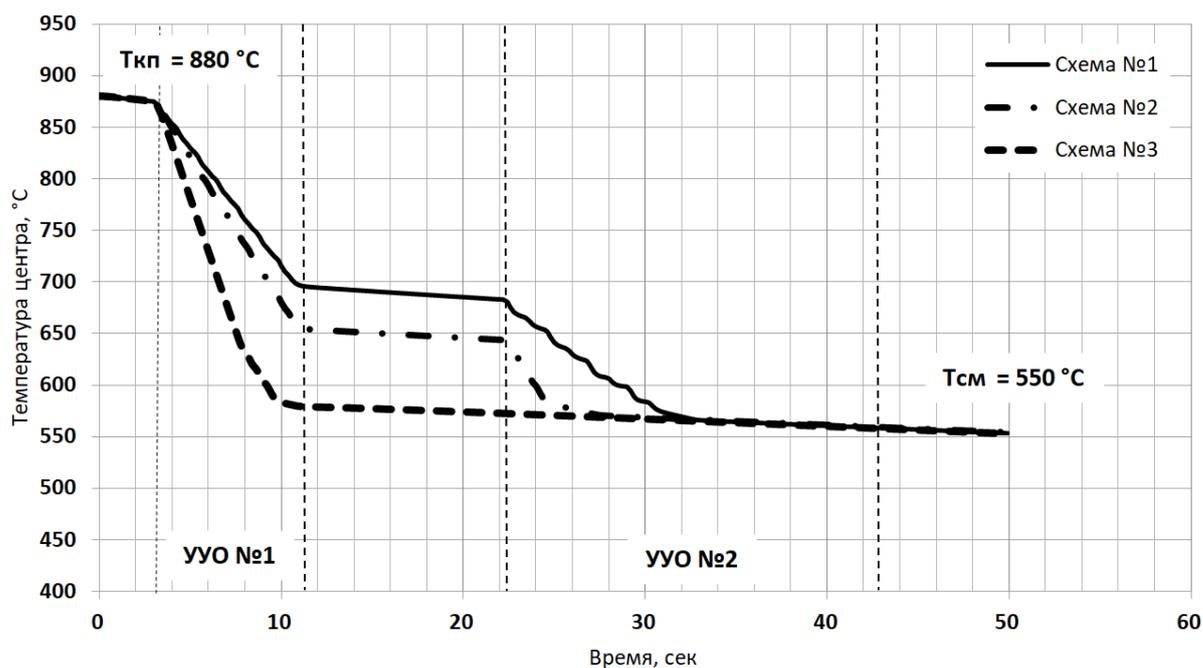


Рисунок 2.10 - Кривые изменения температуры центра заготовки при ускоренном охлаждении по схемам №№ 1, 2 и 3

По результатам конечно-элементного моделирования расчетная скорость охлаждения центральной точки заготовки составила для схемы № 1 – 9,9 °C/с, для схемы № 2 – 11,9 °C/с. При последовательном включении верхних и нижних коллекторов четных и нечетных секций УУО №1 скорость охлаждения центральной точки заготовки составила 25,9 °C/с. По кривым охлаждения (рисунок 2.10) видно, что при выборе схем №1 и №2 достижение требуемой температуры окончания охлаждения происходит в первой половине участка УУО №2. При этом в температурном интервале 700-680 °C (схема №1) и 660-645 °C (схема №2) из-за конструктивных особенностей оборудования ускоренное охлаждение водой прерывается и происходит на воздухе со скоростью приблизительно 1,5 °C/с. При охлаждении заготовки по схеме №3 кривая изменения температуры центральной точки имеет близкий к линейному характер. На выходе из последней включенной секции температура рассматриваемой точки составила 600 °C. В дальнейшем скорость охлаждения снижается, а достижение требуемой температуры окончания ускоренного охлаждения происходит на выходе из участка УУО

№1. Таким образом, изменение схемы включения коллекторов позволяет управлять скоростью охлаждения полосы в достаточно широком диапазоне (от 10 до 26 °C/с для рассматриваемого примера). Однако при использовании схемы №3 происходит быстрое охлаждение поверхности полосы, что приводит к высокой неравномерности распределения температур и, как следствие, формированию неоднородной микроструктуры по толщине, где из-за низкой скорости отвода тепла из центральных слоев формируется более крупнозернистая структура в осевой зоне относительно поверхности. Данная особенность формирования структуры проката снижает его эксплуатационные характеристики и наиболее выражена при производстве полос большой толщины. Так на рисунке 2.11 показаны кривые охлаждения по трем точкам сечения заготовки толщиной 20,0 мм при последовательном включении верхних и нижних коллекторов четных и нечетных секций.

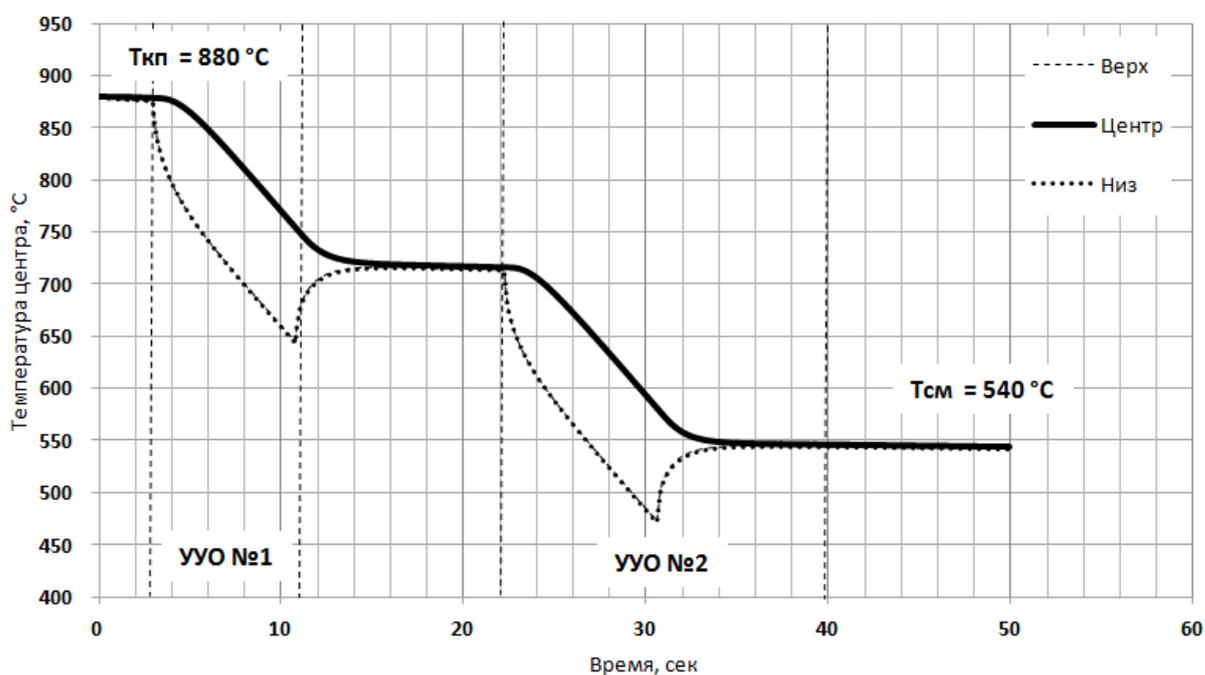


Рисунок 2.11 - Кривые изменения температуры полосы толщиной 20,0 мм

По кривым охлаждения видно, что при последовательном включении коллекторов происходит быстрое охлаждение поверхности полосы, вследствие чего возникает большой температурный градиент по толщине. На

выходе из УУО №1 $\Delta T=112$ °С, из УУО №2 $\Delta T=107$ °С. На участках свободных от воды происходит выравнивание температуры и к моменту смотки градиент между поверхностью и центром полосы становится незначительным. Однако такой характер изменения температуры различных участков по толщине металла будет приводить к формированию неоднородной микроструктуры стали, а в ряде случаев - сопровождаться формированием неравновесных структур, в том числе мартенсита.

Таким образом, путем обобщения результатов конечно-элементного моделирования был сформирован алгоритм (рисунок 2.12) определения рациональной стратегии чистовой прокатки и ускоренного охлаждения решающий задачу минимизации градиента температур по толщине металла.

На основании данных технической документации, регламентирующей химический состав исследуемой стали и режимы термомеханической обработки, а также геометрических размеров раската и готовой полосы формируются исходные параметры для моделирования.

Методика разработки режима чистовой прокатки и последующего ускоренного охлаждения заключается в анализе соответствия выбранного технологического решения различным ограничениям оборудования, а также целевым диапазонам КП и УО. При выявлении несоответствия производится корректировка выбранного варианта обработки с повторной оценкой режима.

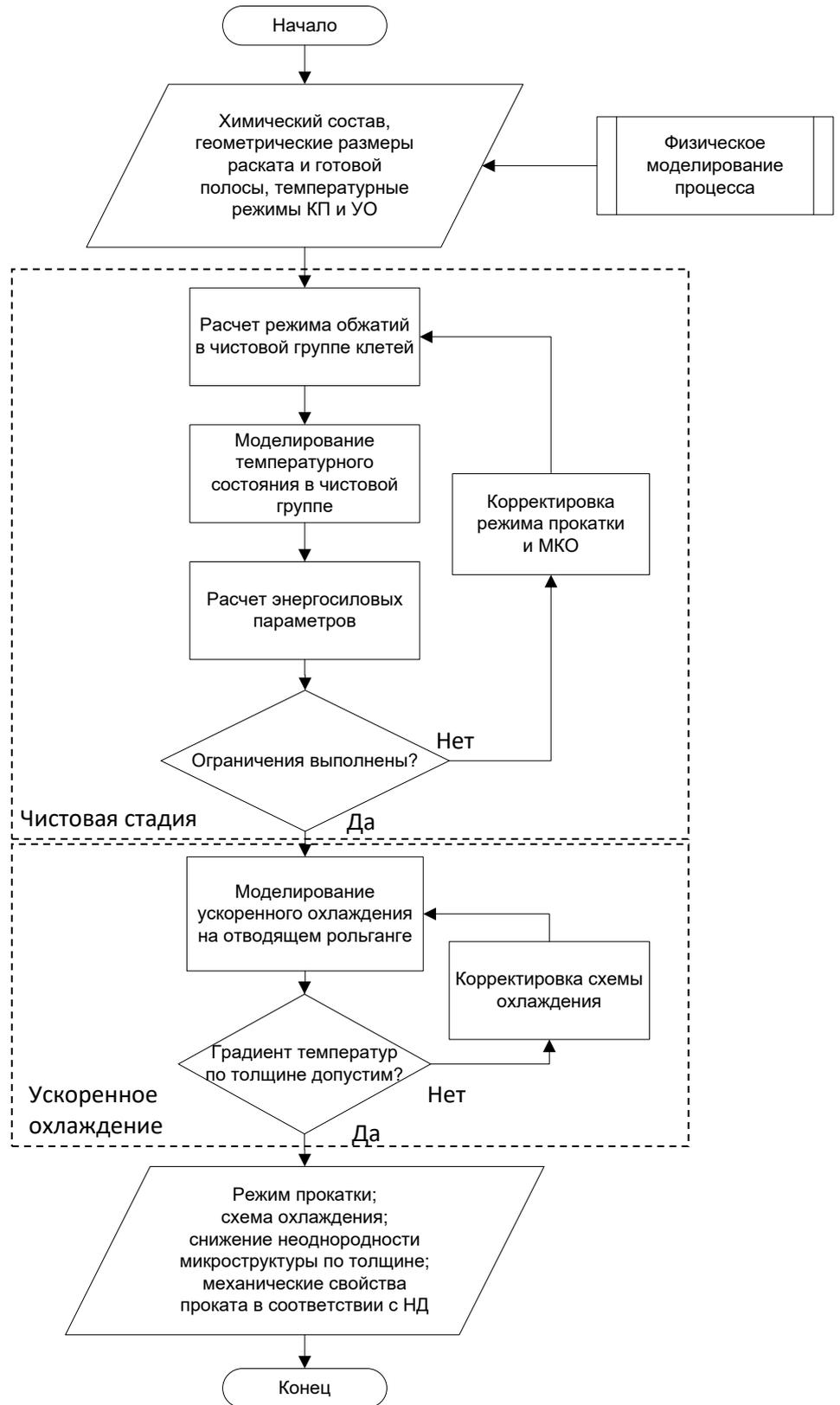


Рисунок 2.12 – Блок схема алгоритма определения рациональной стратегии чистовой прокатки и ускоренного охлаждения на ШСГП

При соблюдении всех условий формируются режим прокатки (скорости, обжата, параметры МКО) и схема охлаждения в УУО (количество и последовательность включения секций), обеспечивающие допустимый температурный градиент по толщине и, как следствие, соответствие механических свойств проката нормативному документу.

Однако такая последовательность операций применима только к случаю изменения действующего режима прокатки. При разработке и освоении производства новых марок сталей часть исходных параметров является неизвестной величиной. Для их определения предусмотрен блок физического моделирования, который является отдельным элементом процесса и самостоятельной частью диссертационной работы.

Выводы по главе 2

1. Разработана конечно-элементная модель расчета температурного состояния по толщине металла при прокатке в чистой группе клетей и охлаждении на отводящем рольганге ШСГП 2000 «ПАО» ММК. Модель основана на математическом моделировании методом конечных элементов.

2. При расчете температурного профиля модель учитывает тепловыделение в процессе пластической деформации, теплоотдачу рабочим валкам, охлаждение полосы от воды, подаваемой в процессе межклетевого охлаждения и в установке ускоренного охлаждения на отводящем рольганге, а также охлаждение полосы от контакта с воздухом.

3. В разработанной модели теплообмен между заготовкой и деформирующим инструментом или между заготовкой и окружающей средой задается посредством коэффициентов теплоотдачи, рассчитываемых для конкретных условий технологического процесса (теплообмен с окружающей средой, на участке межклетевого охлаждения, в установке ускоренного охлаждения). При расчете коэффициента теплоотдачи учитываются: физические свойства стали (кривые упрочнения в зависимости от температуры, скорости и степени деформации) и свойства окружающей

среды (теплопроводность, удельная теплоемкость, плотность, динамическая и кинематическая вязкость, коэффициент температурного расширения), скорость течения, вид и режим ее движения, температура заготовки и охлаждающей среды, конструктивные особенности оборудования (объемный расход воды, диаметры сопел распылительных устройств, форма струи, их взаимное расположение).

4. Выполнена оценка формирующейся разности температур по толщине проката на стадии деформационной обработки и ускоренного охлаждения:

– показано, что при прокатке в чистовой группе клетей температура центральных слоев в очаге деформации резко увеличивается. Наибольший градиент температур наблюдается на выходе из клетки F2 ($\Delta T = 96 \text{ }^\circ\text{C}$). Начиная с клетки F4 температура поверхностных слоев заготовки в очаге деформации превышает температуру центра в среднем на $5 \text{ }^\circ\text{C}$;

– установлено, что при прокатке полос на ШСПП толщиной 4,4 мм ΔT на входе в УУО составляет $0,6 \text{ }^\circ\text{C}$, а при толщине 20,0 мм $\Delta T = 7 \text{ }^\circ\text{C}$.;

– показана возможность управления градиентом температур для формирования однородной структуры по сечению полосы за счет выбора схемы включения коллекторов при обеспечении требуемой скорости охлаждения и заданной температуры смотки.

5. Разработан алгоритм определения рациональной стратегии чистовой прокатки и ускоренного охлаждения для минимизации температурного градиента по толщине полосы в линии ШСПП.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОКАТА ДЛЯ ГИБКИХ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ

В качестве материалов для проведения исследования использовались опытные образцы проката из стали, выплавленной и подвергнутой термомеханической обработке в лабораторных условиях ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ» [111-116]. Химический состав исследуемой стали представлен в таблице 3.1.

Таблица 3.1 - Химический состав опытной стали

Норма	Массовая доля элементов, %										Индекс кор. стойкости «I»*
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Ti	Mo	
	0,15	0,35	0,78	0,61	0,15	0,27	0,020	0,002	0,022	0,17	6,24
API 5ST, ASTM A606 type4	≤0,16	≤0,50	≤1,2	-	-	-	-	-	-	-	≥6
* по ASTM G101: $I=26.01(\%Cu)+3.88(\%Ni)+1.20(\%Cr)+1.49(\%Si)+17.28(\%P)-7.29(\%Cu)(\%Ni)-9.10(\%Ni)(\%P)-33.39(\%Cu)^2$											

Химический состав характеризуется достаточно низким для трубных марок содержанием марганца (0,78% Mn) и повышенным содержанием углерода (0,15% C). Для достижения требуемого индекса коррозионной стойкости сталь также имела добавки легирующих элементов Cr, Ni, Cu и Mo.

С использованием вакуумной индукционной печи ZG-0.06L периодического действия произведена выплавка стали. С целью обеспечения низкого содержания в стали вредных примесей, таких как сера и фосфор, в качестве исходной шихты использовалось Армко-железо. Для снижения количества неметаллических включений в стали процесс расплавления шихтовых материалов осуществлялся в высоком вакууме. Для обеспечения требуемого химического состава в расплав вводились легирующие добавки в

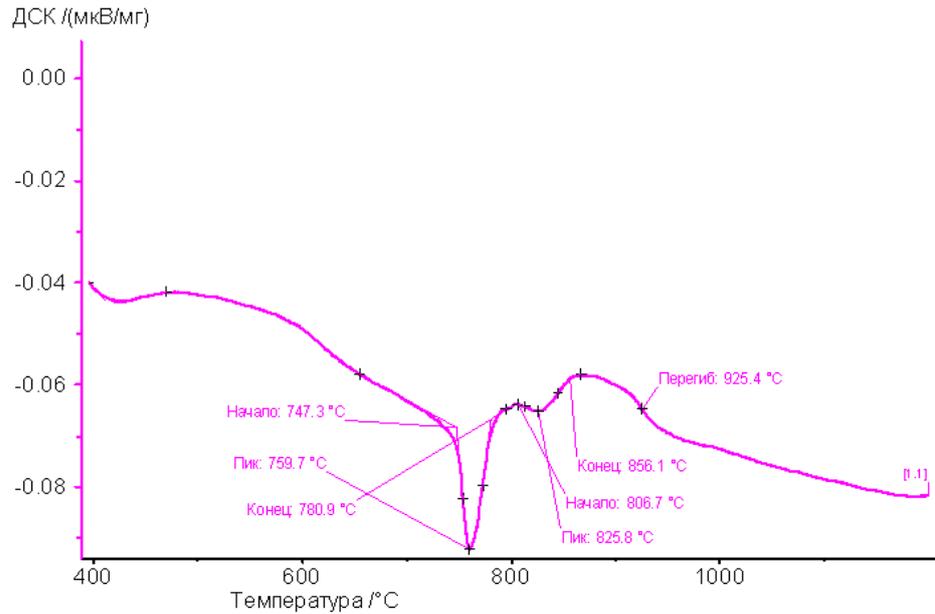
виде ферросплавов, либо чистых металлов с учетом их усвоения жидкой сталью.

Разливка стали осуществлялась в вертикальную изложницу на слитки диаметром 140 мм, высотой 550 мм и массой 60 кг. После извлечения слитка из изложницы его прибыльная часть с усадочной раковиной отрезалась, а затем отбиралась проба для определения химического состава. Полученные слитки были порезаны на части для последующего физического моделирования.

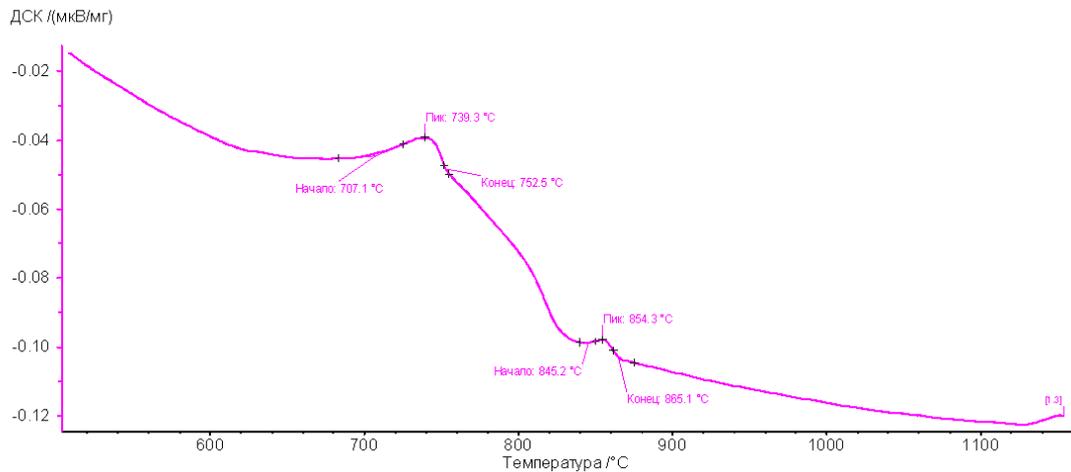
3.1 Исследование влияния параметров контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения

3.1.1 Термомеханическая обработка экспериментальных образцов

С использованием метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) [117] для исследуемой химической композиции были определены критические точки при нагреве и охлаждении стали. Для проведения термического анализа исследуемой стали были отобраны образцы, которые представляли собой навеску массой от 90 до 150 мг. Температурный диапазон при ДСК анализе находился в пределах от 400 до 1150 °С при нагреве и в интервале от 1150 до 500 °С при охлаждении. Нагрев образца осуществлялся со скоростью 10 °С в минуту, охлаждение производилось со скоростью 20 °С в минуту. Исследование проводилось в динамической защитной газовой атмосфере с продувкой (среда аргона). Результаты анализа при нагреве (рисунок 3.1, а) и охлаждении (рисунок 3.1, б) образцов представлены в виде термограмм. На термограммах регистрировалась кривая ДСК с целью оценки термических эффектов.



а – нагрев образца со скоростью 10 °C/мин



б – охлаждение со скоростью 20 °C/мин

Рисунок 3.1 – ДСК-диаграммы стали

Анализ представленных на рисунке 3.1 термограмм сводится к определению пиков, образовавшихся на ней в результате прохождения в стали фазовых превращений, которые могут иметь эндо- или экзотермический характер. Переход из α в γ -железо является эндотермической реакцией, пик которой отчетливо виден на рисунке 3.1, а. Температура начала аустенизации при этом оставляет 747 °C, температура

полного завершения – 856 °С. При охлаждении образца со скоростью 20 °С/мин на термограмме наблюдаются два пика. Первый температурный диапазон ($T_{\text{нач}} = 865$ °С, $T_{\text{кон}} = 845$ °С) связан с $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, происходящем в стали при достаточно низкой скорости охлаждения. Поскольку сталь в своем составе содержит достаточно большое количество элементов повышающих устойчивость аустенита (такие как Mn, Cr, Mo, Ni) и как следствие замедляющих его распад, то второй пик ($T_{\text{нач}} = 752$ °С, $T_{\text{кон}} = 707$ °С) вероятнее всего свидетельствует о формировании второй фазы в виде неравновесной структуры бейнита.

Также расчет критических точек проводился по эмпирическим формулам (3.1) и (3.2) на основе химического состава стали. В них учитывается процентное содержание в стали C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V и Cu. Формула (3.1) справедлива для следующего диапазона содержания химических элементов: $C \leq 0.83\%$, $Mn \leq 2.0\%$, $Si \leq 1.0\%$, $Cr \leq 2.0\%$, $Mo \leq 1.0\%$, $Ni \leq 3.0\%$, $V \leq 0.5\%$, $W \leq 1.0\%$, $Ti \leq 0.15\%$, $Al \leq 0.2\%$, $Cu \leq 1.0\%$, $Nb \leq 0.20\%$, $P \leq 0.040\%$, $S \leq 0.040\%$, $N \leq 0.025\%$, $B \leq 0.010\%$ [118]. Формула (3.2) имеет более узкий диапазон и применима для сталей со следующим содержанием химических элементов: $C = 0,11-0,77$, $Mn = 0,2-1,53$, $Si 0,14-1,37$, $Cr \leq 1,54$, $Ni \leq 1,72$, $Mo \leq 0,72$, $V \leq 0,31$, $Cu \leq 0,26$ [119].

$$\begin{aligned}
 A_{r1} = & 723 - 7.08Mn + 37.7Si + 18.1Cr + 44.2Mo + 8.95Ni + 50.1V + \\
 & 21.7Al + 3.18W + 297S - 830N - 11.5CSi - 14.0MnSi - 3.10SiCr - \\
 & 57.9CMo - 15.5MnMo - 5.28CNi - 6.0MnNi + 6.77SiNi - 0.80CrNi + \\
 & 27.4CV + 30.8MoV - 0.84Cr^2 - 3.46Mo^2 - 0.46 Ni^2 - 28V^2, \\
 A_{r3} = & 912 - 370C - 27.4Mn + 27.3Si - 6.35Cr - 32.7Ni + 95.2V + \\
 & 190Ti + 72.0Al + 64.5Nb + 5.57W + 332S + 276P + 485N - 900B + \\
 & 16.2CMn + 32.3CSi + 15.4CCr + 48.0CNi + 4.32SiCr - 17.3SiMo - \\
 & 18.6SiNi + 4.80MnNi + 40.5MoV + 174C^2 + 2.46Mn^2 - 6.86Si^2 + \\
 & 0.322Cr^2 + 9.90Mo^2 + 1.24Ni^2 + 60.2V^2.
 \end{aligned}
 \tag{3.1}$$

$$A_{r1} = 739.3 - 22.8C - 6.8Mn + 18.2Si + 11.7Cr - 15Ni - 6.4Mo - 5V - 28Cu, \quad (3.2)$$

$$A_{r3} = 937.3 - 224.5C - 17Mn + 34Si - 14Ni + 21.6Mo + 41.8V - 20Cu.$$

Температуры критических точек при охлаждении стали, полученные экспериментальным и расчетным способами представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Температуры фазовых переходов при нагреве исследуемой стали

Температура критических точек	По методу ДСК	По формуле (3.1)	По формуле (3.2)	Средняя температура
	°C			
A_{r1}	752	743	733	742
A_{r3}	865	860	847	857

При выборе температурных режимов деформации для достижения требуемых свойств проката на основе литературных данных учитывались следующие факторы:

- нагрев под прокатку должен производиться при температуре 1180-1200°C для максимально полного растворения карбонитридообразующих элементов и повышения температур при проведении черновой стадии;
- температурный интервал начала и окончания деформации в чистовой стадии прокатки выбирался исходя из необходимости окончания деформации и начала ускоренного охлаждения выше температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, а также для подготовки аустенита к последующему превращению путем создания деформированных зерен аустенита, содержащих полосы деформации и высокую плотность дислокаций;
- для предотвращения возникновения разнотерности и образования полигонального феррита после ускоренного охлаждения, требуется обеспечивать температуру начала охлаждения выше точки A_{r3} ;

– скорость ускоренного охлаждения должна обеспечивать получение неравновесной ферито-бейнитной структуры, а также соответствовать реальным скоростям охлаждения на ШСГП.

Температурные режимы контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 - Температурные режимы контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения исследуемой стали

Температура, °С					Скорость охлаждения, °С/с
нагрева под прокатку	конца 1 фазы	конца 2 фазы	начала ускоренного охлаждения	конца ускоренного охлаждения	
1200±10	1000±30	930±20	910±10	500-650	15-25

В условиях ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ» нагрев заготовок под прокатку производился в электрической камерной печи с выкатным подом ПВП-300. Заготовки загружались в разогретую печь, время выдержки определялось из расчета 2,5 минуты на 1 мм толщины.

После нагрева заготовки подвергались деформационной обработке с соблюдением температурных режимов (таблица выше) до толщины 4,0-6,0 мм. Моделирование черновой стадии прокатки осуществлялось на гидравлическом прессе путем пошаговой деформации заготовки между двух радиальных бойков (рисунок 3.2). Чистовая стадия моделировалась на одноклетьевом реверсивном стане горячей прокатки «ДУО» 500 за три прохода с суммарной степенью деформации 80-85% при частой не менее 25% за проход (рисунок 3.3).



Рисунок 3.2 – Моделирование черновой стадии прокатки



Рисунок 3.3 – Моделирование чистовой стадии прокатки

Завершающим этапом деформационной обработки являлось ускоренное охлаждение раскатов в лабораторной установке контролируемого охлаждения с боковым расположением коллекторов. Данное конструктивное исполнение установки позволило добиться высокой равномерности распределения (минимального градиента) температур как по длине раската, так и по его ширине.

Для ускоренного охлаждения раскаты по завершению последнего прохода устанавливались вертикально на узкую грань в специальное удерживающее устройство. После фиксации температуры раскаты с заданной скоростью линейно перемещались через группу распылителей. Для обеспечения требуемой скорости охлаждения изменялась скорость транспортировки, а также расходы воды на каждом из распылителей.

После ускоренного охлаждения раскаты не менее 6 часов остывали до комнатной температуры на воздухе на теплоизолирующей подкладке.

Всего по выбранным режимам было изготовлено 5 раскатов. Фактические значения температур деформационной обработки представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Технологические режимы производства опытных образцов

№ раската	Средняя температура, °С					Скорость охлаждения, °С/с
	нагрева под прокатку	конца фазы 1	конца фазы 2	начала ускоренного охлаждения	конца ускоренного охлаждения	
1	1200±10	1000	920	910	635	18-23
2			920	910	590	
3			920	910	550	
4			920	910	520	
5			920	900	500	

После отделения захлажденных концов и кромок из полученных раскатов были изготовлены образцы для дальнейшего проведения механических испытаний на растяжение и твердость, а также исследования микроструктуры [120-122].

Подготовку образцов, в том числе раскрой и обработку поверхности, для испытаний на растяжение и твердость проводили по требованиям ГОСТ 7564-97.

Определение механических свойств лабораторных образцов проводилось в условиях ЦКП НИИ «Наностали» и лаборатории механических испытаний ПАО «ММК» в соответствии с общепринятыми нормами. Механические свойства при испытании на растяжение проводили на универсальной испытательной машине фирмы ZWICK GmbH & Co. МП, Германия, серии Z2000, зав. № 185897/2009, свид. № 5-1546 от 06.10.2014 г. (ПАО «ММК») и Shimadzu AG-AC 300, Япония (ЦКП НИИ «Наностали») на плоских продольных образцах тип II по ГОСТ 1497. Начальная расчетная длина составляла 50 мм.

Предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_b и относительное удлинение A_{50} определялись при температуре испытаний 20_{-5}^{+10} °С с построением диаграммы «напряжение-деформация».

Измерение твердости по Роквеллу HRB и HRC проводилось по ГОСТ 9013-59 [123] с использованием наконечника в виде стального шарика и алмазного конуса типа НК под действием усилия $F=882,6$ Н (90 кгс) и

$F = 1373 \text{ Н}$ (140 кгс) для HRB и HRC соответственно. Замеры твердости проводили не менее чем в 3-х точках, после чего рассчитывались средние значения.

Обработку результатов испытаний и построение графиков и диаграмм осуществляли с использованием программного обеспечения Microsoft Excel.

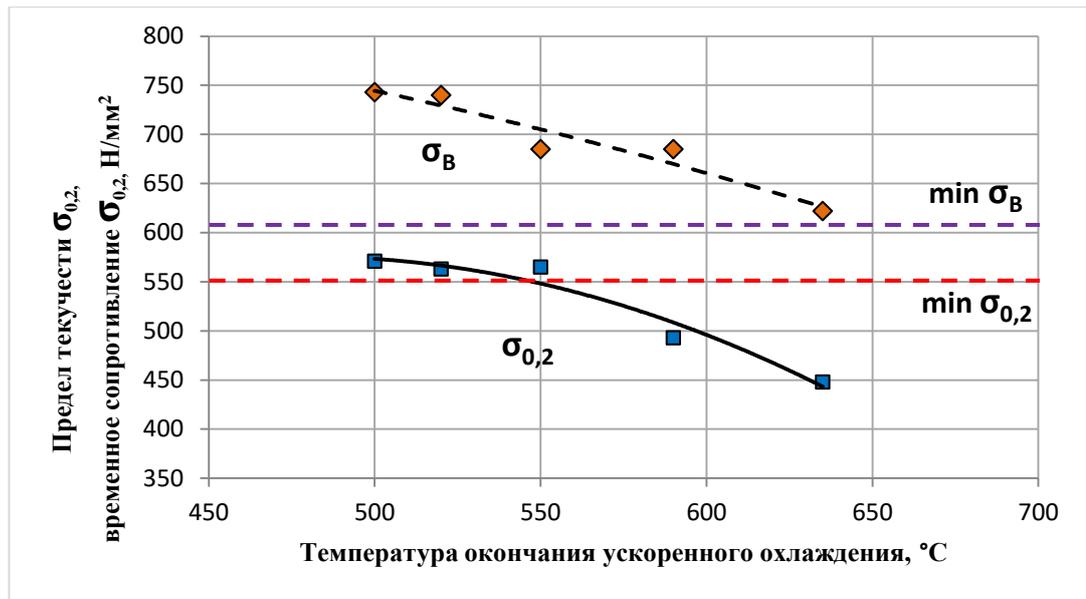
Результаты механических испытаний экспериментальных образцов опытной стали представлены в таблице 3.5.

Таблица 3.5 – Механические свойства экспериментальных раскатов

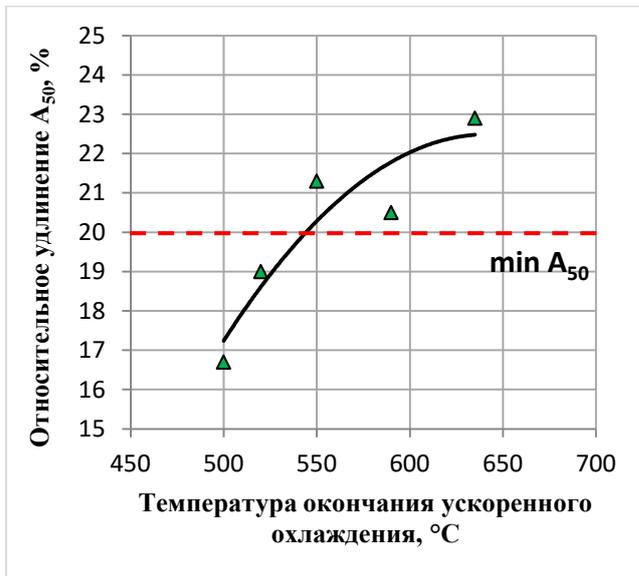
№ раската	Механические свойства				
	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Предел прочности σ_b , Н/мм ²	Удлинение A_{50} , %	Твердость	
				HRB	HRC*
1	448	622	22,9	92	<20
2	493	685	20,5	94	<20
3	565	685	21,3	96	<20
4	563	740	19,0	97	<20
5	571	743	16,7	101	25
Норма по API 5ST CT80	550-620	> 610	> 20	-	< 22

*По ГОСТ 9013-59 диапазон измерений по шкале «С» составляет ≥ 20 ед. твердости

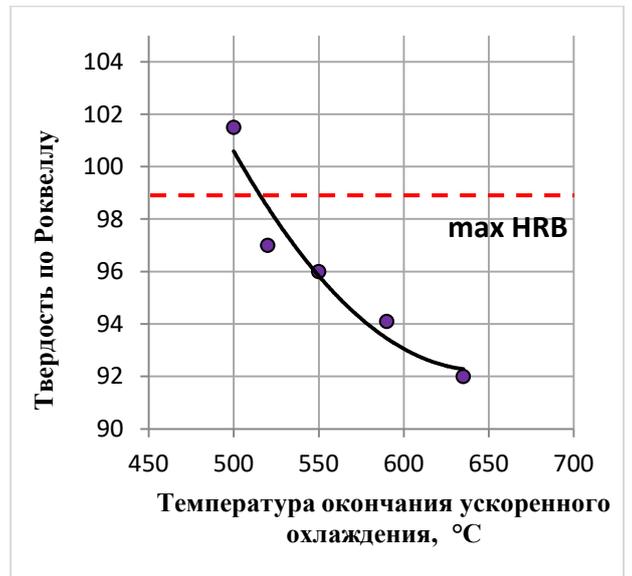
Зависимость прочностных свойств стали от температуры окончания ускоренного охлаждения показана на рисунке 3.4. Снижение температуры окончания ускоренного охлаждения с 635 до 500 °С ведет к повышению предела текучести на 123 Н/мм², а временного сопротивления на 121 Н/мм² (рисунок 3.4, а). Вместе с прочностными характеристиками увеличивается и твердость стали с 92 до 101 единицы по Роквеллу (рисунок 3.4, в). Относительное удлинение с понижением температуры завершения ускоренного охлаждения снижается с 23 до 17% (рисунок 3.4, б), и при температуре ниже 550 °С находится за пределами нормируемого диапазона. При завершении ускоренного охлаждения с температурами более 600 °С предел текучести стали не достигает регламентируемых в нормативно-технической документации на подкат для гибких насосно-компрессорных труб группы СТ80 требований.



a



б



в

Рисунок 3.4 - Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на прочностные свойства (а), относительное удлинение (б) и твердость (в) исследуемой стали

Понижение температуры конца ускоренного охлаждения до 550 °C позволило повысить предел текучести стали, однако полученные значения механических свойств находятся на нижней границе нормируемого диапазона. Дальнейшее снижение температуры конца ускоренного охлаждения ведет к росту прочностных характеристик стали и снижению

пластических. При температуре конца ускоренного охлаждения 500 °С также наблюдается значительное увеличение твердости стали сверх нормируемого диапазона.

Комплексный качественный и количественный металлографический анализ экспериментальных образцов проката проводился в условиях Центра коллективного пользования научно исследовательского института «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», при научной консультации кандидата технических наук О.А. Никитенко.

Изучение микроструктуры стали проводилось на поперечных относительно направления прокатки шлифах. Перед шлифовкой обрызцы были запрессованы в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 фирмы Buechler. После горячей запрессовки рабочая поверхность образца обрабатывалась на шлифовально-полировальном станке Phoenix 4000V фирмы Buehler с использованием абразивных и алмазных кругов различной зернистости, а также полировальных войлочных кругов с добавлением алмазных суспензий до получения зеркальной поверхности.

Для выявления микроструктуры поверхность шлифа подвергалась травлению в 4 %-ном растворе азотной кислоты (HNO_3) в этиловом спирте методом погружения полированной поверхности в ванночку с реактивом. При таком травлении присутствующая ферритная структура в стали окрашивается в белый цвет. Остальные структурные составляющие будут окрашены в оттенки черного цвета.

Металлографический анализ при увеличении от $\times 50$ до $\times 1000$ крат проводили на оптическом микроскопе Zeiss Axio Observer 3 с использованием системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO.

По результатам металлографического анализа выявлено, что структура раскатов №2, №3, №4 и №5 состоит из зерен бейнита различной морфологии (рисунок 3.5). При температуре конца ускоренного охлаждения 590 °С наблюдается структура состоящая из глобулярного (верхнего) бейнита (100%) (рисунок 3.5, б). Это свидетельствует о завершении ускоренного охлаждения в верхней части температурного интервала промежуточного превращения. Завершение охлаждения раската при температуре 500 °С привело к формированию более твердой структуры нижнего бейнита (100%) (рисунок 3.5, д), что отразилось на повышении прочностных свойств стали ($\sigma_{0,2} = 571 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 743 \text{ Н/мм}^2$), твердости до 25 единиц по Роквеллу и привело к снижению относительного удлинения до 16,7%. В диапазоне температур 520-550 °С структура раскатов состоит из смеси верхнего и нижнего бейнита в различном процентном соотношении (рисунок 3.5, в, г). Так при температуре завершения ускоренного охлаждения 550 °С наблюдается структура состоящая из 40% глобулярного и 60% игольчатого (нижнего) бейнита. Такая структура и соотношение фаз позволило достичь требуемых по нормативно-технической документации свойств проката ($\sigma_{0,2} = 571 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 743 \text{ Н/мм}^2$, $A_{50} = 21,3\%$, $HRB = 97,3$). Окончание охлаждения раската при температуре 635 °С привело к формированию структуры состоящей из 75% глобулярного бейнита и 25% квазиполигонального феррита (рисунок 3.5, а). Наличие мягкой ферритной фазы привело к снижению прочностных ($\sigma_{0,2} = 448 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 622 \text{ Н/мм}^2$) и повышению пластических ($A_{50} = 22,9 \%$) характеристик стали.

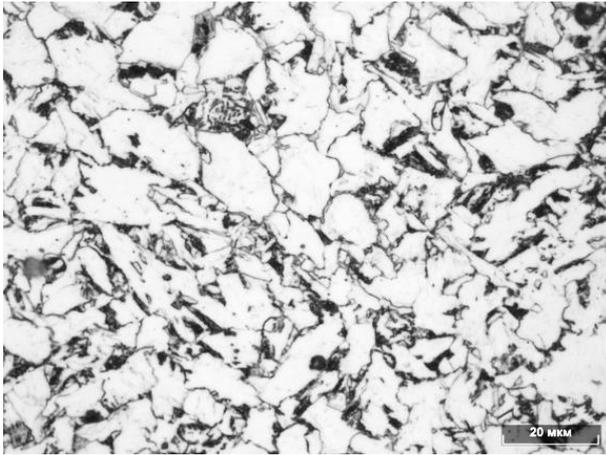
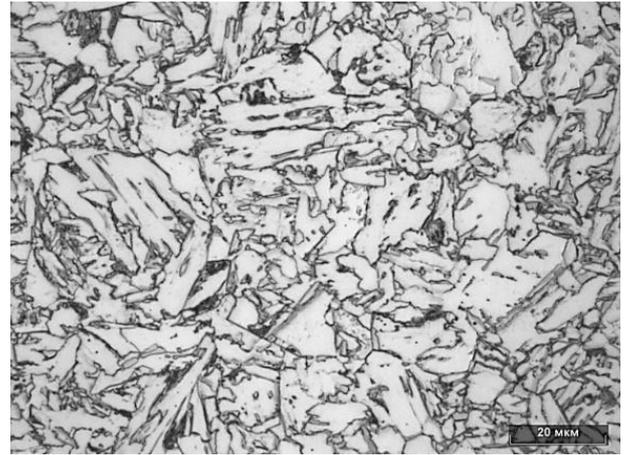
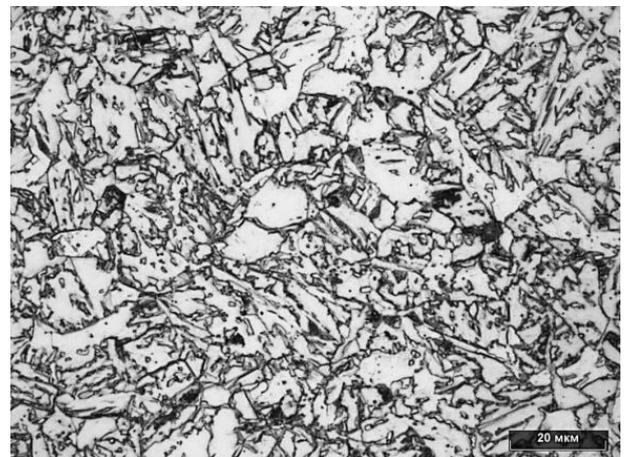
*a**б**в**г**д**a* - №1; *б* - №2; *в* - №3; *г* - №4; *д* - №5

Рисунок 3.5 - Микроструктура экспериментальных раскатов после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения ($\times 1000$)

3.1.2 Влияние температуры окончания прокатки и начала ускоренного охлаждения

Влияние температур окончания чистовой стадии и начала ускоренного охлаждения на микроструктуру и механические свойства исследовалось на экспериментальных образцах, прокатанных по следующим вариантам (рисунок 3.6, таблица 3.6):

- завершение деформации и начало ускоренного охлаждения в однофазной аустенитной γ -области ($Ar_3 + (30-50)^\circ C$);
- завершение деформации в однофазной γ -области вблизи температуры начала фазовых превращений ($Ar_3 + (0-20)^\circ C$) и начало ускоренного охлаждения в двухфазной $\gamma + \alpha$ -области;
- завершение деформации и начало ускоренного охлаждения в двухфазной $\gamma + \alpha$ -области.

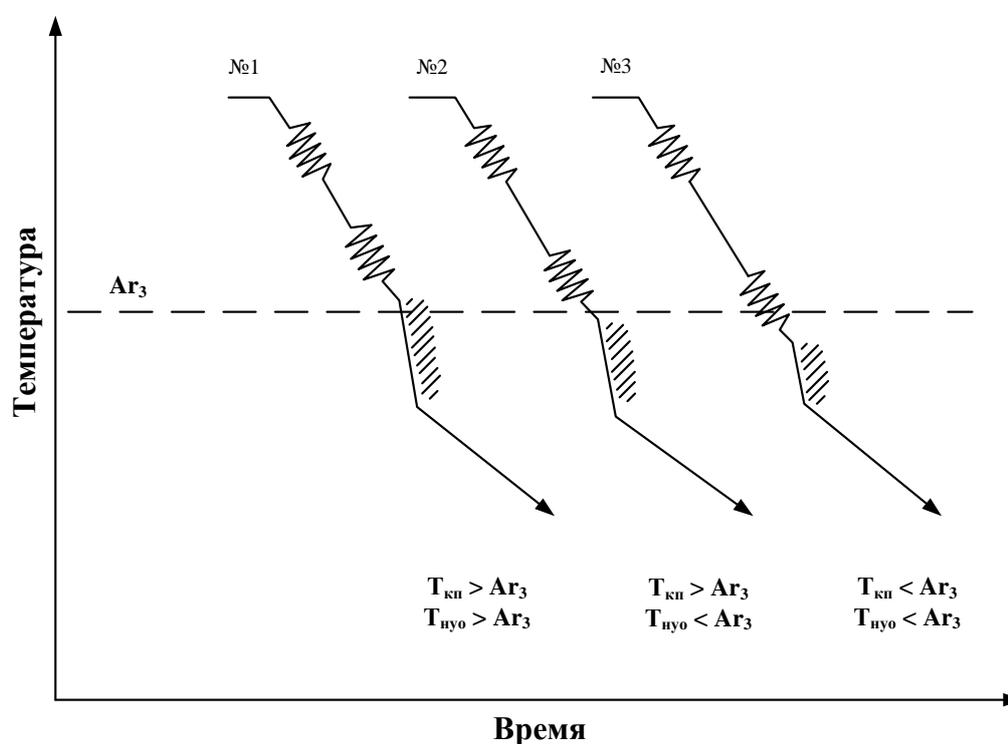


Рисунок 3.6 - Схематическое изображение опытных режимов КП и УО с различными вариантами температур конца прокатки ($T_{кп}$) и начала ускоренного охлаждения ($T_{нуо}$)

Таблица 3.6 - Режимы деформационной обработки исследуемой стали

Режим	Температура, °С					Скорость охлаждения, °С/с
	нагрева под прокатку	конца 1 фазы	конца 2 фазы	начала ускоренного охлаждения	конца ускоренного охлаждения	
3	1200±10	1000±30	920±10	910±10	550±20	15-25
6			890±10	850±10		
7			800±10	780±10		

Деформационная обработка заготовок осуществлялась по аналогичной с представленной выше методикой: черновая стадия моделировалась на гидравлическом прессе путем пошаговой деформации в радиальных сегментах, чистовая стадия моделировалась на реверсивном листовом стане ДУО «500». Завершающим этапом было ускоренное охлаждение раскатов в установке контролируемого охлаждения. Фактические режимы деформационной обработки представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 – Технологические режимы производства опытных образцов

№ раската	Средняя температура, °С					Скорость охлаждения, °С/с
	нагрева под прокатку	конца 1 фазы	конца 2 фазы	начала ускоренного охлаждения	конца ускоренного охлаждения	
3	1200±10	1000	920	910	550	18-20
6			890	850	540	
7			780	770	550	

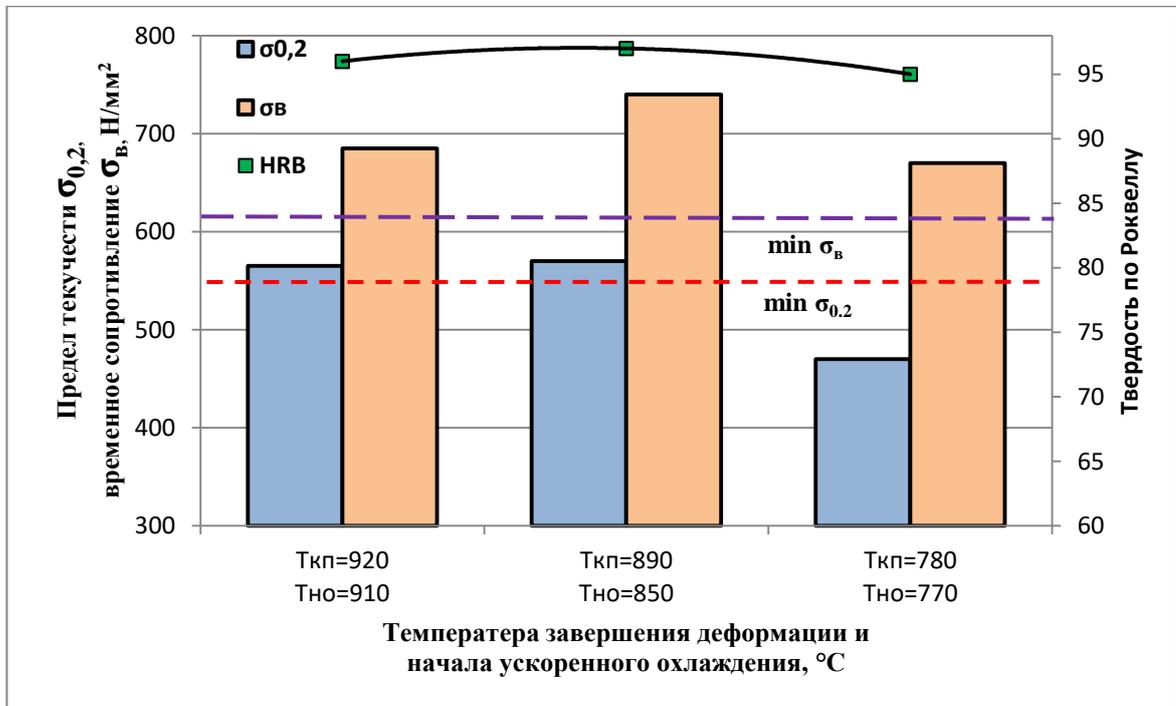
Из полученных раскатов были изготовлены образцы для проведения механических испытаний, результаты которых представлены в таблице 3.8.

Таблица 3.8 – Механические свойства экспериментальных раскатов

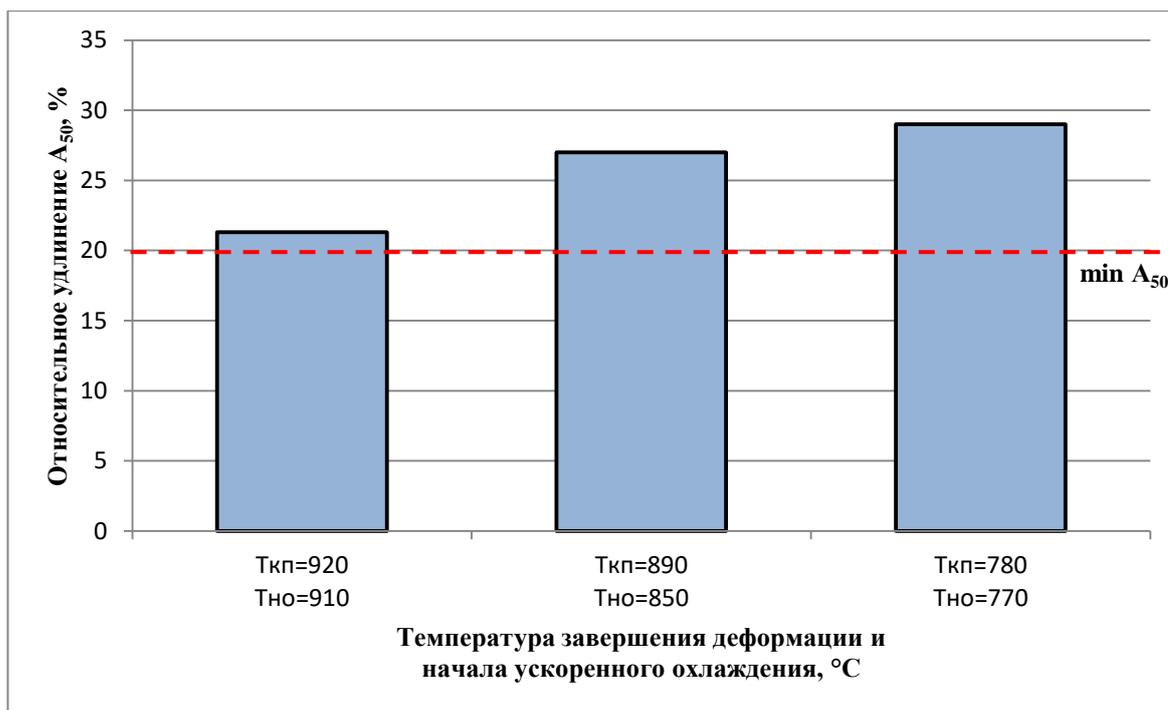
№ раската	Механические свойства				
	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Предел прочности σ_b , Н/мм ²	Удлинение A_{50}	Твердость	
				HRB	HRC*
3	565	685	21,3	96	<20
6	570	740	27	97	<20
7	470	670	29	95	<20
Норма по API 5ST CT80	550-620	>610	>20	-	<22

*По ГОСТ 9013-59 диапазон измерений по шкале «С» составляет ≥ 20 ед. твердости

Влияние температуры конца прокатки и начала ускоренного охлаждения представлено на рисунке 3.7. Снижение температуры конца прокатки до $Ar_3+(0-20)^\circ C$ и начала ускоренного охлаждения в двухфазную область ниже точки Ar_3 (от 890 до 850 $^\circ C$) повышает механические свойства стали. Так временное сопротивление увеличилось на 55 N/mm^2 (рисунок 3.7, а), а относительное удлинение на 5 % (рисунок 3.7, б). Изменение $T_{но}$ в данном интервале не оказало существенного влияния на предел текучести и твердость стали. Термомеханическая обработка по режиму № 7 с $T_{но} < Ar_3$ и $T_{кп} < Ar_3$ привела к значительному падению предела текучести стали на 100 N/mm^2 , при одновременном росте относительного удлинения с 21 до 29%.



a



б

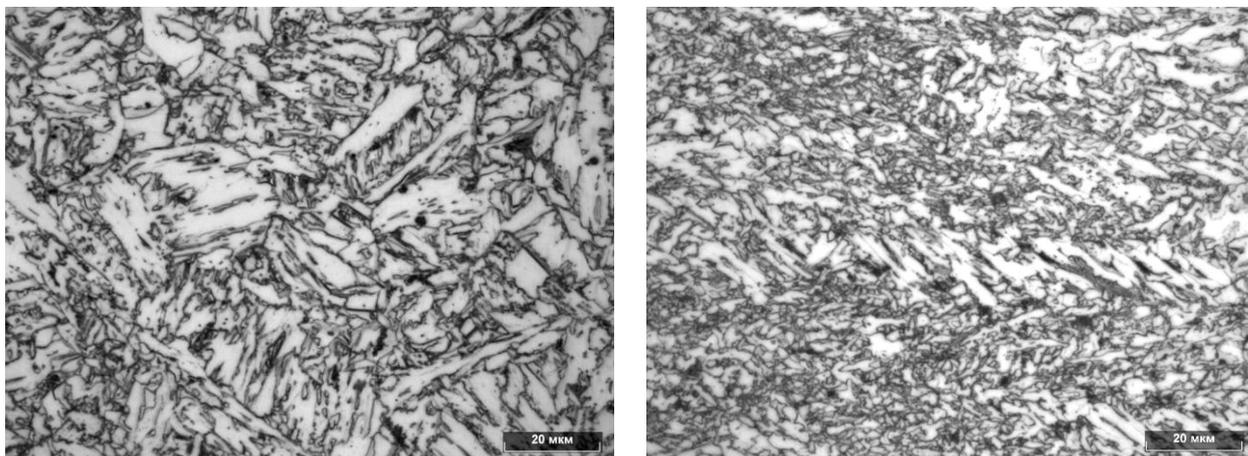
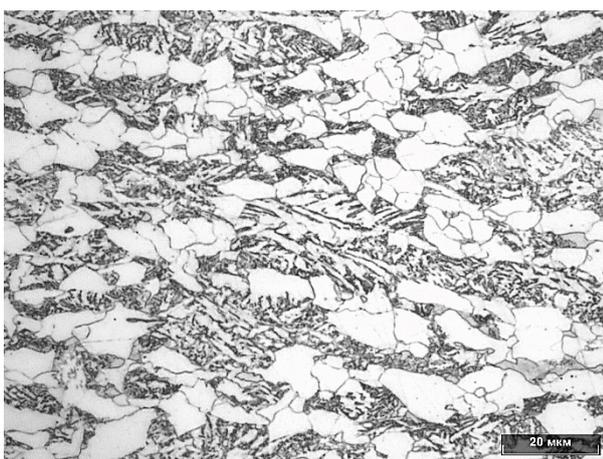
Рисунок 3.7 - Влияние температуры конца прокатки и начала ускоренного охлаждения на механические свойства экспериментальных образцов

Влияние температуры конца прокатки и начала ускоренного охлаждения на микроструктуру экспериментальных раскатов показано на рисунке 3.8.

При обработке стали по режиму № 3 с началом ускоренного охлаждения из однофазной γ -области ($T_{но} > A_{r3}$) микроструктура представляла собой смесь, состоящую из крупных зерен бейнита глобулярного ($\approx 40\%$) и бейнита игольчатого ($\approx 60\%$) (рисунок 4.8, а). При обработке стали по режиму № 7 ($T_{кп} < A_{r3}$ и $T_{но} < A_{r3}$) микроструктура представляла собой феррито-бейнитную смесь, состоящую преимущественно из квазиполигонального феррита ($\approx 55\%$) и бейнита.

При окончании деформации в однофазной аустенитной области вблизи A_{r3} и начале ускоренного охлаждения из двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области (режим № б) по сравнению с состоянием после обработки по режиму № 7 наблюдается более мелкодисперсная структура, состоящая из бейнита глобулярного ($\approx 55\%$), бейнита игольчатого ($\approx 35\%$) и небольшой доли квазиполигонального феррита ($\approx 10\%$).

Наличие в структуре металла, обработанного по режиму № 6, ферритной фазы способствовало увеличению относительного удлинения с 21% (режим № 7) до 27%, а ее небольшое количество не оказало значительного влияния на предел текучести стали.

*a**б**в*

a – режим №1 ($T_{\text{кп}} > A_{r3}$ и $T_{\text{но}} > A_{r3}$); *б* - режим № 2 ($T_{\text{кп}} > A_{r3}$ и $T_{\text{но}} < A_{r3}$);

в - режим № 3 ($T_{\text{кп}} < A_{r3}$ и $T_{\text{но}} < A_{r3}$)

Рисунок 3.8 - Микроструктура экспериментальных раскатов после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения ($\times 1000$)

На основании результатов проведенных опытов можно сделать вывод, что температура начала ускоренного охлаждения оказывает существенное влияние на пластические свойства стали. Это объясняется тем, что при

начале ускоренного охлаждения ниже критической точки A_{r3} часть аустенита превращается в феррит, являющийся мягкой фазой. Оставшийся аустенит за счет высоких скоростей охлаждения формирует бейнит различной морфологии, тем самым сохраняя высокие прочностные свойства стали. Однако при достаточно низких температурах начала ускоренного охлаждения ($770\text{ }^{\circ}\text{C}$) в структуре стали преобладает доля ферритной фазы, что приводит к значительному снижению предела текучести стали. Деформационная обработка вблизи точки распада аустенита способствует повышению дисперсности микроструктуры и тем самым увеличению временного сопротивления.

3.1.3 Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения

При изучении влияния температуры окончания ускоренного охлаждения на микроструктуру и свойства проката для гибких насосно-компрессорных труб температура завершения деформации составляла $A_{r3}+(30-50)\text{ }^{\circ}\text{C}$, ускоренное охлаждение раскатов осуществлялось из двухфазной γ - α – области ниже точки A_{r3} на $30-50\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температура окончания ускоренного охлаждения варьировалась в диапазоне от 450 до $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рисунок 3.9).

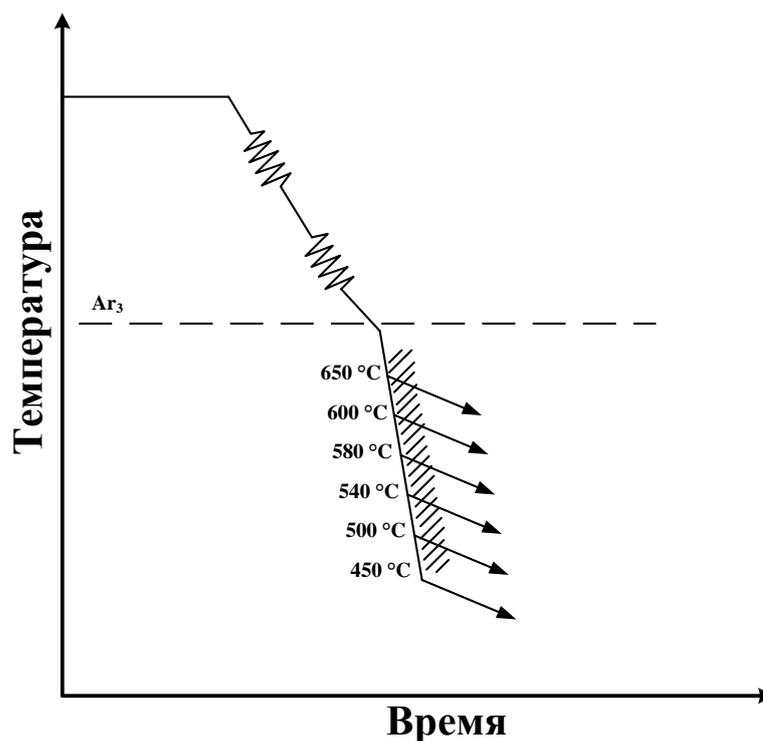
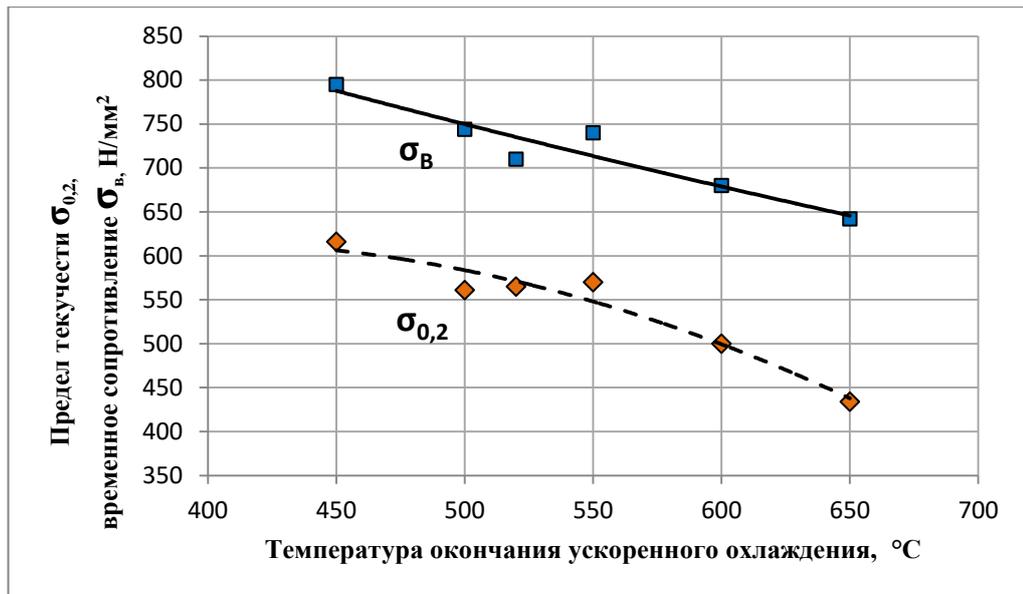
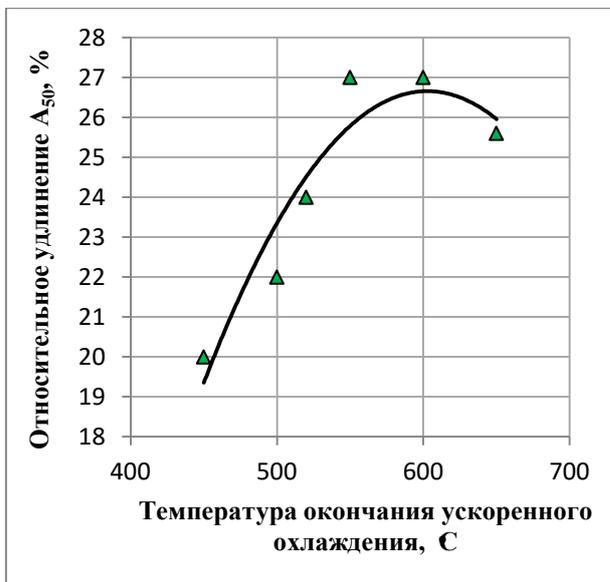


Рисунок 3.9 – Режимы контролируемой прокатки с различными вариантами температур окончания ускоренного охлаждения

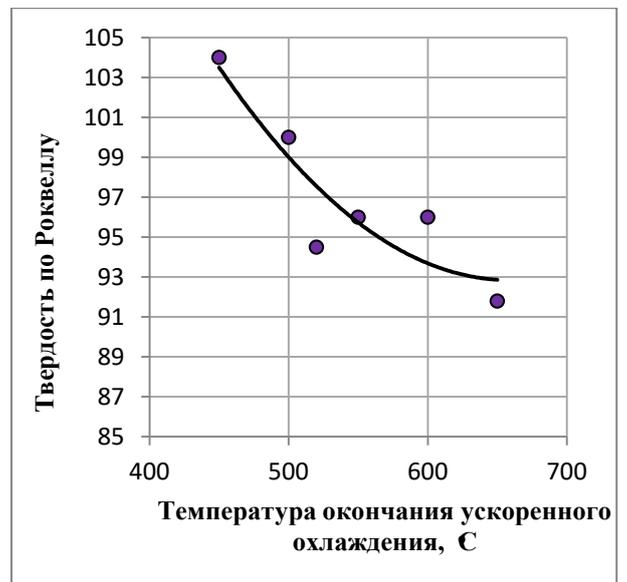
Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на прочностные свойства, относительное удлинение и твердость показано на рисунке 3.10. При снижении температуры окончания ускоренного охлаждения от 650 до 450 °C наблюдается рост временного сопротивления на 150 Н/мм² (рисунок 3.10, а). Изменение предела текучести имеет аналогичный характер и составляет 180 Н/мм². При понижении $T_{\text{ко}}$ в исследованных пределах происходит снижение относительного удлинения A_{50} от 27 до 19% (рисунок 3.10, б). Твердость стали HRB при понижении температуры растет и при 450-500 °C превышает максимально нормируемое значение (рисунок 3.10, в).



а



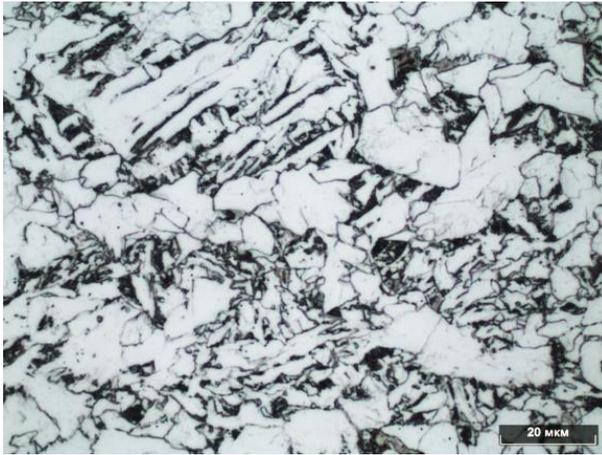
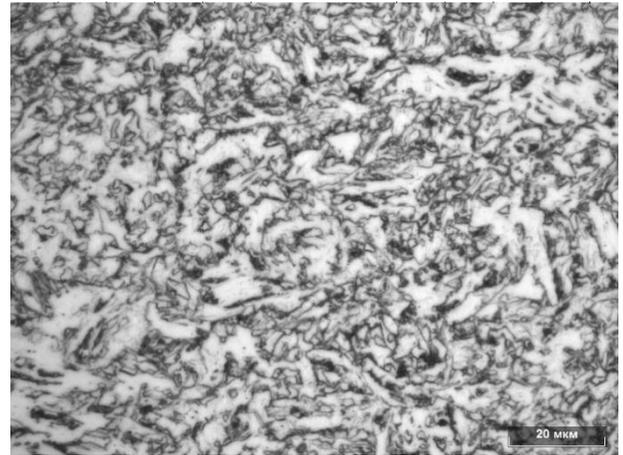
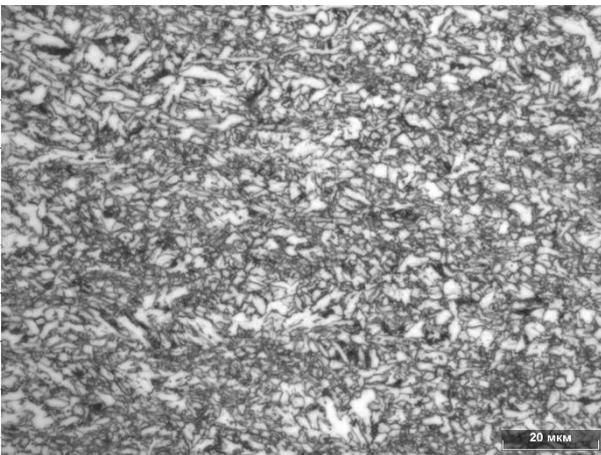
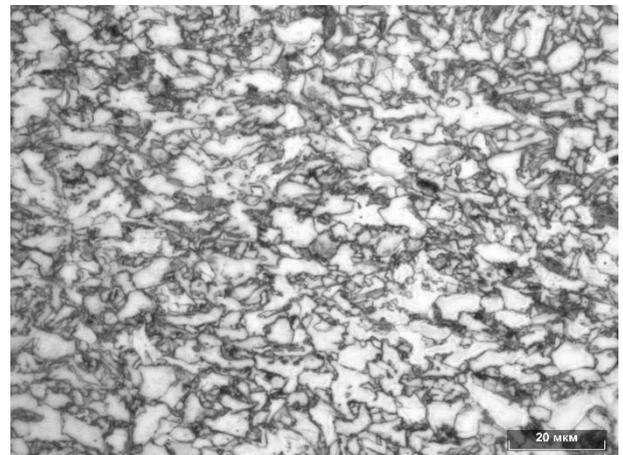
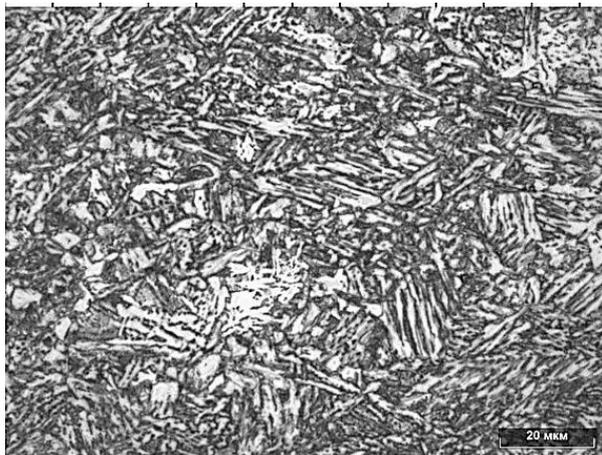
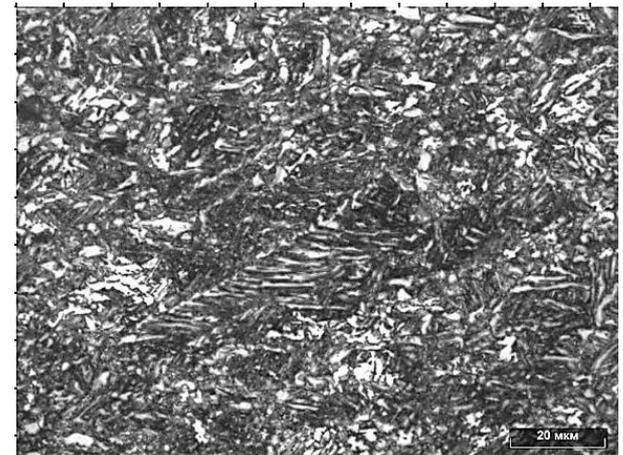
б



в

Рисунок 3.10 - Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на прочностные свойства (а), относительное удлинение (б) и твердость (в) исследуемой стали

Микроструктура полученных опытным путем раскатов представлена на рисунке 3.11.

*a**б**в**г**д**е*

a – $T_{\text{ко}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C}$; *б* – $T_{\text{ко}} = 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$; *в* – $T_{\text{ко}} = 580 \text{ }^{\circ}\text{C}$; *г* – $T_{\text{ко}} = 540 \text{ }^{\circ}\text{C}$;

д – $T_{\text{ко}} = 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$; *е* – $T_{\text{ко}} = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.11 - Влияние температуры окончания ускоренного охлаждения на микроструктуру опытных раскатов ($\times 1000$)

После окончания ускоренного охлаждения при температуре 650 °С микроструктура металла состояла из большой доли глобулярного бейнита 70%, 20% игольчатого феррита и небольшой доли (10%) полигонального феррита (рисунок 3.11, а). Дальнейшее снижение температуры до 520-550 °С ведет к формированию наряду с глобулярным бейнитом (55%) бейнита игольчатого ($\approx 30\%$) с сохранением небольшой доли квазиполигонального феррита ($\approx 15\%$). Окончание охлаждения при 500 °С привело к формированию более низкотемпературной составляющей речного бейнита (100%) и тем самым к снижению пластических характеристик стали. При температуре 450 °С наблюдается выделение высокоуглеродистой составляющей в виде мартенсита ($\approx 20\%$) наряду с речным бейнитом ($\approx 80\%$).

Таким образом, в результате проведенного исследования показано, что при окончании ускоренного охлаждения при относительно высоких температурах (650 °С) формируется структура, состоящая из глобулярного бейнита со второй фазой феррита различной морфологии. Такая структура приводит к получению наиболее низких значений по пределу текучести стали ($\sigma_{0,2} = 434 \text{ Н/мм}^2$).

Ускоренное охлаждение с окончанием в диапазоне температур 520-550 °С приводит к формированию зерен игольчатого бейнита и повышению прочностных характеристик стали при сохранении пластических примерно на одном уровне. При более низкой температуре окончания ускоренного охлаждения могут формироваться участки с мартенситной составляющей, обладающей повышенной твердостью. Эффективным интервалом температур окончания ускоренного охлаждения для исследуемой стали является диапазон 520-550 °С, при котором достигаются наиболее высокие показатели по механическим свойствам, чем при более высоких и низких температурах окончания ускоренного охлаждения.

Выводы по главе 3

1. При помощи физического моделирования изучено влияние различных температурных параметров ТМО ($T_{кп}$, $T_{но}$, $T_{ко}$) на механические свойства и микроструктуру раскатов исследуемой химической композиции.

2. С использованием метода дифференциальной сканирующей калориметрии, а также эмпирических формул на основе химического состава для высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80 определены критические точки фазовых превращений ($Ar_3=857$ °С и $Ar_1=742$ °С).

3. Выявлено, что завершение деформации с суммарной степенью деформации 80-85% в однофазной γ -области (выше критической точки $Ar_3 + (10-20)^\circ\text{C}$) и ускоренное охлаждение из двухфазной (γ - α)-области способствует повышению относительного удлинения стали ($A_{50} = 27\%$) по сравнению с раскатом, ускоренно охлажденным из однофазной γ -области от $Ar_3 + (30-40)^\circ\text{C}$ ($A_{50} = 21,3\%$). Деформационная обработка вблизи точки распада аустенита способствовала повышению дисперсности микроструктуры и тем самым увеличению временного сопротивления исследуемой стали группы прочности СТ80.

4. Установлено, что в температурном интервале окончания ускоренного охлаждения от 450 до 650 °С при $T_{кп} = Ar_3 + (0-20)^\circ\text{C}$ и $T_{но} = Ar_3 - (30-50)^\circ\text{C}$ изменение механических свойств и микроструктуры раскатов имеет следующий характер:

- завершение ускоренного охлаждения при высоких температурах (650 °С) ведет к формированию феррито-бейнитной микроструктуры (ПФ+Бг) с наиболее низкими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2} = 434$ Н/мм², $\sigma_b = 642$ Н/мм²);

- при понижении температуры до 550 °С прочностные свойства стали увеличиваются до $\sigma_{0,2} = 570$ Н/мм², $\sigma_b = 740$ Н/мм² с одновременным увеличением и относительного удлинения стали до $A_{50} = 27\%$.

Микроструктура стали состоит из зерен игольчатого и глобулярного бейнита с небольшой долей квазиполигонального феррита;

– дальнейшее снижение температуры завершения ускоренного охлаждения до 450 °С ведет к дальнейшему росту прочностных свойств. Однако относительное удлинение стали резко снижается вследствие формирования мартенситных участков с повышенной твердостью.

ШСГП 2000 ПАО «ММК», был выполнен расчет режимов обжаты в черновой и чистовой группах ШСГП (рисунок 4.2) с использованием разработанной конечно-элементной модели температурного состояния металла по толщине, а также зависимостей и алгоритмов, рассматриваемых в работах [92-100].

В соответствии с технологическими особенностями широкополосного стана «2000» ПАО «ММК» толщина сляба принималась равной 250 мм, длина сляба – 6 м. Ширины сляба выбиралась с учетом минимального обжаты по ширине в вертикальном окалиноломателе для удаления печной окалины и составляла 1270 мм. Толщина промежуточного раската была рассчитана на основе суммарного коэффициента обжаты в чистовой группе клетей и принята равной 32,4 мм. Расчетная толщина полосы составляла 4,4 мм. Межклетевое охлаждение отключено. Расчет охлаждения полосы на отводящем рольганге основывался на обеспечении требуемой скорости охлаждения и температуры скотки. При этом определялось необходимое количество секций и схема их включения на участках №1 и №2.

По результатам проведенных исследований были разработаны рекомендации (приложение Б) по технологии производства опытной партии горячекатаного рулонного проката группы прочности СТ80, обеспечивающие соответствующий установленным требованиям для гибких насосно-компрессорных труб группу прочности СТ80 комплекс механических свойств.

Сляб: 250,0 х 1270 х 6000,0

Прокатка в черновой группе клетей:

Параметр	№1	№2	№3	№4	№5	№6	
Н на входе, мм	250,0	200,0	152,4	110,9	77,2	51,5	
h на выходе, мм	200,0	152,4	110,9	77,2	51,5	32,4	
Отн. обжатие, %	20,0	23,8	27,3	30,4	33,3	36,0	
Абс. Обжатие, мм	50,0	47,6	41,5	33,7	25,7	18,5	
Усилие прокатки (з/к), тс	1317	1317	1416	1525	2014	2423	
% загрузки по усилию	55	33	35	38	50	61	
Момент прокатки, тс*м	268	229	213	191	203	190	
% загрузки по моменту	64	55	51	45	47	55	
Гидросбив	Вкл.	Вкл.	Вкл.	Вкл.	Вкл.	Вкл.	
Скорость прокатки, м/с	1,3	1,5	1,5	1,1	1,7	2,6	Пиrometer
Температура на выходе (п/к), °С	1186	1164	1135	1084	1051	1026	1038
Температура на выходе (з/к), °С	1183	1161	1131	1073	1041	1016	1029

Прокатка в чистовой группе клетей:

Параметр	№7	№8	№9	№10	№11	№12	№13	
Н на входе, мм	32,4	20,8	13,9	10,0	7,6	6,1	5,1	
h на выходе, мм	20,8	13,9	10,0	7,6	6,1	5,1	4,4	
Отн. обжатие, %	35,9	33,3	27,9	23,5	19,9	16,8	13,7	
Абс. Обжатие, мм	11,6	6,9	3,9	2,4	1,5	1,0	0,7	
Усилие прокатки (з/к), тс	2347	2130	1656	1391	1195	1041	879	
% загрузки по усилию	67	58	45	38	33	42	35	
Момент прокатки, тс*м	121	80	44	28	19	14	10	
% загрузки по моменту	44	29	34	22	24	17	12	
Скорость прокатки (п/к), м/с	1,7	2,5	3,5	4,6	5,8	6,9	8,0	
Ток на двигателе, кА	7,4	5,1	6,9	4,7	4,8	3,5	3,6	
Загрузка двигателя по току, %	51,0	35,0	42,1	28,4	29,8	21,9	28,7	
Межклетевое охлаждение	0	0	0	0	0	0	0	Пиrometer
Температура на выходе (п/к), °С	975	969	959	945	930	914	900	890
Температура на выходе (з/к), °С	964	959	949	937	923	907	894	885

Загрузка клетей черновой группы:

по усилию прокатки: до **61%**

по моменту прокатки: до **64%**

Загрузка клетей чистовой группы:

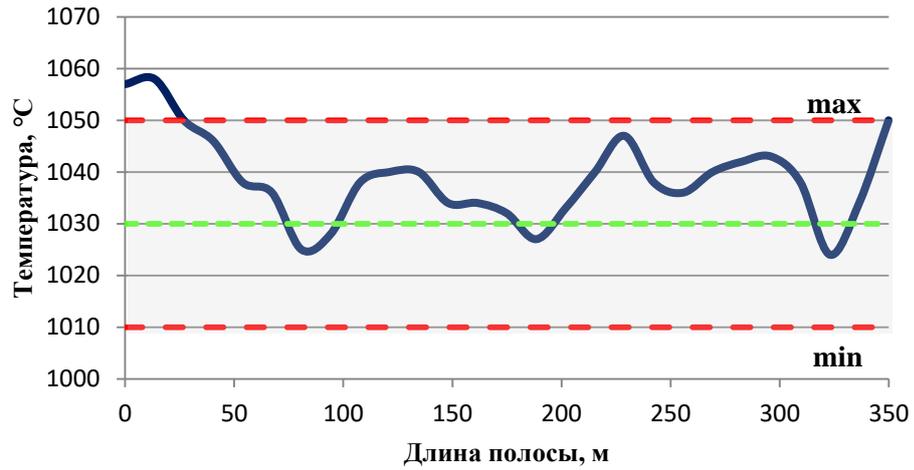
по усилия прокатки: до **67%**

по моменту прокатки: до **44%**

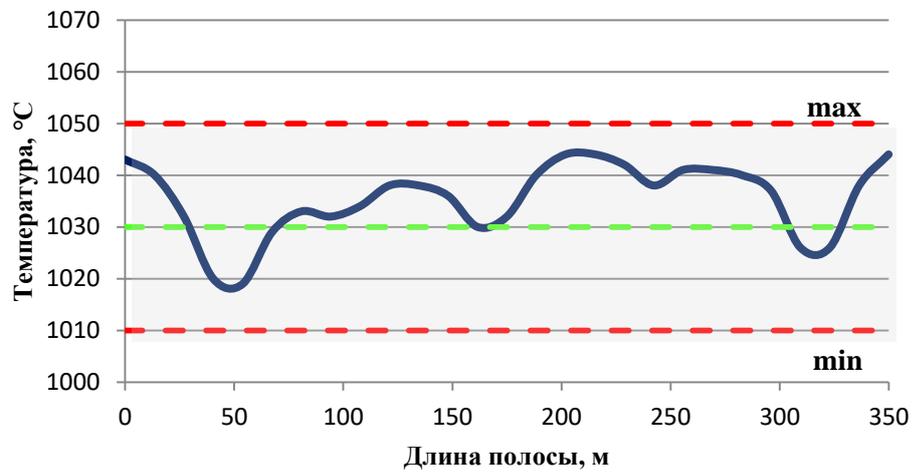
по току якоря: до **51%**

Рисунок 4.2 - Результаты расчета энергосиловых параметров прокатки полосы толщиной 4,4мм из стали группы прочности СТ80

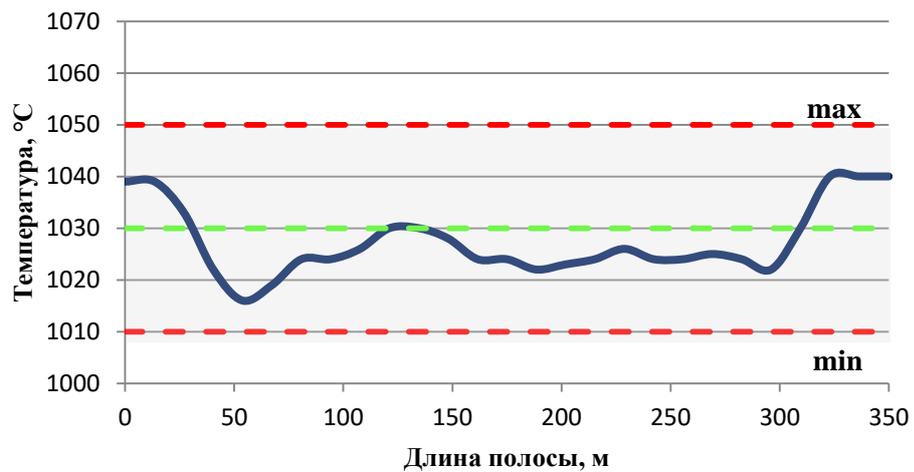
По разработанной стратегии в промышленных условиях было прокатано три опытных сляба, температурные режимы обработки которых представлены на рисунках 4.3-4.5.



Рулон №1

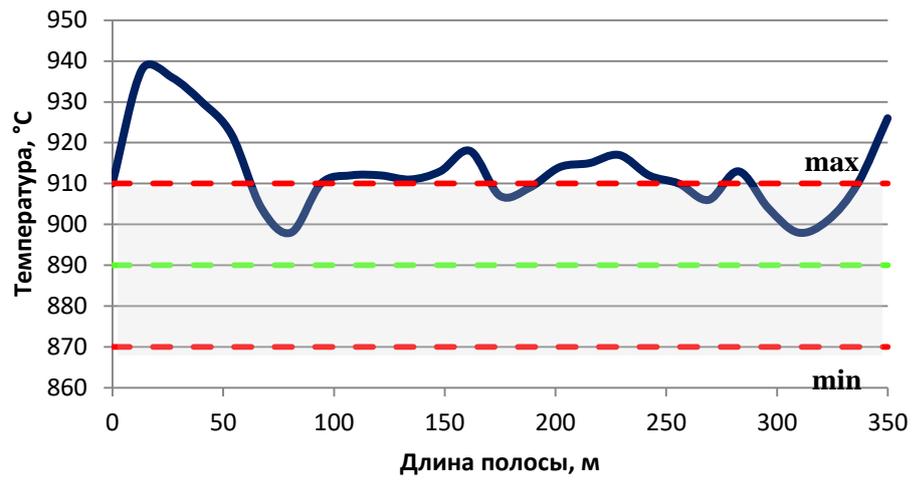


Рулон №2

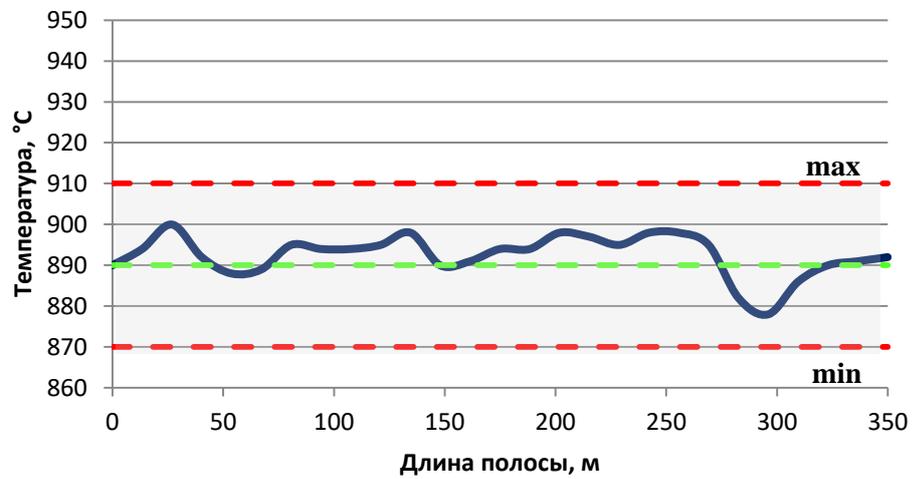


Рулон №3

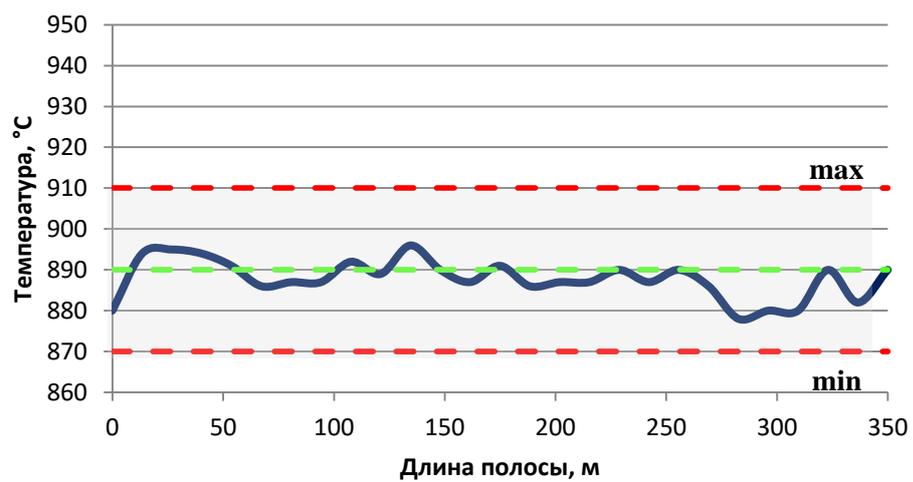
Рисунок 4.3 - Температурные режимы прокатки опытной партии полос: температура на входе в чистовую группу клетей (T_6)



Рулон №1

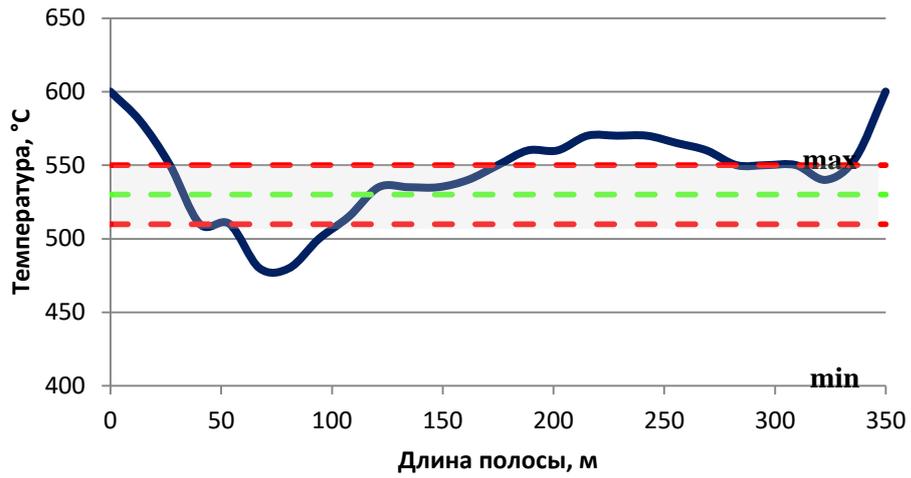


Рулон №2

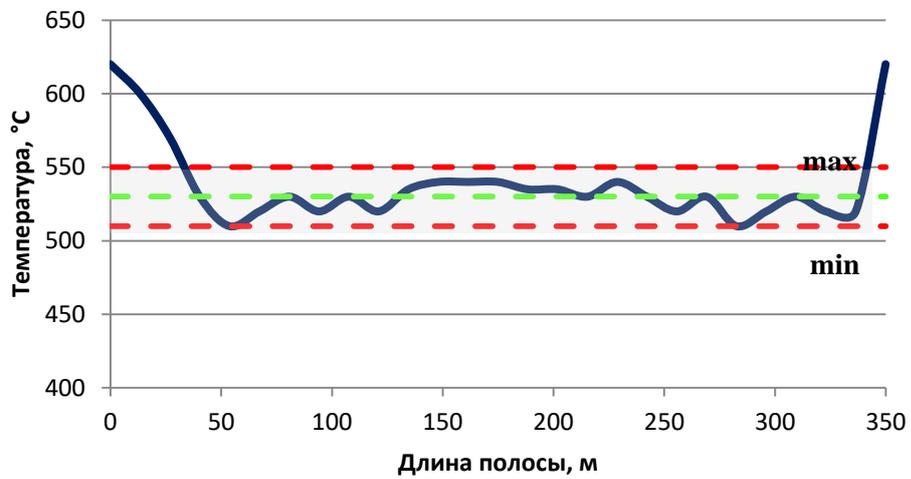


Рулон №3

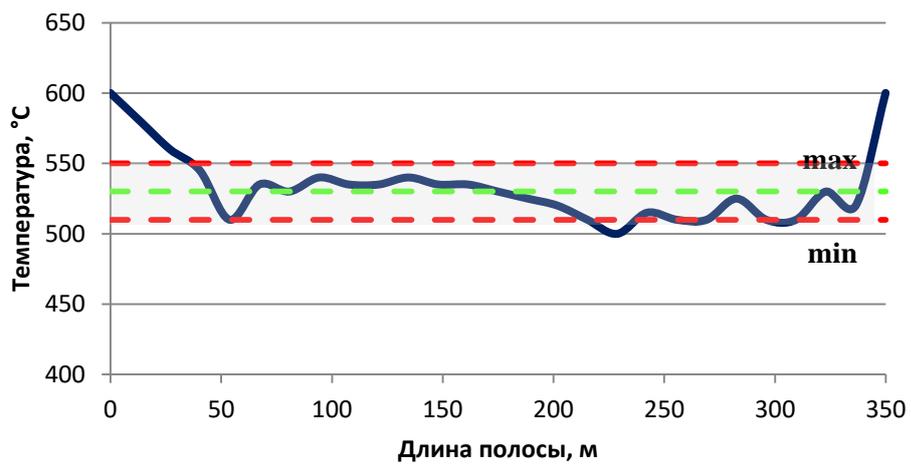
Рисунок 4.4 - Температурные режимы прокатки опытной партии полос:
температура на выходе из чистовой группы клетей ($T_{кп}$)



Рулон №1



Рулон №2



Рулон №3

Рисунок 4.5 - Температурные режимы прокатки опытной партии полос:
температура смотки на 2-й группе моталок ($T_{см2}$)

Температурные условия прокатки находились в границах рекомендуемых значений за исключением первого рулона в партии, что обусловлено постепенной перенастройкой стана на новый режим прокатки. Для снижения температуры конца чистой стадии, при постоянной скорости в последней катающей клетке ($V_{13} = 9,03$ м/с), на первых 4-х межклетевых промежутках использовалось охлаждение с включение одного или двух рядов сопел. Ускорение ($a = 0,025$ м/с²) обеспечило градиент температур $T_{кп}$ между передним и задним концом полосы около 20 °С.

Выбранная схема охлаждения в УУО при прокатке первого в партии сляба привела к получению повышенной температуры смотки в средней части по длине полосы, что являлось следствием высокой температуры конца прокатки. Температура смотки второго и третьего рулонов находилась в рамках нормируемого диапазона. Количество используемых коллекторов УУО №1 и №2 в процессе охлаждения изменялось незначительно.

Сопоставление расчетных значений с фактическими температурными режимами прокатки опытной партии (таблица 4.1) показало, что максимальная средняя погрешность расчета с использованием разработанной конечно-элементной модели температурного состояния металла по толщине составила 1,81% при максимальной частной ошибке 3,11%.

Таблица 4.1 - Погрешность расчета температурных режимов

№ рулона	Температура конца прокатки		Температура смотки на 1-ой группе моталок		Температура смотки на 2-ой группе моталок	
	°С	Δ , %	°С	Δ , %	°С	Δ , %
Расчетное значение						
-	890		680		530	
Опытная прокатка						
1	911	2,36	680	0	539	1,67
2	893	0,34	663	2,56	514	3,11
3	888	0,22	661	2,87	527	0,57
Ср. знач.	897	0,97	668	1,81	526	1,78

Фактический режим охлаждения рулона №3 (для 3-х характерных точек по сечению полосы), наложенный на термокинетическую диаграмму превращения переохлажденного аустенита исследуемой высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80 представлен на рисунке 4.6. Построение термокинетической диаграммы осуществлялось на модуле Pocket Jaw комплекса Gleeble 3500 в условиях Центра коллективного пользования научно исследовательского института «Наносталей» ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», при научной консультации кандидата технических наук А.Е. Гулина.

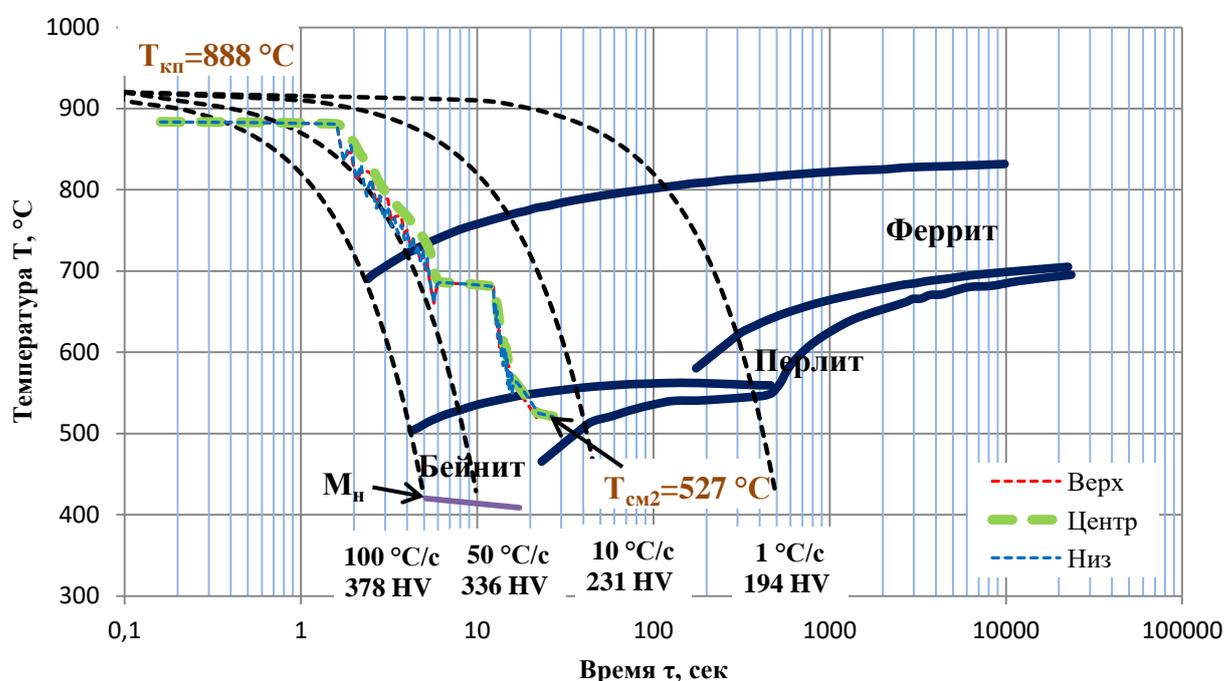


Рисунок 4.6 - Наложение расчетной кривой охлаждения на термокинетическую диаграмму превращения переохлажденного аустенита исследуемой стали

Рекомендованная схема включения коллекторов УУО обеспечила высокие скорости охлаждения (рисунок 4.7) в ферритной области (способствовало формированию игольчатого бейнита), а завершение охлаждения при температуре 527 °C исключило формирование в структуре стали перлитной составляющей. По результатам металлографического

анализа образец от рулона №3 имел бейнитную микроструктуру (~55% Бг + ~35% Би) с небольшой долей квазиполигонального феррита (~10%).

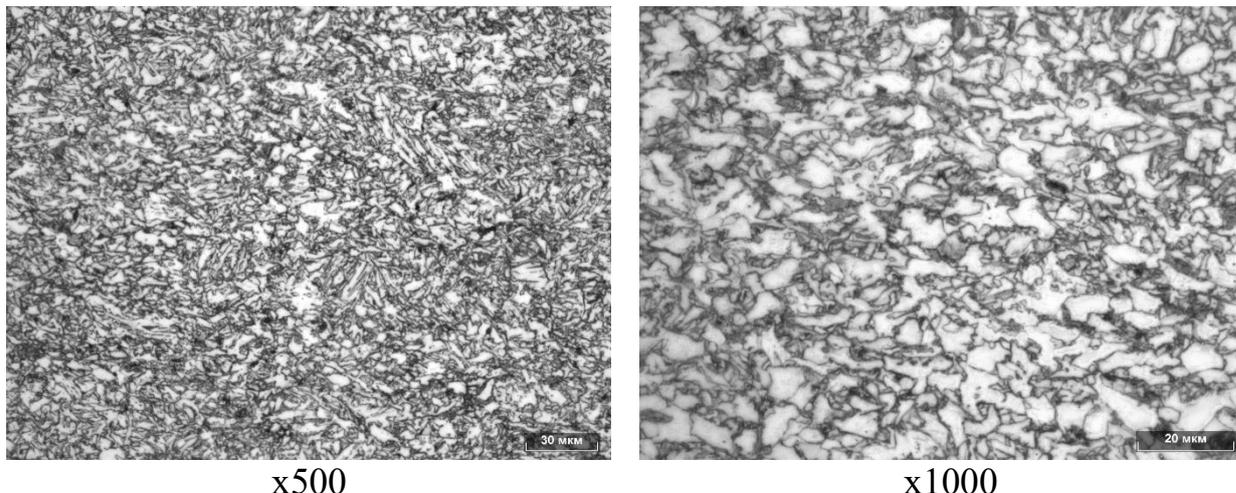


Рисунок 4.7 – Микроструктура металла рулона №3

Отбор проб для проведения механических испытаний проводился на центральной оси полосы и на расстоянии $\frac{1}{4}$ от ее краев. Полученные результаты (таблица 4.2) удовлетворяют нормативным требованиям к прокату для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80.

Таблица 4.2 – Механические свойства промышленных образцов, $\frac{\text{мин-макс}}{\text{ср. знач.}}$

Плавка-партия	Номер рулона	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	A ₅₀ , %	HRB
110235-1	1	$\frac{570-610}{583}$	$\frac{700-740}{720}$	$\frac{25-29}{27}$	96,0
	2	$\frac{560-590}{573}$	$\frac{690-710}{700}$	$\frac{25-28}{27}$	96,0
	3	$\frac{560-590}{570}$	$\frac{680-720}{703}$	$\frac{24-30}{26}$	95,0
Результаты физ. моделирования		570	740	27,0	97,0
Технические требования API 5ST		550-620	≥610	≥20	≤100

Согласно полученным результатам выбранная стратегия деформационной обработки и последующего ускоренного охлаждения была рекомендована для прокатки оставшейся части плавки в количестве 18

слябов. Сводные результаты механических испытаний проката представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 - Механические свойства проката, $\frac{\text{мин-макс}}{\text{ср. знач.}}$

Плавка-партия	Номер рулона	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	A ₅₀ , %	HRB
1102035-6	2	$\frac{570-610}{580}$	$\frac{730-740}{733}$	$\frac{23-28}{26}$	96,2
	17	$\frac{550-610}{573}$	$\frac{710-730}{720}$	$\frac{26-32}{28}$	96,0
	18	$\frac{570-620}{600}$	$\frac{690-750}{730}$	$\frac{25-26}{26}$	95,0
Результаты физ. моделирования		570	740	27,0	97,0
Технические требования API 5ST		550-620	≥610	≥20	≤100

Выводы по главе 4

1. По результатам проведенных исследований сформирована стратегия производства опытной партии горячекатаного рулонного проката обеспечивающая соответствующий установленным требованиям для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80 комплекс механических свойств.

2. С использованием разработанной конечно-элементной модели температурного состояния металла по толщине произведен предварительный расчет температурно-деформационных режимов и рекомендована технология (приложение Б) производства рулонного проката размерами 4,4x1180 мм применительно к условиям ШСГП 2000 ПАО «ММК». Определены деформационные и температурно-скоростные параметры прокатки, а также порядок и количество включенных секций УУО.

3. Проведено промышленное производство опытной партии рулонного проката в объеме одной плавки массой 350т. Сопоставление результатов физического моделирования с результатами контрольных

испытаний показало их высокую сходимость, а средняя погрешность расчета температурных режимов с использованием разработанной конечно-элементной модели составила 1,81% при максимальной ошибке 3,11%.

4. Комплекс рекомендуемых технологических решений обеспечил получение рулонного проката из высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80 для ГНКТ, удовлетворяющих требованиям стандарта API 5ST в части механических свойств.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основе анализа литературных данных, а также требований, предъявляемых со стороны отечественных и зарубежных производителей, определен уровень механических свойств высокопрочного низколегированного горячекатаного рулонного проката для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80. Прокат должен обладать высокими прочностным ($\sigma_B \geq 610 \text{ Н/мм}^2$ и $\sigma_{0,2} = 550-620 \text{ Н/мм}^2$) и пластическими ($A_{50} \geq 20\%$) свойствами с одновременным ограничением по верхнему значению твердости ($\text{HRC} < 22$).

2. Проанализированы схемы деформационной обработки стали и выявлено, что основным способом получения требуемого уровня механических свойств высокопрочного горячекатаного рулонного проката для ГНКТ является термомеханическая обработка, состоящая из контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения.

3. Определено, что при разработке эффективных режимов производства стали по технологии термомеханической обработки необходим учет градиента температур по толщине проката. С использованием программного комплекса DEFORM-3D проведено моделированием двух стадий технологического процесса: прокатки в чистовой группе клетей и ускоренного охлаждения, как наиболее значимых с точки зрения формирования требуемого комплекса механических свойств. Установлено, что для наиболее точного описания процесса необходим учет деформационного разогрева, теплоотдачи рабочим валкам, теплоотдачи на участках межклетевого охлаждения и в УУО, а также теплоотдачи излучением и конвекцией на участках свободных от воздействия деформирующего инструмента или охлаждающей воды.

4. На основе разработанной конечно-элементной модели сформирован алгоритм определения рациональной стратегии чистовой прокатки и

ускоренного охлаждения для минимизации температурного градиента по толщине полосы в линии ШСГП.

5. В лабораторных условиях изучено влияние режимов деформационно-термической обработки на механические свойства и микроструктуру проката из высокопрочной низколегированной стали, применяемой для производства гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80.

6. С использованием метода дифференциальной сканирующей калориметрии, а также эмпирических формул на основе химического состава для высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80 определены критические точки фазовых превращений ($Ar_3=857$ °C и $Ar_1=742$ °C).

7. Выявлено, что завершение деформации в однофазной γ -области (выше критической точки $Ar_3 + (10-20)$ °C) и ускоренное охлаждение из двухфазной (γ - α)-области способствует повышению относительного удлинения стали ($A_{50} = 27\%$) по сравнению с раскатом, ускоренно охлажденным из однофазной γ -области от $Ar_3 + (30-40)$ °C ($A_{50} = 21,3\%$). Деформационная обработка вблизи точки распада аустенита способствовала повышению дисперсности микроструктуры и тем самым увеличению временного сопротивления стали.

8. Установлено, что в температурном интервале окончания ускоренного охлаждения от 450 до 650 °C при $T_{кп} = Ar_3 + (10-20)$ °C и $T_{но} = Ar_3 - (30-50)$ °C изменение механических свойств и микроструктуры раскатов имеет следующий характер:

– завершение ускоренного охлаждения при температуре 650 °C ведет к формированию феррито-бейнитной микроструктуры (ПФ+Бг) с наиболее низкими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2} = 434$ Н/мм², $\sigma_B = 642$ Н/мм²);

– при понижении температуры до 550 °C прочностные свойства стали увеличиваются до $\sigma_{0,2} = 570$ Н/мм², $\sigma_B = 740$ Н/мм² с одновременным

увеличением и относительного удлинения стали до $A_{50} = 27\%$. Микроструктура стали состоит из зерен игольчатого и глобулярного бейнита с небольшой долей квазиполигонального феррита;

– дальнейшее снижение температуры завершения ускоренного охлаждения до $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ведет к росту прочностных свойств. Однако относительное удлинение стали резко снижается по причине формирования мартенситных участков с повышенной твердостью.

9. На основании проведенных исследований сформирована стратегия производства опытной партии горячекатаного рулонного проката обеспечивающая соответствующий установленным требованиям для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80 комплекс механических свойств. С использованием разработанного алгоритма проведен расчетный анализ процесса производства полосы $4,4 \times 1180\text{ мм}$, на основе которого применительно к условиям ШСП 2000 ПАО «ММК» сформирована технология прокатки: обжатие раската толщиной $32,4\text{ мм}$ в семи клетях чистовой группы с частной степенью деформации от 36% до 13% ; завершение прокатки при температуре $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующее охлаждением на отводящем рольганге с использованием 14 секций УУО №1 и 11 секций УУО №2 до температуры $530\text{ }^{\circ}\text{C}$.

10. По разработанной технологии в условиях ШСП 2000 ПАО «ММК» произведена партия рулонного проката из высокопрочной низколегированной стали группы прочности СТ80, свойства которого соответствуют требованиям стандарта API 5ST и отличаются от полученных по результатам физического моделирования не более чем на 6% .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Подземный ремонт и бурение скважин с применением гибких труб / С.М. Вайншток, А.Г. Молчанов, В.И. Некрасов, В.И. Чернобровкин. – Москва: Издательство Академии горных наук, 1999. – 244 с.
2. Воробьев, А. Е. Применение инновационных колтюбинговых технологий при разработке месторождений углеводородов / А. Е. Воробьев, В. П. Малюков, В. А. Куценко // Вестник Российского университета дружбы народов. Серия: Инженерные исследования. – 2014. – № 1. – С. 108-116.
3. ГОСТ 633-80 Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним. Технические условия : межгосударственный стандарт : дата введения 1980-04-11 / Постановление Государственного комитета СССР по стандартам. – Изд. официальное. – Москва: Стандартиформ, 1983. – 31 с.
4. Сулейманова, Н. Э. Об опыте применения гибких насосно-компрессорных труб в нефтегазодобыче / Н. Э. Сулейманова // Электронный научный журнал Нефтегазовое дело. – 2005. – № 2. – С. 16.
5. API 5ST Specification for Coiled Tubing. First edition, April 2010 : дата введения 2010-10-01 / – Изд. официальное. – Американский нефтяной институт, 2010. – 82 с.
6. Standard Specification for Steel, Sheet and Strip, High-Strength, Low-Alloy, Hot-Rolled and Cold-Rolled, with Improved Atmospheric Corrosion Resistance. ASTM A606/A606M – 15. ASTM International, 2015. – 4 с.
7. Standard Guide for Estimating the Atmospheric Corrosion Resistance of Low-Alloy Steels. ASTM G101 – 04 (Reapproved 2015). ASTM International, 2015. – 9 с.
8. Ильиных, В.Н. Совершенствование методов оценки остаточного ресурса гибких труб колтюбинговых установок: дис. ... канд. техн. наук. : 05.02.13 / Ильиных Виталий Николаевич ; науч. рук. В.Н. Сызранцев ; ТНУ. – Тюмень, 2013. – 142 с.

9. Анализ технических требований, предъявляемых к подкату для гибких насосно-компрессорных труб / П.П. Полецков, Д.Ю. Алексеев, А.С. Кузнецова, О.А. Никитенко // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2020. – Т.18, №1. – С. 49-54.

10. Анализ актуальных направлений исследований в области производства многофункциональных материалов для экстремальных условий эксплуатации / П.П. Полецков, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева, А.С. Кузнецова, Д.Ю. Алексеев, Ю.Б. Кухта // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2021. – Т.19, №3. – С. 109-114.

11. Колтюбинг (ГНКТ): официальный сайт. – URL: <https://www.geolib.net/tkrs/koltyubing-gnkt.html> (дата обращения 23.11.2022).

12. NOV Inc.: официальный сайт. – URL: <https://training.nov.com/> (дата обращения 23.11.2022).

13. Global Tubing: официальный сайт. – URL: <https://www.global-tubing.com/> (дата обращения 20.11.2022).

14. Насосно-компрессорные гибкие непрерывные трубы: официальный сайт. – URL: <http://drillmerk.com/burovovoe-oborudovanie/nasosno-kompressornie-gibkie-neprerivnie-trubi.html> (дата обращения 20.11.2022).

15. DIS Drilling Industrial Systems: официальный сайт. – URL: https://dis-s.ru/coil_tubing/ (дата обращения 15.10.2022).

16. ESTM: официальный сайт. – URL: <http://estm-tula.com/about-us.html> (дата обращения 05.05.2022).

17. Перспективы производства атмосферостойкого стального проката с повышенной хладостойкостью / А.С. Кузнецова, Д.Ю. Алексеев, Ю.Б. Кухта, Д.Г. Емалеева // Черные металлы. – 2022. - №3 (1083). – С. 60-64.

18. Перспективы применения колтюбинговых технологий / П. П. Полецков, О. А. Никитенко, Д. Ю. Алексеев, А. С. Кузнецова // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : тезисы докладов 78-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 20–24

апреля 2020 года. Том 1. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2020. – С. 164.

19. Анализ особенностей атмосферостойких сталей / П.П. Полецков, А.С. Кузнецова, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева, Д.Ю. Алексеев // Polish Journal of Science. – 2022. – № 56 (56). – P. 67-70.

20. Analysis of the current state and promising developments in the field of ferrous metallurgy / P. Poletskov, D. Emaleeva, A. Gulin, A. Kuznetsova, D. Alekseev // Norwegian Journal of Development of the International Science. – 2021. – № 71. – P. 68-73.

21. Current state of innovative activities in russia in the field of perspective materials creation / P. Poletskov, A. Gulin, D. Emaleeva, A. Kuznetsova, D. Alekseev // Polish Journal of Science. – 2021. – № 44-1 (44). – P. 38-40.

22. Трудное время колтюбинга в России: официальный сайт. – URL: <http://www.energyland.info/analitic-show-35673> (дата обращения 20.06.2022).

23. Кларк Р. Колтюбинг на новом витке / Р. Кларк // Время колтюбинга. Время ГРП. – 2010. – № 6 (034). – С. 6-21.

24. Кларк Р. Материалы 19-ой Международной научно-практической конференции / Р. Кларк // Время колтюбинга. Время ГРП. – 2018. – № 4. – С. 6-15.

25. Avakov, V.A. Coiled Tubing Life Prediction / V.A. Avakov, J.C. Foster, E.J. Smith // Offshore Technology Conference. – Houston. Texas, 1993.

26. Эфрон, Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – Москва: Металлургиздат, 2012. – 696 с.

27. Barbosa, R. The influence of chemical composition on the recrystallization of microalloyed steels. HSLA steels / R. Barbosa, F. Boratto, S. Yue // Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure and Properties of HSLA steels. – 1987. – P. 51–62.

28. Корректировка температуры горячей прокатки при колебании химического состава плавки / Потемкин В. К., Поляновская Е. А., Полухин В. П. и др. // Сталь. – 1986. – № 10.
29. Физическое металловедение. Вып. 3: Пер с англ. - Москва: Мир. –1968. – 426 с.
30. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий. – Москва: Metallurgia, 1979. – 184 с.
31. Heisterkamp, F. Metallurgy Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) / F. Heisterkamp, K. Hulka, D. Batte // Steel Weldments: AWS. – Miami, 1990. – P. 659-681.
32. Akselsen, O.M. Scand. / O.M. Akselsen, O. Grong, G. Rorvik. // Journal of Metallurgy. – 1990. – № 19. – P. 258-264.
33. Берштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Берштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. - Москва: Metallurgia, 1983. – 480 с.
34. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications / V. Schwinn, W. Schuetz, P. Fluess and etc. // Proceedings of the International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials THERMEC. – Switzerland, 2007. – Vols. 539-543. – P. 4726-4731.
35. DeArdo, A.J. Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel. Development and production of high strength pipeline steels. // Proceedings of the Int. Symposium Niobium. – Orlando, 2001. – P. 427-500.
36. Hillenbrand, H.G. Development and production of high strength pipeline steels / H.G. Hillenbrand, M. Gras, C. Kalwa // Proceedings of the Int. Symposium Niobium. – Orlando, 2001. – P. 543-569.
37. Матросов, Ю.И. Сталь для магистральных газопроводов / Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. – Москва: Metallurgia, 1989. – 288 с.

38. DeArdo, A.J. Metallurgical basis for the thermomechanical processing of microalloyed steels // Thermomechanical processing of steels. Church Hous Conference. – London, 2000. – v.1. – P. 309-321.

39. Исследование микроструктуры микролегированной ниобием трубной стали после различных режимов контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением / М. Ю. Матросов, Л. И. Эфрон, А. А. Кичкина, И. В. Лясоцкий // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 3(633). – С. 44-49.

40. Fernandez, A.I. Effect of course γ grain size on the dynamic and static recrystallization during hot working in microalloyed Nb and Nb–Ti steels / Fernandez A.I., Ablad R., Lopez B. // Microalloying in Steels. Proceedings of the International conference on «Microalloying in Steels». – Spain, 1998. – P. 135-142.

41. Эфрон, Л.И. Низколегированные стали с карбонитридным упрочнением. – Москва: ИНМТ, 1982.

42. Thillou, V. Precipitation of NbC and Effect of Mn on the Strength Properties of Hot Strip HSLA Low Carbon Steel // Materials Science Forum, 1998. – P. 284-286.

43. Patel, J. Hot rolled HSLA strip steels for automotive and construction applications / J. Patel, C. Klinkenberg, K. Hulka. // Proceedings of the Int. Symposium Niobium. – Orlando, 2001. – P. 647-674.

44. Hoogendorn, Th. M. Accelerated cooling of strip: from coiling temperature control to heat treatment / Th. M. Hoogendorn, A. Bodin, P.M. Hekker // In Proceedings of the international conference «Microalloying 95». – Pittsburgh, 1995. – P. 263-273.

45. Recrystallization behavior of high Nb-bearing line pipe steel / C. Shang, C. Miao, J. Fu and etc. // International Conference on Pipeline Technology. – Belgium, 2009.

46. Филатов, Н.В. Формирование повышенного комплекса свойств рулонного проката из микролегированной стали X70 путем управления процессами структурообразования при термомеханической прокатке на стане 2000 : дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Филатов Николай Владимирович ; науч. рук. С.Ю. Настич. – Москва, 2009. – 179 с.

47. Машиностроение. Энциклопедия / Н.В. Пасечкин, В.М. Сеницкий, В.Г. Дроздов и др. – Москва: Машиностроение, 2004. – 912 с.

48. Зиновьев, А.В. Модернизация станов горячей прокатки и анализ технологических аспектов производства горячекатаных стальных полос // ОАО «Черметинформация». Новости черной металлургии за рубежом, 2008. – №1. – С. 44-51.

49. Настич, С.Ю. Разработка технологии термомеханической обработки полосового и листового проката из низколегированной стали на основе управления формированием ферритнобейнитной структуры: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01 / Настич Сергей Юрьевич. – Москва, 2013. – 399 с.

50. Hensger, K.E. Recent developments in compact strip production of Nb-microalloyed steels / K. E. Hensger, G. Flemming // Niobium. Science & Technology: Proceedings 370 of the International Symposium Niobium. – Orlando, 2001. – P. 405-426.

51. Jonas, J.J. The hot strip mill as an experimental tool. // ISIJ Int., 2000. – P. 731-738.

52. Фарбер, В.М. Влияние высокотемпературной деформации и последующей выдержки на структуру низколегированных строительных сталей // Физика металлов и металловедение. – Москва, 1976. – Т. 41. – вып. 4. – С. 634-642.

53. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – Москва: Металлургия, 1982. – С. 38-54.

54. Hulka, K. High Temperature Processing of Line-Pipe Steels. / K. Hulka, J.M. Gray // Proceedings of the International Symposium Niobium, 2001. – P. 587-612.

55. DeArdo A.J. Metallurgical basis for the thermomechanical processing of microalloyed steels // Thermomechanical processing of steels: Church Hous Conference, 2000. – V. 1. – P. 309-321.

56. Литвиненко, Д.А. Ускоренное охлаждение проката - эффективный метод улучшения свойств низколегированных сталей / Д.А. Литвиненко, Л.И. Эфрон // Сталь, 1986. – №7. – С 77-81.

57. Gray, M.J. Austenite conditioning alternative for microalloyed steels products. HSLA steels: metallurgy and applications / M.J. Gray, A.J. De Ardo // Proceedings of an International Conference on HSLA Steels 85, Beijing, China, 1985. – P. 83-96.

58. Wu, C.T. Microstructures development during accelerated cooling a plane carbon steel. HSLA steels / C.T. Wu, Y.T. Pan // Processing, microstructure and properties of HSLA steels: Proceedings of an International Symposium, Pittsburg, USA, 1987. – P. 345-358.

59. Stalheim, D.G. The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications. // Proceedings of the Fifth International Conference on HSLA Steels «HSLA Steels 2005», Sanya, Hainan, China 2005. – Vol. 40. – P. 699-704.

60. Lei, Z. Production and Application of High Strength and High Toughness Pipeline Steel with Acicular Ferrite / Z. Lei, G. Shan. // HSLA Steels 2005: Proceedings of the Fifth International Conference on HSLA Steels, Sanya, Hainan, China, 2005. – Vol. 40. – P. 692-697.

61. Рулонная сталь контролируемой прокатки для труб класса прочности K60 / Л.И. Эфрон, С.Ю. Настич, В.И. Столяров и др. – Сталь, 2006. – № 7. – С. 75-78.

62. Бодяев, Ю.А. Применение технологии контролируемой прокатки при производстве рулонной стали для нефтепроводных труб класса прочности до K65 / Ю.А. Бодяев, В.И. Столяров, Ю.Д. Морозов. – Москва: Металлург, 2006. – №8. – С. 63-67.

63. Якушев, Е.В. Исследование и разработка экономнолегированной трубной стали класса прочности К60 для стана 2800 ОАО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ»: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Якушев Евгений Валерьевич ; науч. рук. И.В. Шабалов. – Москва, 2014. – 155 с.

64. Рудченко, А.В. Стали для газопроводных труб и фитингов. – Москва: Металлургия, 1985. – С. 140–152.

65. Симбухов, И.И. Разработка химического состава, технологии термомеханической обработки высокопрочной стали категории прочности Х120(К90) для труб магистральных газопроводов высокого давления: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Симбухов Иван Анатольевич ; науч. рук. Ю.Д. Морозов. – Москва, 2014. – 162 с.

66. Контроль и оценка целостности ГНКТ. Нефтегазовое обозрение / Р. Кристи, Ч. Лю, Р. Стенли, М. Торрегросса // Oilfield Review. – Т. 26. – №4. – С. 64-75.

67. Эфрон, Л.И. Термомеханическая прокатка как способ получения высокоэффективных высокопрочных сталей для труб большого диаметра северного назначения // Азовсталь-2002: сборник докладов международной научно-технической конференции. – Москва.: Металлургиздат, 2004. – С. 53-56.

68. Коновалов, Ю.В. Справочник прокатчика. Книга 1. Производство горячекатаных листов и полос. – Москва: Теплотехник, 2008. – 640 с.

69. Зинягин, А.Г. Совершенствование процессов прокатки и охлаждения листов из трубных сталей на стане-5000. дисс. ... канд. техн. наук.: 05.02.09 / Зинягин Алексей Геннадьевич ; науч. рук. Г.С. Никитин. – Москва, 2014. – 158 с.

70. Теплотехника: Учебник для вузов / В.Н. Луканин, М.Г. Шатров, Г.М. Камфер и др. – Москва: Высш.шк., 2000. – 671 с.

71. Расчет нагревательных и термических печей / С.Б. Василькова, М.М. Генкина, А.Е. Гусовский и др. – Москва: Металлургия, 1983. – 489 с.

72. Шичков, А.Н. Теплообмен в производстве листового проката / А.Н. Шичков, В.Г. Лабейш. – Ленинград.: СЗПИ, 1982. – 88с.

73. Лабейш, В.Г. Жидкостное охлаждение высокотемпературного металла. – Ленинград: ЛГУ, 1983. – 172 с.

74. Лабейш, В.Г. Воздушное и жидкостное охлаждение стального листа при горячей прокатке. Известия вузов. Черная металлургия, 1982. – №5 – С. 48-52.

75. Лабейш, В.Г. Расчет температуры горячекатаной полосы на отводящем рольганге / В.Г. Лабейш, Е.П. Сергеев. Сталь, 1979. – №7 – С. 524-525.

76. Handout for the theoretical section of the technological training programme. SMS Seimag AG, 2009. – 252 p.

77. Murata, K. Heat transfer during run-out table cooling – effect of jet configuration / K. Murata, M. Militzer, V. Prodanovic // Proceeding of the MST`2007 Conference. Detroit, 2007. – P. 221-231.

78. Макаров Е.В. Исследование и разработка режимов горячей прокатки полос с применением систем принудительного охлаждения: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Макаров Евгений Валерьевич ; науч. рук. С.М. Бельский. – Липецк, 2013. – 164 с.

79. Ненахов В.А. Повышение эффективности производства горячекатаных полос за счет оптимизации производственной программы прокатки: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Ненахов Вячеслав Анатольевич; науч. рук. В.А. Третьяков. – Липецк, 2007. – 194 с.

80. Подкустов, В.П. Определение температурного поля проката / В.П. Подкустов, П.Л. Алексеев // Известия вузов. Черная металлургия, 1999. – №9. – С. 40-42.

81. Ткалич К.Н. Изменение температурного поля сляба в процессе прокатки / К.Н. Ткалич, Н.В. Гончаров, Н.А. Бриттов // Сталь, 1977. – №1. – С. 52-55.

82. Определение температурного поля раската в процессе прокатки на четырехвалковом стане / М. Редр, М. Пржигода, З. Томан и др. // Известия вузов. Черная металлургия, 1979. – С. 56-60.

83. Prediction of microstructure distribution in the trough-thickness direction during and after hot rolling in carbon steels / S. Nanba, M. Kitamura, M. Shimada and etc. // ISIJ International, 1992. – Т. 40. – P. 1013-1018.

84. Fe-based on-line model for the prediction of roll force and roll power in hot strip rolling / Kwak W.J., Kim Y.H., Park H.D. and etc. // ISIJ International, 2000. – Т. 40. – P. 1013-1018.

85. Yanagimoto, J. FE-based analysis for the microstructure evolution in hot bar rolling / J. Yanagimoto, T. Ito, J. Liu // ISIJ International, 2000. – Т. 40. – P. 65-70.

86. Shulkosky, R.A. A microstructural evolution model used for hot strip rolling / R.A. Shulkosky, D.L. Rosburg, J.D. Chapman // Material Science and Technology Conference, 2003. – P. 1–17.

87. Controlling the mechanical properties of hot rolled strip / J. Andorfer, D. Auzinger, M. Hirsch and etc. – Metallurgical Plant and Technological Int, 1997. – P. 1–6.

88. Prediction of the as hot rolled microstructure of plain carbon steels and HSLA steels / J. Andorfer, D. Auzinger, B. Buchmayr and etc. // ВНМ, 1997. – V.142. – P. 374–377.

89. Масленников, К.Б. Совершенствование технологии и оборудования производства трубного проката класса прочности К60 на основе моделирования термомеханической обработки: дисс. ... канд. техн. наук: 2.5.7 / Масленников Константин Борисович ; науч. рук. С.И. Платов. – Магнитогорск, 2023. – 158 с.

90. Левыкина, А.Г. Совершенствование технологии горячей прокатки на основе анализа теплового состояния металла методами физического и компьютерного моделирования: дисс. ... канд. техн. наук: 2.6.4 / Левыкина Анна Геннадьевна ; науч. рук. И.П. Мазур. – Липецк, 2022. – 132 с.

91. Мунтин, А.В. Разработка технологии прокатки толстого листа с заданными свойствами из трубных марок стали на стане 5000: дисс. ... канд. техн. наук: 05.02.09 / Мунтин Александр Владимирович ; науч. рук. А.Г. Колесников. – Москва, 2014. – 141 с.

92. Румянцев, М.И. Развитие методологии проектирования технологий листопрокатного производства: теория и практика : дис. ... доктора техн. наук : 05.16.05 / Румянцев Михаил Игоревич. – Магнитогорск, 2018. – 466 с.

93. Железнов, Ю. Д. Системные основы интенсификации производства широкополосовой стали / Ю. Д. Железнов, Г. Г. Григорян, М. И. Псел. – Москва: Металлургия, 1986. – 152 с.

94. Румянцев, М. И. Методика разработки режимов листовой прокатки и ее применение / М. И. Румянцев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова, 2003. – № 3. – С. 16-18.

95. Исмагилов, Р. А. Технология производства тонких горячекатаных оцинкованных полос с применением прокатки на широкополосном стане : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.05 / Исмагилов Рустам Амирович; науч. рук. М.И. Румянцев. – Магнитогорск, 2007. – 183 с.

96. Алгоритм обоснованного выбора режима обжатий горизонтальными валками в черновой группе широкополосных станов горячей прокатки / В.М. Салганик, М.И. Румянцев, А.Г. Соловьев, Д.С. Цыбров // ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет». Магнитогорск, 2010. 15 е.: ил.4 Библиогр. 10 назв. Деп. в ВИНТИ 12.01.2010, № 6 - В 2010.

97. Моделирование изменения ширины раската и алгоритмизация задачи выбора режима обжатий вертикальными валками в черновой группе ШСГП / В. М. Салганик, М. И. Румянцев, Д. С. Цыбров, А. Г. Соловьев // Неделя металлов в Москве : Сборник трудов конференций, Москва, 10–13 ноября 2009 года. – Москва: ОАО АХК ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова, 2010. – С. 581-588.

98. Обоснованный выбор режима обжаты в чистовой группе широкополосного стана горячей прокатки / В. М. Салганик, М. И. Румянцев, Д. С. Цыбров, А. Г. Соловьев // Производство проката. – 2010. – № 5. – С. 16-19.

99. Цыбров, Д. С. Разработка структурно-компоновочных и технологических решений для повышения эффективности широкополосной горячей прокатки : автореферат дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Цыбров Дмитрий Сергеевич; науч. рук. А.Г. Соловьев. – Магнитогорск, 2010. – 19 с.

100. Технологические основы автоматизации листовых станов / Ю. В. Коновалов, А. П. Воропаев, Е. А. Руденко и др. – Киев: Техніка, 1981. – 128 с.

101. Коновалов, Ю.В. Расчет параметров листовой прокатки. Справочник / Ю.В. Коновалов, А.Л. Остапенко, В.И. Пономарев. – Москва: Металлургия, 1986. – 430 с.

102. Андрюк. Л.В. Аналитическая зависимость сопротивления деформации металла от температуры, скорости и степени деформации / Л.В. Андрюк, Г.Г. Тюленев. – Сталь, 1972. – №9. – С. 825-828.

103. Андрюк, Л.В. Аналитическая зависимость сопротивлении деформации в зависимости от химического состава стали / Л.В. Андрюк, Г.Г. Тюленев, Б.С. Прицкер. – Сталь, 1972. – №6. – С. 522-523.

104. Барышев, В.В. Управление профилем и планшетностью при горячей прокатке полос с осевым перемещением и секционном охлаждением рабочих валков: автореферат дисс. ... канд. техн. Наук: 05.16.05 / Барышев Вадим Владимирович ; науч. рук. В.М. Салганик. – Липецк, 1994. – 22 с.

105. Разработка конечно-элементной модели расчета теплового поля рулонного проката в процессе термомеханической обработки / Д.Ю. Алексеев, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева, А.С. Кузнецова // Черные металлы. – 2022. – №5. – С. 55-60.

106. Wells, M. A. Heat transfer during run-out table cooling — effect of jet configuration / M. A. Wells, M. Militzer, V. Prodanovic // Proceeding of the MST'2007 Conference. Detroit, 2007. – P. 221-231.

107. Разработка конечно-элементной модели расчета теплового поля рулонного проката в процессе термомеханической обработки / Д.Ю. Алексеев, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева, А.С. Кузнецова // Черные металлы. – 2022. – №5. – С. 55-60.

108. Выбор схемы ускоренного охлаждения рулонного проката из низколегированной стали на основе конечно-элементного моделирования / Д.Ю. Алексеев, Д.Г. Емалеева, А.С. Кузнецова, А.Е. Гулин, П.Г. Адищев, К.П. Тетюшин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2023. – № 4 (Т.21). – С. 63-69.

109. Моделирование процесса чистовой прокатки для производства гибких насосно-компрессорных труб / Д.Ю. Алексеев, П.П. Полецков, А.С. Кузнецова, П.Г. Адищев, Д.Г. Емалеева // Сборник Magnitogorsk Rolling Practice 2020: Proceedings of the 5th International Youth Scientific and Technical Conference, 2020. – С. 35-36.

110. Анализ схем охлаждения листового проката на основе компьютерного моделирования / П.П. Полецков, Д.Ю. Алексеев, А.С. Кузнецова, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева, П.Г. Адищев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2022. – № 4 (Т.20). – С. 102-109.

111. Современные пути получения горячекатаного листа с особым сочетанием физико-механических свойств / В. М. Салганик, С. В. Денисов, П. П. Полецков и др. // Моделирование и развитие процессов ОМД. – 2014. – № 20. – С. 169-173.

112. Научно-производственный комплекс «Термодеформ» для создания новых технологий / В.М. Салганик, П.П. Полецков., М.О. Артамонова и др. – Сталь, 2014. – №4. – С. 104–107.

113. Физическое моделирование процессов производства горячекатаного листа с уникальным комплексом свойств / В.М. Салганик, С.В. Денисов, П.П. Полецков и др. // Вестник Магнитогорского

государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – №3. – С. 37-39.

114. Научно-производственный комплекс «Термодеформ» для создания новых технологий: методические указания к циклу лабораторных работ по дисциплинам «Методология научных исследований», «Методы описания и анализа формоизменения металлов и сплавов», «Моделирование и оптимизация технологических процессов» и для выполнения научно-исследовательской работы предназначены для использования при подготовке магистров по направлению 150400 «Металлургия» профиль «Прокатное производство / В.М. Салганик, П.П. Полецков, Д.Н. Чикишев и др. // Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – 32 с.

115. Development of Alloyed Pipe Steel Composition for Oil and Gas Production in the Arctic Region / P.P. Poletskov, M.S. Gushchina, M.A. Polyakova, D.Yu. Alekseev, O.A. Nikitenko, D.M. Chukin // Resources. –2019. – №8(2). – P. 67.

116. Perspective high-strength pipe steel with increased corrosion cold resistance / P.P. Poletskov, N.V. Koptseva, A.S. Kuznetsova, D.Yu. Alekseev // CIS Iron and Steel Review. – 2023. – №26. – P.76-80.

117. Емелина, А.Л. Дифференциальная сканирующая калориметрия / Лаборатория химического факультета. – Москва: МГУ, 2009.

118. Kasatkin, O.G. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel // Metal Science and Heat Treatment, 1984. – P. 27-31.

119. Trzaska, J. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels / J. Trzaska, L.A. Dobrzański // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – P. 504–510.

120. Исследование влияния режимов ускоренного охлаждения на структурообразование и свойства рулонного проката / П.П. Полецков, Д.Ю. Алексеев, А.С. Кузнецова, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева // Вестник

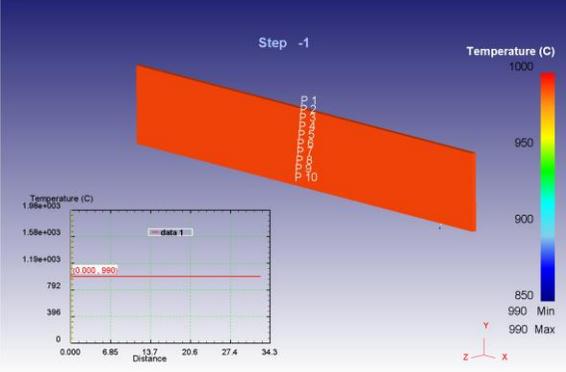
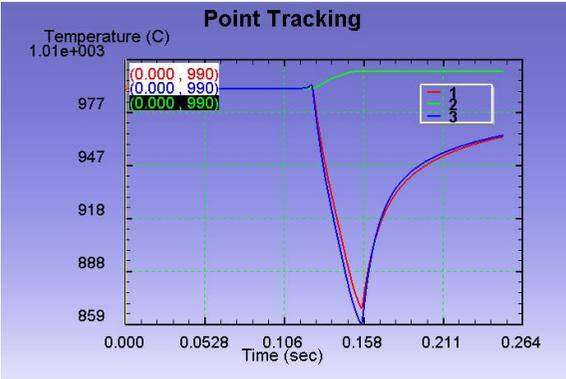
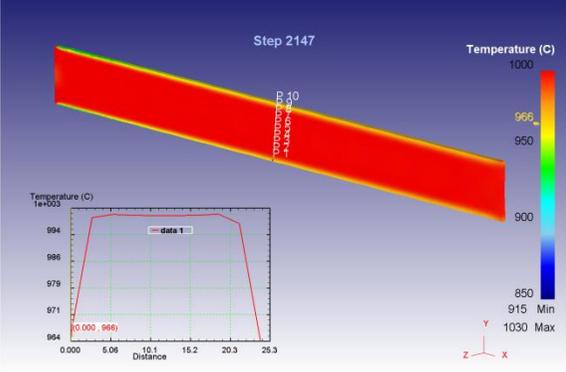
Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2022. – № 2 (Т.20). – С. 91-97.

121. Исследование влияния режимов термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства проката для ГНКТ / П. П. Полецков, Д. Ю. Алексеев, А. С. Кузнецова, Д. Г. Емалеева // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : Тезисы докладов 79-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 19–23 апреля 2021 года. Том 1. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2021. – С. 120.

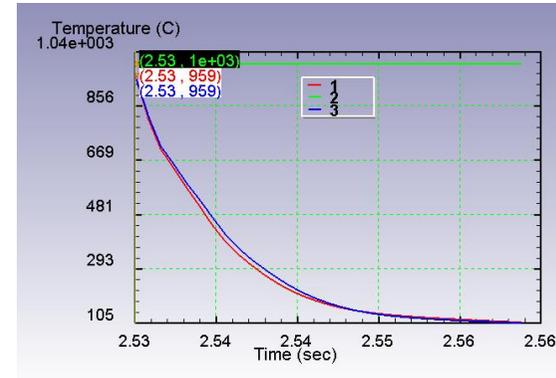
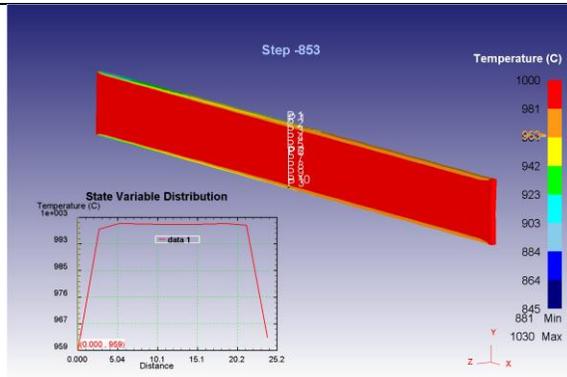
122. Исследование влияния температурных режимов термомеханической обработки на структуру и свойства рулонной стали / П.П. Полецков, Д.Ю. Алексеев, А.С. Кузнецова, А.Е. Гулин, Д.Г. Емалеева // Deutsche Internationale Zeitschrift für Zeitgenössische Wissenschaft. – 2022. – № 44. – P. 44-48.

123. ГОСТ 9013-59 Металлы. Методы измерения твердости по Роквеллу : межгосударственный стандарт : дата введения 1969-01-01 / Комитет стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР. – Издание официальное. – Москва: Издательство стандартов, 1959. – 10 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

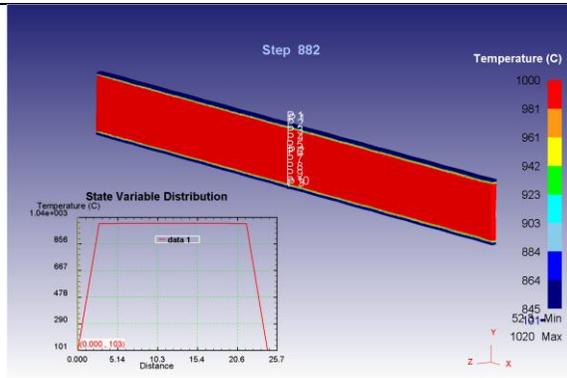
Положение заготовки в линии ШСГП	Распределение температурный полей по толщине заготовки	График изменения температуры рассматриваемых слоев металла за время этапа	Разность температур между рассматриваемыми слоями металла, °C
		1 – верх, 2 – центр, 3 – низ	
На входе в клеть №7			$\Delta T(1-2) = 0$ $\Delta T(3-2) = 0$
На выходе из клетки №7			$\Delta T(1-2) = 36,3$ $\Delta T(3-2) = 35,5$

На входе в
МКО №7-№8



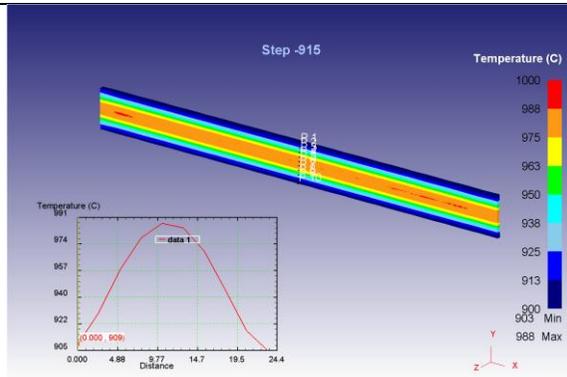
$\Delta T(1-2) = 40,4$
 $\Delta T(3-2) = 40,9$

На выходе из
МКО №7-№8



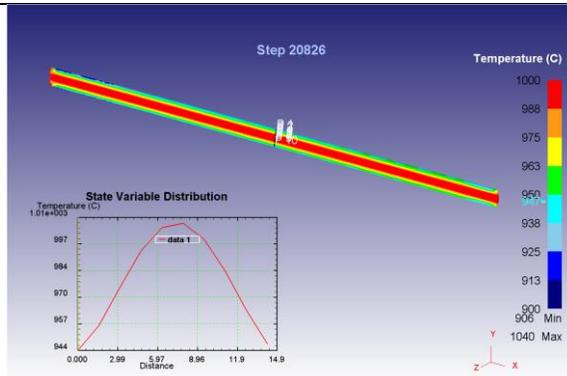
$\Delta T(1-2) = 892,0$
 $\Delta T(3-2) = 894,5$

На входе в
клеть №8

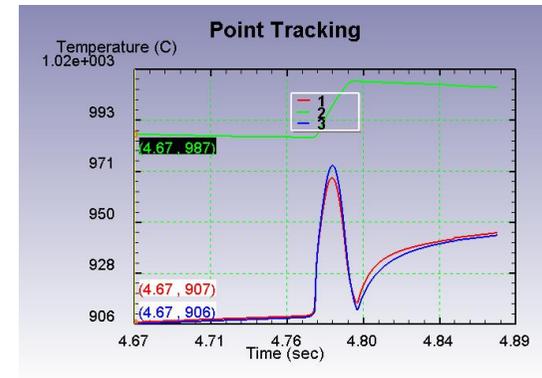


$\Delta T(1-2) = 80,6$
 $\Delta T(3-2) = 81,2$

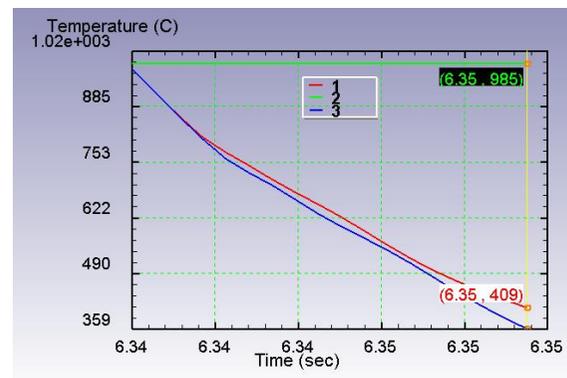
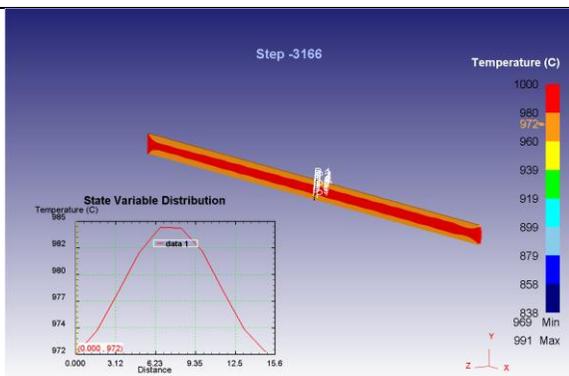
На выходе из
клетки №8



$\Delta T(1-2) = 62,3$
 $\Delta T(3-2) = 63,4$

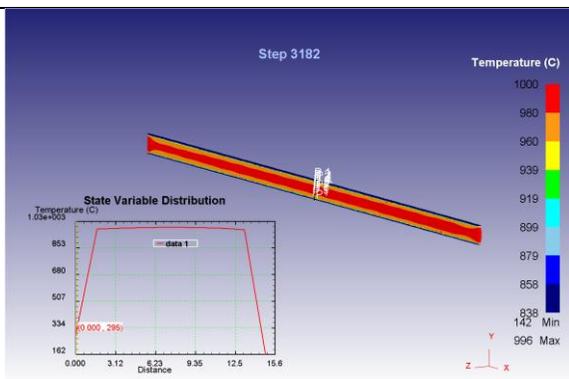


На входе в
МКО №8-№9



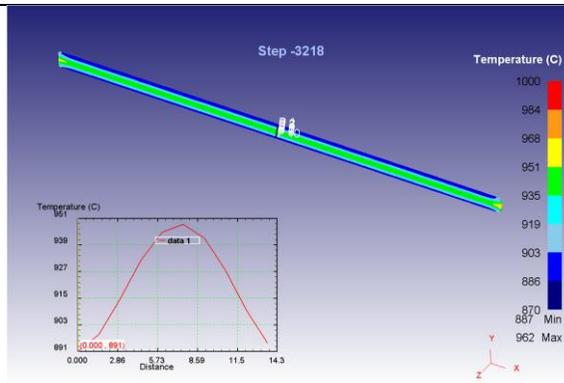
$\Delta T(1-2) = 12,1$
 $\Delta T(3-2) = 12,4$

На выходе из
МКО №8-№9

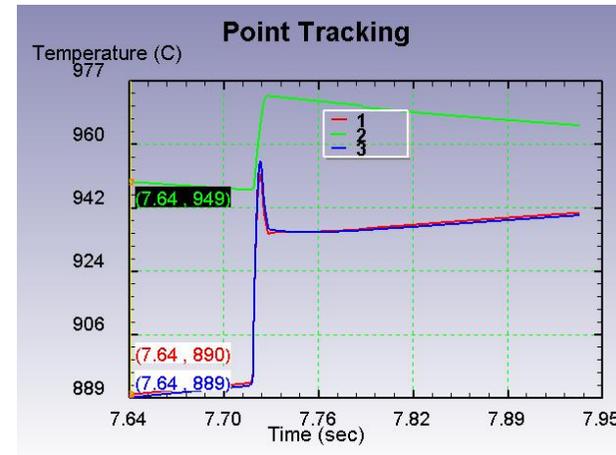
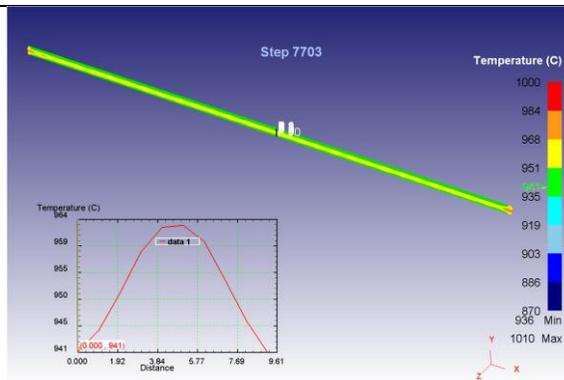


$\Delta T(1-2) = 575,6$
 $\Delta T(3-2) = 625,7$

На входе в
клеть №9



На выходе из
клетки №9



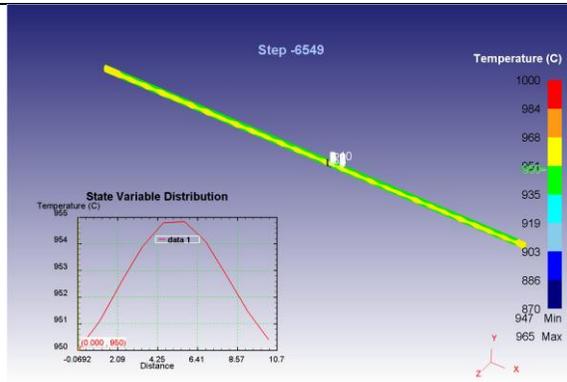
$$\Delta T(1-2) = 59,5$$

$$\Delta T(3-2) = 60,4$$

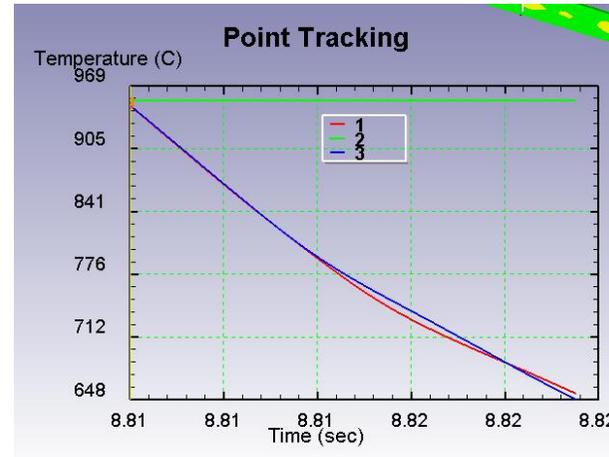
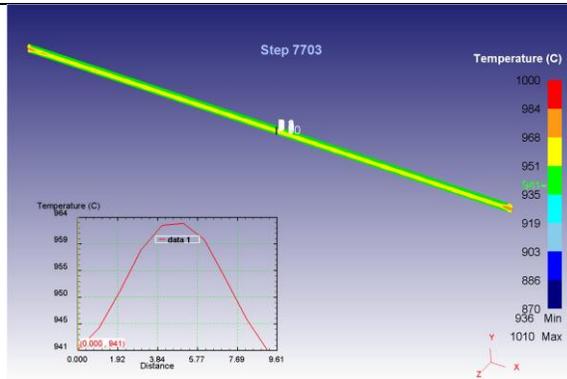
$$\Delta T(1-2) = 24,4$$

$$\Delta T(3-2) = 25,1$$

На входе в
МКО №9-№10



На выходе из
МКО №9-№10



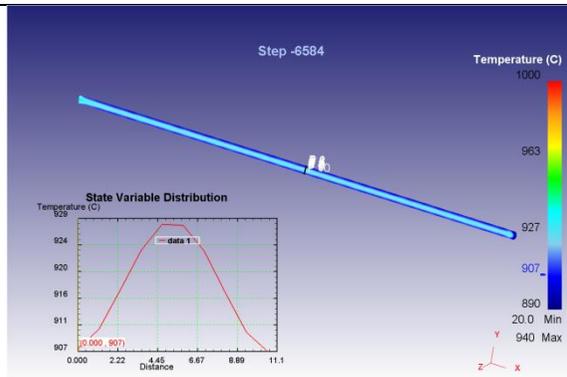
$$\Delta T(1-2) = 4,9$$

$$\Delta T(3-2) = 4,6$$

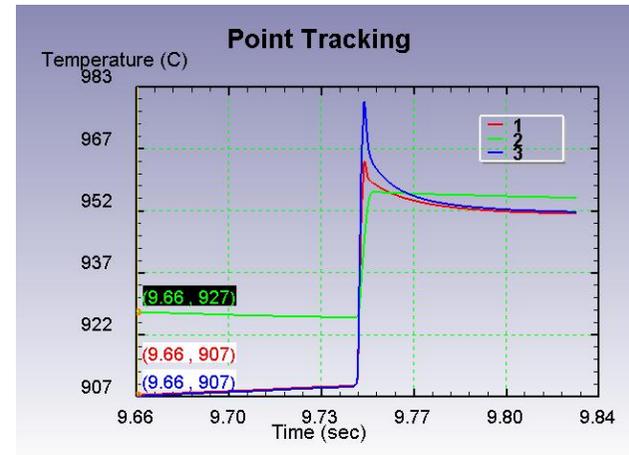
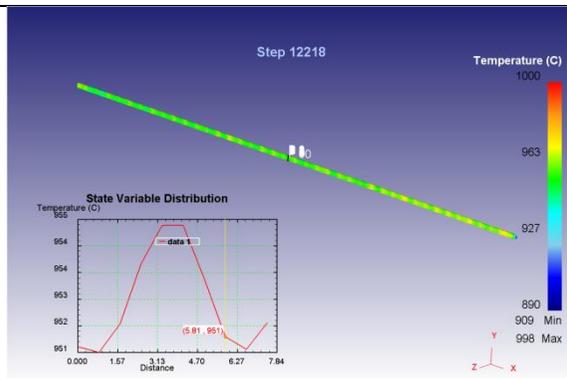
$$\Delta T(1-2) = 300,0$$

$$\Delta T(3-2) = 305,9$$

На входе в
клеть №10



На выходе из
клетки №10



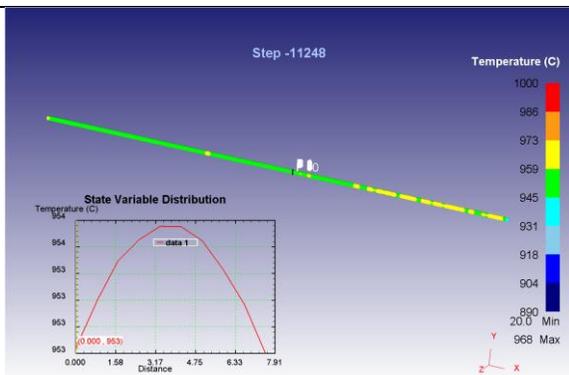
$$\Delta T(1-2) = 20,4$$

$$\Delta T(3-2) = 20,7$$

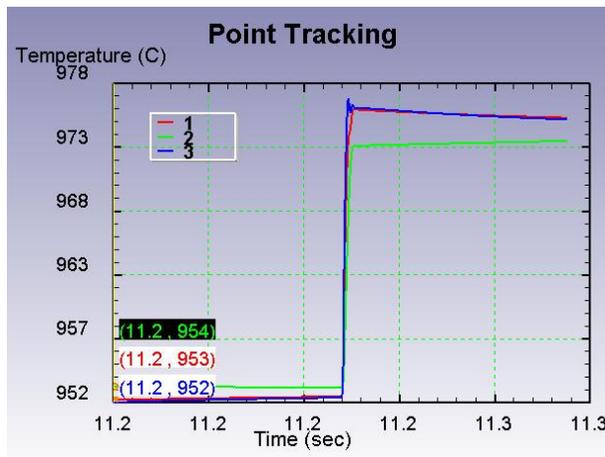
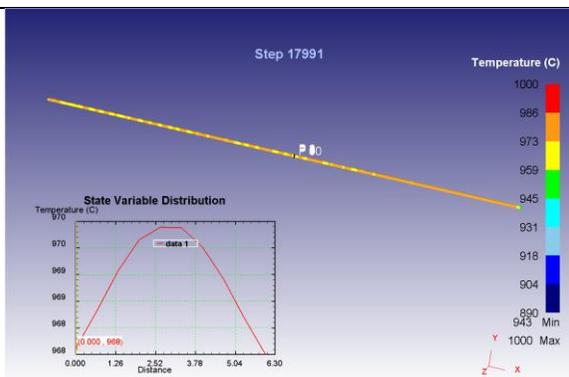
$$\Delta T(1-2) = 3,8$$

$$\Delta T(3-2) = 3,4$$

На входе в
клеть №11



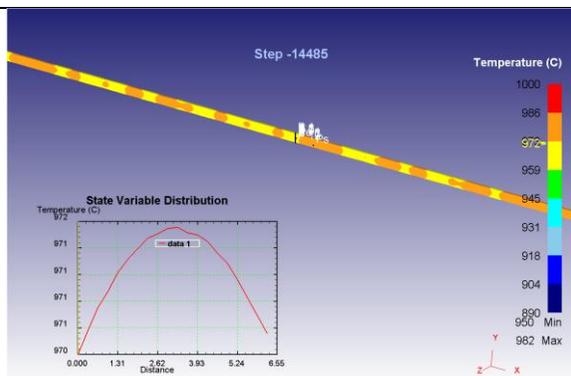
На выходе из
клетки №11



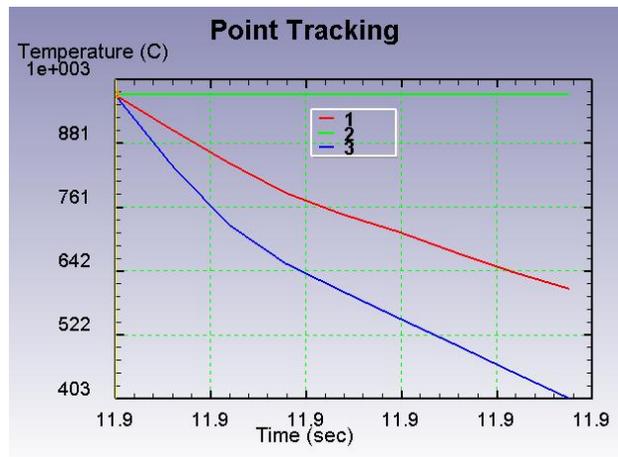
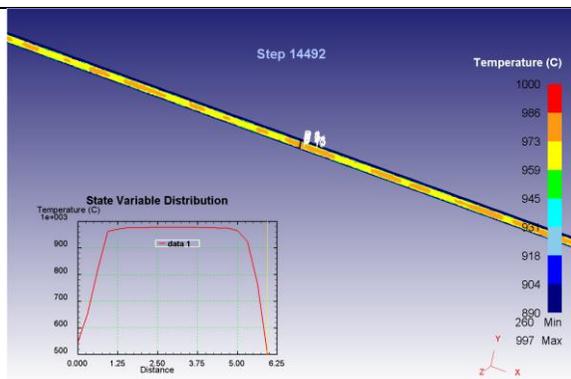
$\Delta T(1-2) = 1,1$
 $\Delta T(3-2) = 1,3$

$\Delta T(1-2) = 1,8$
 $\Delta T(3-2) = 1,7$

На входе в
МКО №11-
№12



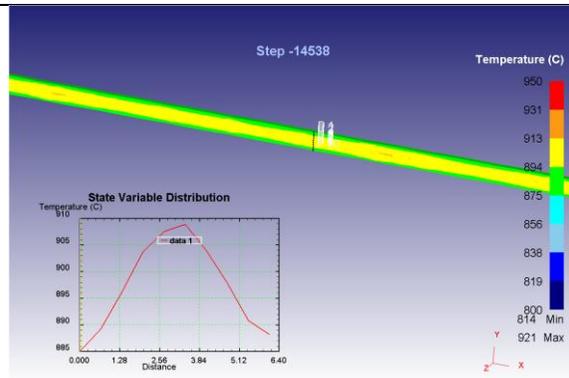
На выходе из
МКО №11-
№12



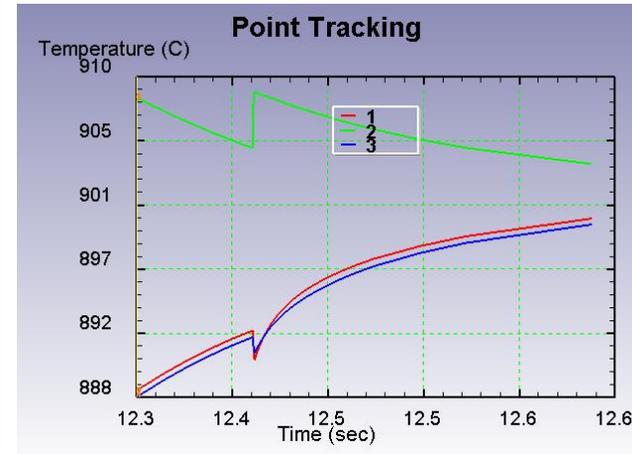
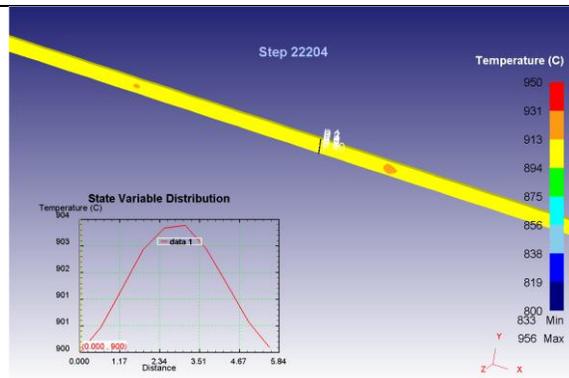
$\Delta T(1-2) = 1,0$
 $\Delta T(3-2) = 1,1$

$\Delta T(1-2) = 364,5$
 $\Delta T(3-2) = 419,5$

На входе в
клеть №12



На выходе из
клетки №12



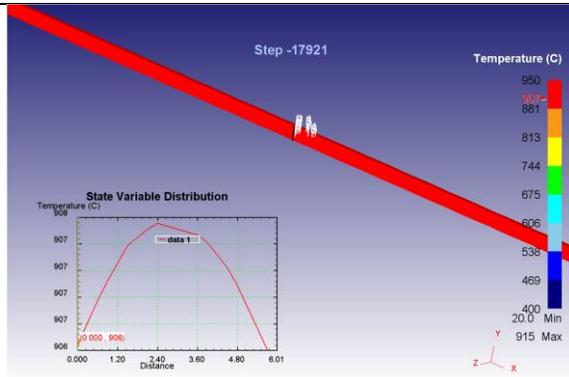
$$\Delta T(1-2) = 19,9$$

$$\Delta T(3-2) = 20,4$$

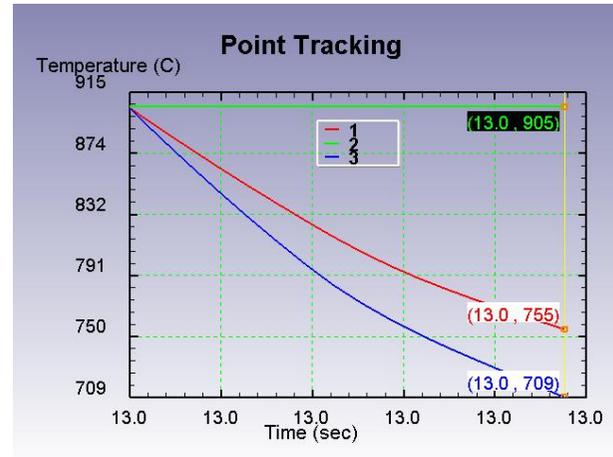
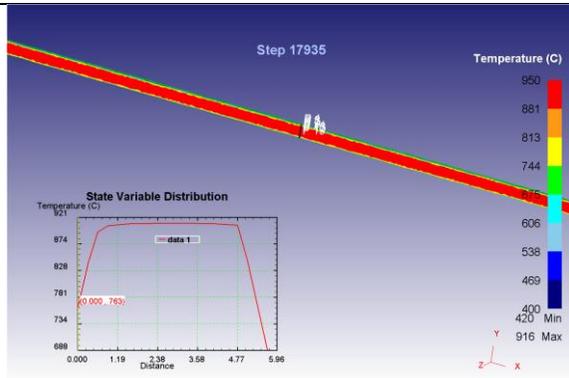
$$\Delta T(1-2) = 3,7$$

$$\Delta T(3-2) = 4,1$$

На входе в
МКО №12-
№13



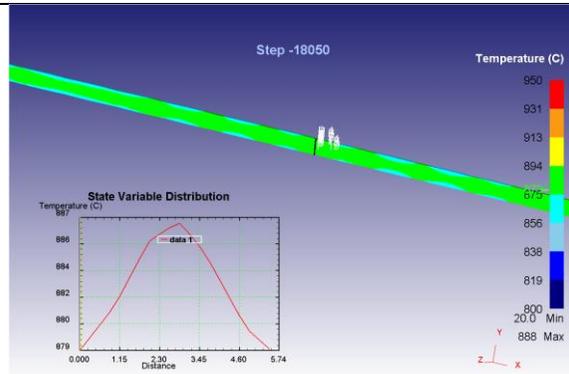
На выходе из
МКО №12-
№13



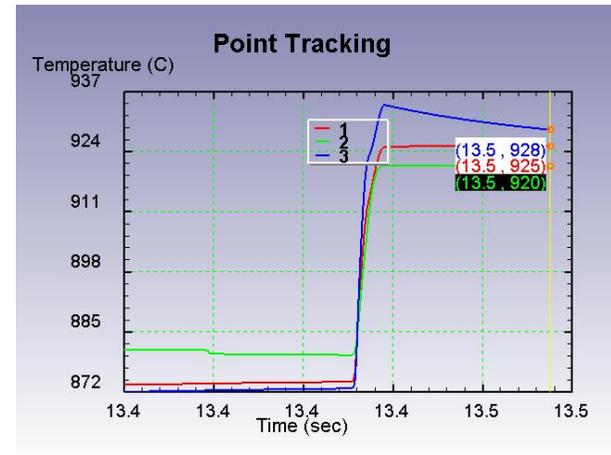
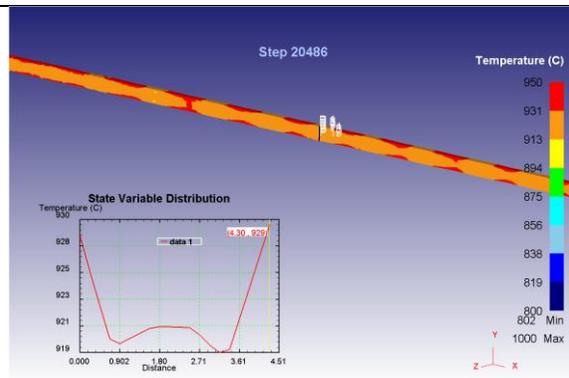
$\Delta T(1-2) = 0,9$
 $\Delta T(3-2) = 1,1$

$\Delta T(1-2) = 150,3$
 $\Delta T(3-2) = 196,3$

На входе в
клеть №13



На выходе из
клетки №13



$$\Delta T(1-2) = 7,5$$

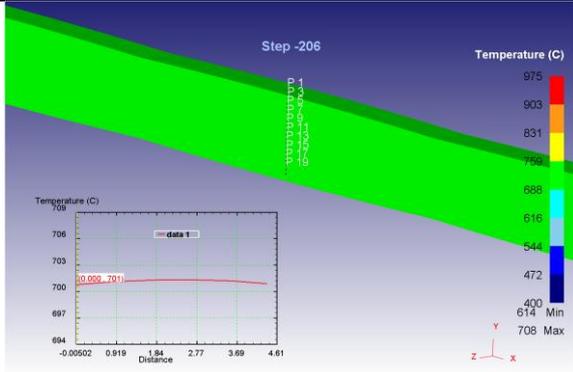
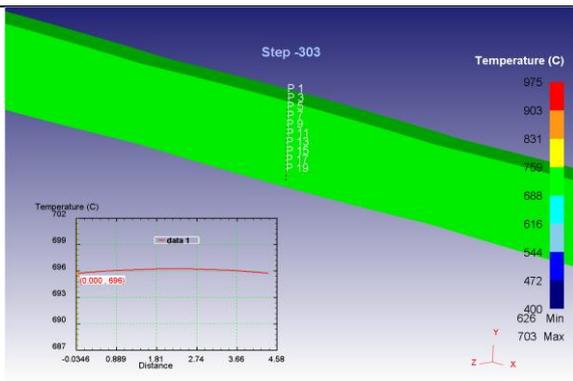
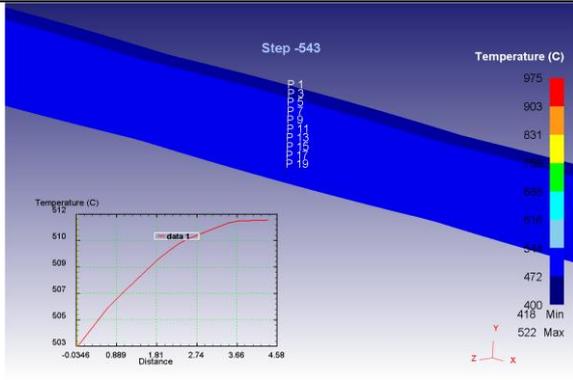
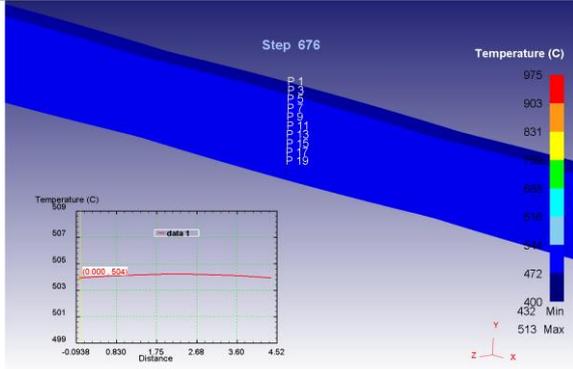
$$\Delta T(3-2) = 9,6$$

$$\Delta T(1-2) = 4,3$$

$$\Delta T(3-2) = 7,8$$

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Положение раската на отводящем рольганге	Распределение температурный полей по толщине заготовки	Разность температур между рассматриваемыми слоями металла, °С
		1 – верх, 2 – центр, 3 – низ
На входе в зону 1		$\Delta T(1-2) = 4,3$ $\Delta T(3-2) = 7,8$
На выходе из зоны 1 - на входе в зону 2		$\Delta T(1-2) = 0,6$ $\Delta T(3-2) = 0,6$
На выходе из зоны 2 - на входе в зону 3		$\Delta T(1-2) = 12,8$ $\Delta T(3-2) = 0,2$

<p>На выходе из зоны 3 - на входе в зону 4</p>		<p>$\Delta T(1-2) = 0,5$ $\Delta T(3-2) = 0,5$</p>
<p>На выходе из зоны 4 - на входе в зону 5</p>		<p>$\Delta T(1-2) = 0,5$ $\Delta T(3-2) = 0,5$</p>
<p>На выходе из зоны 5 - на входе в зону 6</p>		<p>$\Delta T(1-2) = 6,6$ $\Delta T(3-2) = 1,6$</p>
<p>На выходе из зоны 6</p>		<p>$\Delta T(1-2) = 0,3$ $\Delta T(3-2) = 0,3$</p>

ПРИЛОЖЕНИЕ В

ТД-0010 (NEW) от 10.01.2020

ММК СМК НТЦ (61)-15-7

Начальнику УП	А.В. Жлобе
Начальнику ККЦ	С.М. Добрынину
Начальнику ЛПЦ-10	В.С. Банщикову
Начальнику ЛПЦ-8	А.П. Тихановскому
Начальнику ЛПЦ-5	В.А. Федотову
Начальнику ЦЭСТ	И.А. Япрынцева

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ПИСЬМО (NEW)

Срок действия с _____ по _____

С целью изготовления опытной партии горячекатаного рулонного проката групп прочности СТ80 и СТ90 в толщинах 3,35 мм, 3,64 мм и 3,91 мм по ТУ 14-101-1167-2019 в рамках НИРиТР «Разработка технологии производства проката для гибких насосно-компрессорных труб» (договор № 238760 от 09.04.2019 г.)

Таблица 1 – Область распространения технологического письма (КИС)

Статус технологического письма	«В стадии освоения»
Вид продукции	г/к травленая лента
Опытная партия	Да (одна плавка)
Класс прочности	СТ80, СТ90
Толщина, мм	3,35; 3,64; 3,91 (допуск 0,0/+0,4 мм)
Ширина, мм	96-276 (допуск -0,25 / +0,25 мм)
НД на отгрузку коммерческого заказа	ТУ 14-101-1167-2019
НД на выплавку	ТУ 14-101-1167-2019
НД на технические требования	
Маршрут изготовления / поток	ККЦ – ЛПЦ-10 – ЛПЦ-8 (АПР-1-5) ККЦ – ЛПЦ-10 – ЛПЦ-5 – ЛПЦ-8 (АПР-7) в опытном порядке

ПРЕДЛАГАЮ:**1 Главным специалистам НТЦ:**

1.1 Внести необходимые изменения/дополнения в нормативы КСУ НСИ для сопровождения данного технологического письма в системе АС ОКПП (при необходимости) в соответствии с ПД СМК ММК ИТ-11-2017.

1.2 При необходимости разрешается производить оперативную корректировку технологических параметров производства.

2 Начальнику УП Жлобе А.В.:

2.1 Организовать производство горячекатаной травленой ленты из стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 толщиной 3,35мм, 3,64мм и 3,91мм по потоку ККЦ - ЛПЦ-10 - ЛПЦ-8.

2.2 Организовать в опытном порядке (4 сляба) производство горячекатаной травленой ленты из стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 толщиной 3,35мм, 3,64мм и 3,91мм по потоку ККЦ – ЛПЦ-10 – ЛПЦ-5 – ЛПЦ-8 (АПР-7).

2.3 Первоначально назначить на прокатку от 3 до 5 слябов по каждому потоку. После получения удовлетворительных результатов механических и металлографических испытаний назначать в ЛПЦ-10 на прокатку остальной металл в соответствии с заказами.

3 Начальнику ККЦ Добрынину С.М.:

3.1 Химический состав стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 (по ковшевой пробе) выдерживать в соответствии с требованиями таблицы 2.

Таблица 2 – Химический состав стали

Массовая доля элементов, % не более или в пределах													
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Al	Nb	V	Ti	Mo
0,14-0,16	0,30-0,50	0,75-0,85	0,0015	0,013	0,55-0,65	0,10-0,20	0,25-0,35	0,008	0,020-0,040	0,010-0,030	0,010	0,010-0,030	0,10-0,20

Примечания:

1 Минимальный индекс коррозионной стойкости I должен быть не менее 6 ($I=26,01Cu+3,88Ni+1,20Cr+1,49Si+17,28P-7,29(Cu*Ni)-9,10(Ni*P)-33,39(Cu)^2$). Данный индекс носит информационный характер, не контролируется и не является браковочным признаком.

2 Содержание водорода по ковшевой пробе не должно превышать 2,5 ppm.

3 Массовая доля бора не более 0,0007 %.

4 Величина углеродного эквивалента Сэв не должна превышать 0,44 %.

$$\text{Сэв} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr+Mo+V+Ti+Nb)/5.$$

3.2 Выплавку стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 производить в соответствии с требованиями сквозной инструкции (Г) ТИ 101-Я-508 "Производство низколегированной стали для изготовления газонефтепроводных труб" с учётом следующих дополнений:

3.2.1 Рекомендуется для выплавки применять чугуны с содержанием кремния не более 0,80 %, фосфора – не более 0,055 %, серы – не более 0,018 %.

Производить обязательную десульфурацию чугуна до содержания серы не более 0,005 %. После проведения десульфурации чугуна произвести обязательное удаление шлака.

3.2.2 Расход чугуна на плавку – не менее 310 т, расход металлического лома – не более 95 т. Шихтовка плавки должна обеспечить величину "свободного борта" сталеразливочного ковша – не менее 400 мм. В качестве металлического лома использовать обрезь прокатных цехов.

3.2.3 При выплавке допускается использование ожеженного доломита в количестве 8 т в завалку и не более 4 т до промежуточного скачивания шлака. Расход охладителей должен составлять не более 4 т в завалку и 2 т в продувку. Продувку производить на извести.

3.2.4 Окисленность металла в конвертере должна быть не более 1000 ppm.

3.2.5 Запрещается производить додувки металла в конвертере.

3.2.6 Выпуск плавки производить только после получения результатов экспресс-анализа проб металла. Содержание фосфора в пробе металла, отобранной на повалке должно быть не более 0,008 %, серы – не более 0,015 %, азота – не более 0,005 %.

При получении требуемого химического состава в готовой стали требования данного пункта не считать браковочным признаком.

3.2.7 Сталеразливочный ковш должен быть оборудован двумя исправно работающими пористыми пробками. Выпуск в новый сталеразливочный ковш или ковш после горячего ремонта запрещается.

3.2.8 Температура металла на выпуске для предотвращения восстановления фосфора из шлака должна быть в пределах 1650 – 1680 °С (без охлаждения качанием или присадок шлакообразующих материалов).

3.2.9 Для раскисления-легирования металла использовать предварительно прокаленные ферросплавы с содержанием фосфора не более 0,05 %. Ферросплавы, отдаваемые с площадки, прогреваются в контейнерах газовыми горелками. Расход ферросплавов, отданных во время выпуска плавки, должен

обеспечить поступление металла на участок внепечной обработки стали с содержанием основных элементов (марганца, кремния) в пределах марочного состава.

Легирование металла марганцем производить металлическим марганцем.

Разрешается производить отдачу меди на дно ковша, перед выпуском плавки.

3.2.10 После наполнения ковша от 1/5 до 1/4 его объема присаживать ТШС, затем ферросплавы. Расход чушкового или гранулированного алюминия 800...900 кг.

Состав ТШС: 3,0...3,5 т извести, 700...800 кг плавикового шпата.

3.2.11 Для предотвращения восстановления фосфора при внепечной обработке, во время выпуска плавки исключить попадание конвертерного шлака в стальковш. Первичный шлак отсекают конусом, вторичный - подрывом струи на металле. Толщина слоя шлака в сталеразливочном ковше не должна превышать 150 мм.

3.2.12 Продолжительность выпуска должна быть не менее 5 минут.

3.3 Обработку металла на УПК проводить в соответствии с требованиями сквозной инструкции (Г) ТИ 101-Я-508 с учётом следующих дополнений:

3.3.1 По приходу металла на участок ВОС рекомендуется производить продувку металла аргоном через верхнюю фурму, в крайнем нижнем положении. Продолжительность продувки должна быть не более 5...10 мин. После окончания усреднительной продувки производить отбор пробы металла и шлака.

3.3.2 Суммарная масса кусковых ферросплавов, отданных для корректировки химического состава металла, должна составлять не более 1000 кг (без учета шлакообразующих материалов, кусковых углеродсодержащих материалов и алюминия). При коррекции химического состава металла вводом порошковой проволоки с различными наполнителями (феррониобий и силикокальций), масса порошковой проволоки (наполнитель и оболочка) не учитывается.

Корректировка химического состава кусковыми материалами должна производиться до вакуумирования.

При использовании порошковой проволоки с силикокальцием учитывать прирост содержания кремния при его вводе.

3.3.3 Расход гранулированного алюминия – не более 300 кг. После получения содержания серы в металле присадкой ТШС на шлак 0,003...0,005 %, рекомендуется производить продувку металла флюидизированной известью с расходом не менее 800 кг.

3.3.4 После получения требуемого содержания серы в металле, продувку металла аргоном производить только через пористые пробки, установленные в днище сталеразливочного ковша.

3.3.5 Легирование металла титаном и ниобием рекомендуется производить вводом порошковой проволоки с соответствующим наполнителем. Ввод порошковой проволоки осуществлять в соответствии с действующей технологической инструкцией (Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-92.

3.3.6 Перед окончанием обработки на УПК металл должен иметь запас по температуре для последующей обработки на УВС. Длительность нахождения металла в стальковше до начала вакуумирования не более 2,5 часов.

3.3.7 До вакуумной дегазации выполнить измерение содержания водорода в металле с помощью системы «Hydris». Результат измерения содержания водорода фиксировать в паспорте доводки.

3.3.8 Произвести вакуумную дегазацию металла в соответствии с технологической инструкцией (Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-71, (Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-98. Режим вакуумирования – № 2 (с включением всех ступеней парозежкторного насоса). Подачу кислорода в вакуум-камеру во время вакуумирования полностью отключать. Расход аргона в патрубок должен составлять не менее 90 м³/ч (1500

нл/мин). Остаточное давление в вакуум-камере во время вакуумирования не должно превышать 10 мм.рт.ст. (2 мбар).

Продолжительность вакуумной дегазации металла должна быть не менее 30 минут.

3.3.9 После вакуумирования разрешается, при необходимости, производить электродуговой нагрев металла на УПК. Корректировка химического состава металла присадкой порошковой проволоки, алюминиевой катанки, кусковыми раскислителями, а также присадка шлакообразующих материалов не допускаются.

3.3.10 Отдача порошковой проволоки с силикокальцием производится после вакуумирования, расход порошковой проволоки с силикокальцием должен обеспечить получение соотношения кальция к сере по пробам металла, отобранным на МНЛЗ, в пределах 1,5-2,5. Рекомендуемый расход порошковой проволоки с силикокальцием (по наполнителю) – не менее 1,0 кг/т.

3.3.11 После ввода порошковой проволоки с силикокальцием, перед передачей плавки на МНЛЗ, производить продувку через пористые пробки, установленные в днище сталеразливочного ковша в течение не менее 10 минут (без прерывания), с расходом аргона не менее 9 м³/ч. При нормальной работе донных пробок расход аргона должен обеспечить незначительное перемешивание металла без видимого его движения.

3.3.12 Содержание водорода перед передачей плавки на МНЛЗ не должно превышать 2,0 ppm. Результат измерения содержания водорода фиксировать в паспорте доводки.

3.3.13 После окончания продувки производить отбор пробы металла шлака.

3.3.14 Выдержка металла в сталеразливочном ковше должна составлять от 2 ч 15 мин до 3 ч 30 мин. Для запусковых плавков допускается увеличение выдержки металла до 3,5 часов.

3.4 Разливку стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 на МНЛЗ №1-4 производить в соответствии с требованиями (А)(Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-10, на МНЛЗ № 6 производить в соответствии с требованием (А) (Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-96 по группе 3.1 "Низкоуглеродистые стали с микролегирующими элементами" с учетом действующих технологических писем и с учетом следующего:

3.4.1 Разливку опытной плавки производить последней в серии.

3.4.2 Перегрев стали над температурой ликвидуса в промежуточном ковше должен составлять не более 10-30 °С.

3.5 Охлаждение слябов в стопе, контроль качества поверхности и отбор темплетов для контроля макроструктуры производить в соответствии с (А) (Г) ТИ 101-СТ-ККЦ-68, как трубные марки.

3.6 С каждой опытной плавки провести отбор 5-ти макротемплетов (от первого, 1/4, 1/2, 3/4 и последнего слябов по ходу разливки) для оценки качества макроструктуры.

4 Начальнику ЛПЦ-10 Банщикову В.С.:

4.1 Нагрев слябов и горячую прокатку полос из стали групп прочности СТ80 и СТ90 по ТУ 14-101-1167-2019 на стане 2000 производить согласно (А) (Г) ТИ 101-П-ГЛ10-374 и (Г) ТИ 101-Я-508 со следующими изменениями:

4.1.1 Режим нагрева слябов в печах выдерживать в соответствии с требованиями таблицы 5.2 (А) (Г) ТИ 101-П-ГЛ10-374 для 4-ой группы марок стали. Время нагрева слябов выдерживать в пределах 240-270 минут.

4.1.2 Температурный режим прокатки и душирование полос (номера включаемых секций) выдерживать в соответствии с таблицей 3.

Таблица 3 – Температурный режим прокатки и охлаждения полос

Группа прочности	Толщина, мм	T _б , °С	T _{кп} , °С	Межклетевое охлаждение, не более	T _{см2} , °С	Код схемы охлаждения	Отсечка, м		Толщина раската, мм
							ПК	ЭК	
СТ80	3,35-	1010-	870-910	2-2-2-2-2	580-620	86	≤ 5	≤ 5	30-35
СТ90	3,91	1050			510-550		≤ 5	≤ 5	

Примечания:

1 Заправочная скорость и относительное обжатие в клети № 6 должны быть не менее 2,5 м/с и 26 % соответственно;

2 Заправочную скорость в последней катающей клети выдерживать не менее 4,0 м/с.

4.2 Приемку горячекатаных рулонов со стана 2000 г.п., их складирование на УП и ОГКР ЛПЦ-10 и отгрузку осуществлять в соответствии с (А) (Г) ТИ 101-П-ГЛ10-383.

4.3 Аттестацию проката производить согласно требованиям СТО ММК 2111-2006 к горячекатаному подкату для ЛПЦ-8 и ЛПЦ-5.

5 Начальнику ЛПЦ-8 Тихановскому А.П.:

5.1 Продольную резку и укрупнение горячекатаной листовой стали производить на агрегате укрупнения и продольной резки согласно задания ПРБ и ТИ 101-П-ХЛ8-303.

5.2 Травление горячекатаного проката производить на НТА согласно ТИ 101-П-ХЛ8-304.

5.3 Роспуск горячекатаного проката производить на АПР-1-5 согласно ТИ (А) ТИ-101-П-ХЛ8-318.

5.4 Роспуск горячекатаного травленного проката из ЛПЦ-5 (опытные 4 рулона) производить на АПР-7 согласно ТИ-101-П-ХЛ8-325 на горизонтальной оси с внутренним диаметром 610 мм.

5.4 Упаковку металлопроката производить в соответствии с действующими схемами упаковки. В случае отгрузки на вертикальной оси (АПР-1-5) – каждая полоса рулона после роспуска отдельно устанавливается на поддон.

6 Начальнику ЛПЦ-5 Федотову В.А.:

6.1 В опытный порядок произвести травление 4 рулонов горячекатаного проката на НТА-1,2 согласно (А) ТИ 101-П-ХЛ5-524, (А)ТИ 101-П-ХЛ5-531.

6.2 Аттестацию проката производить согласно требованиям СТО ММК 2111-2006 к травленому горячекатаному подкату для ЛПЦ-8 (АПР-7).

Начальник НТЦ

А.Д. Картунов

СОГЛАСОВАНО:

Начальник УП

А.В. Жлоба

Начальник ККЦ

С.М. Добрынин

Начальник ЛПЦ-10

В.С. Банщиков

Начальник ЛПЦ-8

А.П. Тихановский

Начальник ЛПЦ-5

В.А. Федотов

Ведущий специалист ТГ НТЦ

А.В. Логинов

РАЗРАБОТЧИКИ:

Ведущий специалист по исследованиям горячего проката НТЦ



П.А. Стеканов

25-37-15

От ООО «ИЦ Термодеформ-МГТУ»

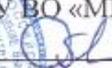
, д.т.н.

П.П. Полецков

45-19-31

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

УТВЕРЖДАЮ

Проректор по образовательной деятельности
ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова»
Абдулвелеев И.Р.

АКТ

об использовании в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский
государственный технический университет им. Г.И. Носова»
результатов диссертационной работы Алексева Даниила Юрьевича

Материалы диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Алексева Даниила Юрьевича внедрены в учебный процесс на основании рекомендации методической комиссии института металлургии, машиностроения и материалобработки.

Материалы диссертационного исследования используются в образовательном процессе при подготовке бакалавров по направлению 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Обработка металлов давлением» магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия», профиль «Инжиниринг инновационных технологий в обработке металлов давлением» и аспирантов по направлению 2.6.4 «Обработка металлов давлением» в ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

Результаты исследования используются при чтении лекций и проведении практических занятий по следующим дисциплинам: «Моделирование процессов и объектов в металлургии», «Новые технологические решения в процессах обработки металлов давлением», «Инжиниринг технологических процессов производства проката», «Новые технические и технологические решения при обработке металлов давлением», «Современный инжиниринг металлургического производства»; а также при выполнении обучающимися научно-исследовательских работ и курсовых проектов.

Председатель методической комиссии
института металлургии, машиностроения
и материалобработки,
заведующий кафедрой механики,
д-р техн. наук, доцент


А.С. Савинов

Заведующий кафедрой
технологий обработки материалов,
д-р техн. наук, профессор


А.Б. Моллер

УТВЕРЖДАЮ

Начальник научно-технического
центра ПАО «ММК»

А.Д. Картунов

2024 г.

**АКТ**

внедрения результатов диссертационной работы Алексева Д.Ю. на тему:
**«Разработка технологии широкополосной горячей прокатки
высокопрочной стали для гибких насосно-компрессорных труб»**,
представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящим подтверждается, что результаты диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата технических наук Алексева Даниила Юрьевича получены в рамках проведения НИРиТР по договору №238760 от 09.04.2019 г. на тему «Разработка технологии производства проката для гибких насосно-компрессорных труб (ГНКТ)».

В диссертационной работе установлены закономерности влияния режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на микроструктуру и механические свойства исследуемой стали на основании которых предложена новая технологическая стратегия производства импортозамещающего высокопрочного рулонного проката в условиях широкополосного стана горячей прокатки 2000 ПАО «ММК» для производства гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80.

С целью промышленного производства в ПАО «ММК» разработаны ТУ 14-101-1167-2019 на поставку горячекатаного рулонного проката для гибких насосно-компрессорных труб и технологическое письмо (ТД-0010 от 10.01.2020 г.) включающие химический состав и режимы термомеханической обработки. Результаты испытаний опытной партии рулонного проката показали, что разработанная технологическая стратегия обеспечила достижение требуемого комплекса свойств стали ($\sigma_{0,2} = 550-620$ Н/мм², $\sigma_b = 690-750$ Н/мм², $A_{50} = 23-32\%$, HRC < 22) для гибких насосно-компрессорных труб группы прочности СТ80.

Главный специалист группы
по развитию НТЦ ПАО «ММК»,
доктор технических наук

С.В. Денисов