

Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого
Институт металлургии, машиностроения и транспорта

На правах рукописи

Жуков Никита Вадимович

Разработка новых технологий термомеханической обработки трубных сталей с использованием цифровых двойников

Специальность 05.16.05 – Обработка металлов давлением

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

Об основных результатах научно-квалификационной работы (диссертации)

Автор работы: Жуков Никита Вадимович

Научный руководитель: профессор, д.т.н.,

Колбасников Николай Георгиевич

Санкт-Петербург – 2021

Научно-квалификационная работа выполнена на кафедре Института металлургии, машиностроения и транспорта Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого».

Директор ВШ:

*Семенча Александр Вячеславович,
к.х.н., доцент*

Научный руководитель:

*Колбасников Николай Георгиевич,
д.т.н., профессор*

Рецензент:

*Соколов Семен Федорович,
к.т.н., ведущий эксперт,
АО "Северсталь Менеджмент"
ДТРК*

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

Развитие динамических видов испытаний металлов обусловлено условиями применения производимых сталей, которые могут работать на Крайнем Севере, в сейсмоопасных районах или находиться под угрозой террористических актов. Важно, чтобы потери при авариях не имели катастрофического характера, обусловленного хрупкостью разрушения, при котором магистральные трещины могут распространяться со скоростью до нескольких километров в секунду. Чтобы избежать последствий подобных катастроф, необходимо, чтобы стали обладали высокой вязкостью, при которой работа образования и, в особенности, распространения трещин максимальна. При этом условии растущая трещина, израсходовав свою энергию на преодоление сопротивления разрушению, тормозится и останавливается.

Прогнозирование вязкости разрушения в настоящее время возможно не только благодаря существующим полномасштабным полигонам, на которых проводятся имитации аварийных разрушений магистральных трубопроводов, но и за счет специально разработанного теста – испытания падающим грузом (ИПГ, или *DWTT*), которое является стандартным испытанием при сертификации трубной продукции.

Развитые технологии выплавки и прокатки современных трубных сталей обеспечивают стабильность прочностных и пластических свойств, а также высоких значений ударной вязкости при пониженных температурах. Однако, зачастую, при высоких значениях ударной вязкости при KCV и KCU тестах, доля вязкой составляющей в изломе (ДВСИ) может достигать недостаточных значений.

Далеко не всегда удастся понять и объяснить причины падения ДВСИ, особенно в тех случаях, когда по остальным характеристикам, таким как прочностные и пластические свойства, ударная вязкость, материалы труб удовлетворяют предъявляемым требованиям. Случается, что при одной и той же технологии прокатки, на одном профилеразмере, на одной и той же марке стали некоторые партии показывают провалы по доле вязкой составляющей при удовлетворительной структуре стали и высоких механических свойствах.

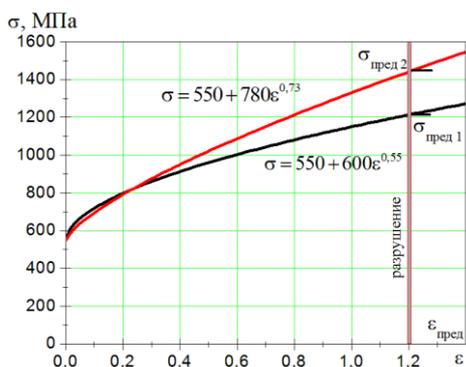


Рисунок 1 - Зависимости истинных напряжений от истинных деформаций $\sigma(\varepsilon)$, аппроксимированные степенной функцией $\sigma = \sigma_{т0} + \alpha\varepsilon^\beta$ с различными значениями коэффициентов упрочнения α и β

увеличением максимальных деформаций $\varepsilon_{пред}$ и напряжений $\sigma_{пред}$ при заданном пределе текучести и снижаться с увеличением предела текучести при постоянных предельных деформациях и напряжениях. Кроме того, при заданном $\sigma_{т}$ и постоянном значении предельной деформации $\varepsilon_{пред}$ работу разрушения определяют предельные напряжения $\sigma_{пред}$, зависящие от коэффициентов упрочнения α и β в аппроксимации $\sigma = \sigma_{т0} + \alpha\varepsilon^\beta$, см. рис. 1. При этом изменение предельных деформаций и напряжений, т. Е. пластичности и прочности металла должно в равной степени затрагивать как ударную вязкость, так и внешние признаки поверхности разрушения (ДВСИ), поскольку чем большую степень деформации претерпел образец во время испытаний, тем в наиболее полной степени проявляются признаки вязкого разрушения – волокнистый излом.

Однако, как было указано ранее, на практике часто встречается несоответствие характеристик ударной вязкости и внешнего вида (характеристики) поверхности разрушения. Можно полагать, что одной из причин несоответствия указанных характеристик вязкости разрушения является различное влияние факторов, определяющих предельные деформации и напряжения при испытаниях на ударную вязкость и падающим грузом. Возможно, что причиной этого является масштабный фактор образцов для испытаний, определяющий особенности механизма деформации и разрушения. Возможно также, что на особенностях пластической деформации при испытаниях падающим грузом сказывается влияние структурного фактора, определяющего предельные деформации и напряжения, т.е. условия разрушения образцов. Исследований, посвященных этому вопросу при испытаниях трубных сталей падающим грузом, выполнено явно недостаточно,

Отличие испытаний на ударную вязкость и падающим грузом состоит методике проведения – при определении ударной вязкости испытывают образцы толщиной до 10 мм, а при определении ДВСИ – в основном полнотолщинные образцы. Кроме того, характеристики ударной вязкости и ДВСИ различны – в первом случае это удельная работа разрушения (Дж/см²), во втором – внешний вид разрушения (хрупкое или вязкое). Между тем и ударная вязкость, и ДВСИ, по сути определяются работой разрушения, которая пропорциональна площади под кривой истинное напряжение – истинная деформация $\sigma(\varepsilon)$, рис. 1, полученной, например, из опытов на растяжение.

Таким образом, доля вязкой составляющей при ИПГ должна возрастать с

что и формирует, очевидно, некоторую неопределенность в трактовке результатов испытаний.

Сейчас перед металлургическими предприятиями стоит цель повышения коммерческой эффективности при производстве продукции. Это же касается и трубной продукции, особенно в сортаменте, который является наименее выгодным при производстве на толстолистовых реверсивных станах. Современная тенденция на переход производства толстой полосы в толщинах 20–25мм на непрерывные широкополосные прокатные станы (НШПС) является перспективным решением, однако, разработка технологии термомеханической обработки (ТМО) для НШПС является задачей комплексной. Одной из проблем управления структурой является формирование мелкого и равномерного зерна аустенита перед началом фазовых превращений при ускоренном контролируемом охлаждении с целью получения дисперсной ферритной или ферритно-бейнитной структуры, способной обеспечить высокие вязкие свойства трубной продукции [1, 2].

Многочисленные промышленные эксперименты по корректировке технологических параметров и их влиянии на структуру и свойства являются дорогостоящими. Оптимизировать процессы, происходящие в металле при ТМО возможно, используя цифровой двойник оборудования и процессов.

Цифровой двойник термомеханической обработки – это программный комплекс, способный произвести прогнозирование всех условий термомеханической обработки стальной полосы, включающий в себя решение температурной задачи, определение напряженно-деформированного состоянию обрабатываемого металла, а также интегральную математическую модель процессов структурообразования, и модель взаимосвязи параметров структуры и конечных свойств. Создание цифрового двойника ТМО позволяет решить ряд задач, основными из которых являются прогнозирование ограничений технологических параметров (температурные и деформационные) и прогнозирование структуры и свойств производимой металлопродукции [3].

Работы по созданию цифровых двойников промышленных технологий соответствуют тематике Н1 Стратегии научно-технического развития РФ «Переход к передовым цифровым, интеллектуальным производственным технологиям, роботизированным системам, новым материалам и способам конструирования».

Технология прокатки на непрерывном широкополосном стане 2000 ЧерМК (схема на рис.2) имеет цифровой двойник «Стан 2000» [4, 5], который с достаточно высокой точностью позволяет рассчитывать тепловой режим прокатки, энергосиловые параметры, формирование структуры аустенита по ходу прокатки с учетом доли выделившихся карбонитридов, а также изменение структуры во время фазовых превращений, конечные

параметры структуры и механические свойства проката широкого спектра химических составов.

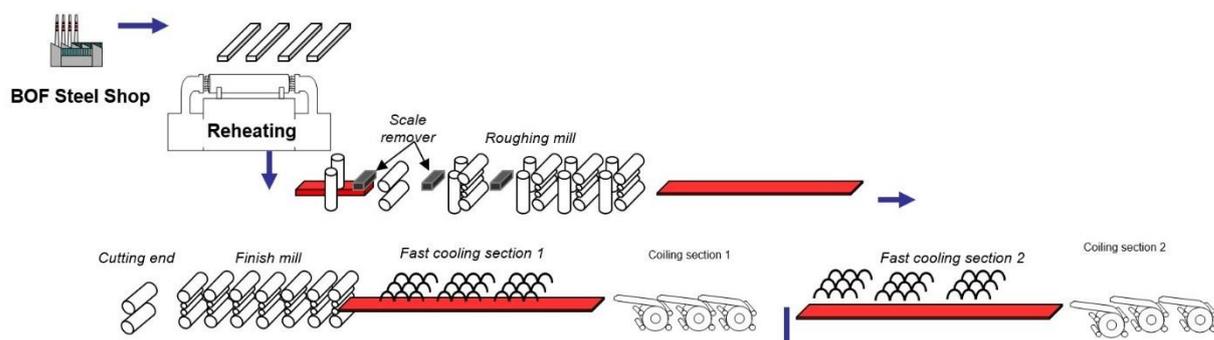


Рисунок 2 – Схема НШПС, предполагающая производственный режим

Стан 2000 включает в себя 4 нагревательные печи, затем черновую группу, состоящую из 5 клетей, 3 из которых работают по принципу тандем. Далее следует промежуточный рольганг для снижения температуры подката. Затем следует 7 чистовых клетей. Сразу за чистовыми клетями располагается установка ускоренного охлаждения Power Cooling, и две секции ламинарного охлаждения. После охлаждающих установок имеются две группы гидравлических моталок.

НШПС, как и любое оборудование, обладает технологическими ограничениями, которые не позволяют достичь требуемого измельчения зерна, что приводит к появлению отдельных крупных зерен аустенита по завершению термомеханической обработки (ТМО), и в итоге приводит к провалу при испытании падающим грузом.

Цель и задачи исследования

Целью данной работы является разработка научно-обоснованных рекомендаций для создания промышленной металлургической технологии производства толстого штрипса толщиной 16–25 мм класса прочности X70M PSL-2 согласно требованиям API 5L-12 для производства прямошовных и спиралешовных труб в условиях непрерывного широкополосного прокатного стана.

Для достижения этой цели поставлены и решены следующие задачи:

1. Выполнен анализ методов повышения вязкости разрушения сталей при испытаниях падающим грузом, влияние факторов на вязкость разрушения. Выбрано два типа целевой структуры, которые должны обеспечить высокую вязкость разрушения: первый - 50% полигонального феррита+50% гранулярного бейнита; второй – гранулярный бейнит+ацикулярный феррит в различном соотношении. Положительное влияние на вязкость разрушения оказывает остаточный аустенит в составе мартенситно-аустенитной структурной составляющей (М/А-фазы). М/А-фаза является второй

структурной составляющей в структуре гранулярного бейнита и ацикулярного феррита.

2. Выполнены расчеты технологических параметров прокатки на стане 2000 и контролируемого охлаждения, позволяющие получить два типа целевой структуры. Тестирование режимов на комплексе *Gleeble* и изучение структуры обработанных образцов показало возможность достижения целевой структуры при прокатке толстого листа на НШПС 2000.

3. Получение «КПФ+ГБ» целевой структуры (50% полигонального феррита+50% гранулярного бейнита) сопряжено для исследованных сталей с формированием крупнозернистого феррита, который приводит к пониженным значениям предела текучести и, очевидно, снижает вязкость разрушения. Показано, что выходом из создавшегося положения может быть уменьшение времени на протекание ферритного превращения, недопущение роста зерна феррита и его замена в структуре стали ацикулярным ферритом. Возможность формирования подобной структуры показаны предварительными расчетами.

4. При получении целевой структуры «ГБ+АФ», механические свойства металла удовлетворяют требованиям технического задания. Необходимая структура и свойства могут быть обеспечены при непрерывном охлаждении после прокатки для сталей различного химического состава. Исследованные стали с содержанием углерода от 0,028 до 0,06 мас.% и их вариации могут быть рекомендованы для промышленного освоения.

5. Предложен химический состав стали для освоения в промышленных масштабах. Проведены расчеты в программе Стан 2000 и проведены *Gleeble*-тесты для разработанных режимов ТМО.

6. Исследована возможность получения однородной мелкодисперсной структуры аустенита перед стадией контролируемого охлаждения за счет изменения термомодеформационного режима.

Научная новизна

1. Определены термомодеформационные условия формирования различного содержания ацикулярного феррита в трубной низколегированной стали.

2. Определена возможность достижения равномерной мелкодисперсной структуры для НШПС 2000.

3. Исследована эволюция размера зерна аустенита в ходе промышленной технологии. Выделение дисперсных частиц карбонитридной фазы в микролегированных сталях не может полностью затормозить миграции границ во время горячей деформации, но оказывает дополнительное упрочнение за счет взаимодействия с дислокациями и границами.

4. Поскольку наночастицы карбонитридной фазы не могут сдерживать миграции границ под действием деформирующих напряжений и деформационного упрочнения, малые величины пластической деформации могут вызвать избирательный рост зерен за счет их неравномерного упрочнения даже после выделения Nb(C,N), например, при чистовой прокатке,

что может привести к формированию неблагоприятной разнотельной структуре аустенита.

5. Обеспечение условий рекристаллизации в последних чистовых проходах при изготовлении толстого горячекатаного листа – наиболее доступный способ снижения размера зерна аустенита и повышения вязких свойств проката.

Теоретическая и практическая значимость

1. Определен химический состав и рекомендован к выплавке для производства в промышленных масштабах рулонного проката класса прочности Х70М.

2. Построена ССТ-диаграмма для рекомендуемого химического состава с целью выбора режима охлаждения по всей толщине листа.

3. С помощью цифрового двойника ТМО определены режим нагрева, деформационный режим, и режим контролируемого охлаждения для оборудования ЛПЦ 2 для достижения требуемых механических свойств штрипса толщиной 22 мм.

4. Достигнуты и опробированы режимы ТМО и контролируемого охлаждения для оборудования ЛПЦ 2 для достижения требуемых механических свойств штрипса толщиной 22 мм методами физического моделирования.

5. С помощью цифрового двойника ТМО определен режим охлаждения толстого листа, учитывающий скорости охлаждения поверхности и середины полосы.

6. Представлены рекомендации по технологическим параметрам производства толстого листа на НШПС 2000 в толщине 20–25 мм. Предложены пути модернизации существующей производственной линии для достижения требуемых свойств штрипса.

7. Проведены промышленные эксперименты по освоению разработанной технологии на оборудовании ЛПЦ 2. Достигнуты механические характеристики.

8. Результаты работы использованы при создании промышленной технологии производства.

Апробация работы

Основные материалы работы доложены и обсуждены в рамках Международной конференции «Современные материалы и передовые производственные технологии-2021», СПбПУ, Санкт-Петербург (2021);

Публикации

Результаты научной работы автора отражены в сборниках трудов международных конференций, а также в 2 статьях (рецензируемых в БД Scopus), а также в 1 публикации в журнале, включенных в перечень изданий, рекомендованных в ВАК.

Представление научного доклада: основные положения

1. Обоснование выбора химического состава стали, способного обеспечить механические и вязкие свойства стали.
2. Особенности формирования однородной аустенитной микроструктуры в условиях непрерывного широкополосного прокатного стана – для двух различных толщин подката, и различных температур нагрева.
3. Особенности формирования микроструктурной неоднородности ввиду недостаточного тормозящего эффекта при выделении карбонитридов ниобия и появление разнотекстурности за счет миграции границ.
4. Обоснование режима охлаждения для полосы 22 мм в условиях оборудования ЛПЦ 2, включающей в себя секции PowerCooling и установки ламинарного охлаждения, подтвержденный Gleeble-тестами.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Современная технология производства толстого листа известна на реверсивных широкополосных прокатных станах. Учитывая необходимость в подобном сортаменте в различных областях, таких как судостроение, нефтегазовом комплексе, автостроении, химической промышленности и т.д. к толстому листу предъявляются высокие требования по свойствам. Одновременно с высокими требованиями, одной из задач производителей толстого листа является рационализация затрат на производство данного вида продукции.

В настоящее время актуальным стандартом по контролю качества трубной продукции являются технические условия API 5L (технические условия на трубы и трубопроводы). При подготовке данного стандарта разработано 2 уровня. Уровень для PSL 1 устанавливает стандартный уровень свойств труб для трубопроводов. Уровень для PSL 2 обладает добавочными неизменными требованиями к химическому составу, ударной вязкости и прочности, а еще к дополнительному неразрушающему контролю.

Выплавка металла под данную продукцию производится в кислородно-конвертерном цехе. Разливка в слябы производится на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Слябы-заготовки затем транспортируются в ЛПЦ, где происходит нагрев под прокатку в методических печах, затем горячая контролируемая прокатка, с последующим контролируемым охлаждением.

В соответствии с требованиями API 5L, помимо механических свойств, одним из основных требований являются требования по вязким свойствам, которые определяются посредством двух тестов – испытаний на ударную вязкость (KCV) и испытанием падающим грузом (ИПГ/ DWTT).

В работе представлены результаты комплексного исследования возможности разработки технологии термомеханической обработки стали в условиях технологических возможностей оборудования ЛПЦ-2, компании ПАО «Северсталь», посредством использования цифрового двойника технологии ТМО (Стан 2000), и верификации полученных результатов на комплексе для физического моделирования Gleeble-3800.

В первой главе представлен аналитический обзор литературы. А именно влияние факторов на вязкость разрушения сталей, таких как химический состав стали, режимы горячей прокатки, влияние ускоренного охлаждения. Рассмотрены целевые структуры, обеспечивающие высокую вязкость разрушения.

Во второй главе представлены результаты компьютерных расчетов и Gleeble-тестов, направленных на достижение двух целевых структур в результате ТМО – смеси гранулярного бейнита и квазиполигонального феррита, и смеси ацикулярного феррита и гранулярного бейнита. Проведен эксперимент по увеличению содержания ацикулярного феррита в структуре стали в зависимости от различных термомеханических условий. Исследована возможность получения мелкозернистой структуры, включающей в себя около 50% квазиполигонального феррита, за счет повышенной скорости охлаждения на PowerCooling и УЛО1.

Третья глава посвящена экспериментам, направленным на гомогенизацию размеров зерна аустенита в результате горячей прокатки. Проведены эксперименты по отслеживанию момента роста зерна аустенита в процессе горячей прокатки, и проведены сравнительные эксперименты по эволюции зерна аустенита для меньшей толщины (11 мм).

В четвертой главе представлены рекомендации по разработке промышленной технологии ТМО из трубной низколегированной марки стали для НШПС 2000 толщиной 16-25 мм класса прочности X(65-70)M.

Объекты, (предмет) и методы исследования

Исследования проводились на металле опытных плавок, произведенных в фасонно-литейном цехе прототипирования компании Северсталь (г.Череповец), химический состав которых указан в табл.1. Отливки проходили входной контроль на соблюдение химического состава на искровом спектрометре. Перед вырезкой образцов производился гомогенизационный отжиг при температуре 1220 °С в течение 120 минут.

Таблица 1 – Содержание основных легирующих элементов исследованных марок сталей

Прототип	C	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	Cr	Al	Nb	V	Ti	N	B	S	P
1	0,057	1,45	0,29	0,167	0,016	0,098	0,24	0,031	0,035	0,02	0,0015	0,0087	0,0003	0,0075	0,0071
2	0,028	1,78	0,24	0,21	0,31	0,25	0,143	0,029	0,041	0,0036	0,018	0,0087	0,0004	0,0089	0,0088
3	0,022	1,80	0,22	0,22	0,27	0,25	0,161	0,024	0,057	0,004	0,017	0,0075	0,0006	0,0014	0,0092
4	0,054	1,32	0,28	0,162	0,014	0,102	0,205	0,03	0,049	0,016	0,0016	0,0069	0,0003	0,0036	0,011
5	0,067	1,64	0,32	0,22	0,2	0,097	0,232	0,061	0,071	0,04	0,0025	0,0098	0,0003	0,007	0,0073
6	0,06	1,69	0,29	0,19	0,19	0,055	0,16	0,035	0,069	0,026	0,016	0,006	0,0005	0,002	0,012

Исследовано формирование структуры при физическом моделировании на комплексе *Gleeble* горячей прокатки толстолистового проката на НШПС 2000. Эксперименты проводили на образцах из трубной стали с содержанием углерода 0,06 масс. % и $(Nb+V+Ti)=0,145$ масс. %. (табл.1). Температурно-деформационный режим прокатки полос толщиной 16-25 мм из литого сляба толщиной 250 мм имитировали на модуле *PocketJaw*, причем обжатия в каждой из клеток стана воспроизводили методом «растяжение-сжатие» по методике, изложенной в [6, 7]. Чертеж образца представлен на рис.3

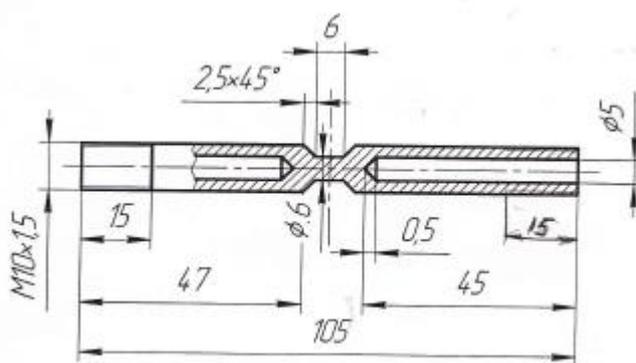


Рисунок 3 – Образец для моделирования ТМО на Gleeble методом «растяжение-сжатие»

Компьютерное моделирование процессов ТМО проводились в модернизированной программе Стан 2000, учитывающей особенности новой системы ускоренного контролируемого охлаждения стана, рассчитывающая

параметры прокатки, охлаждения, структурообразование и формирование конечных механических свойств.

Пример деформационного режима представлен на рисунке 4.

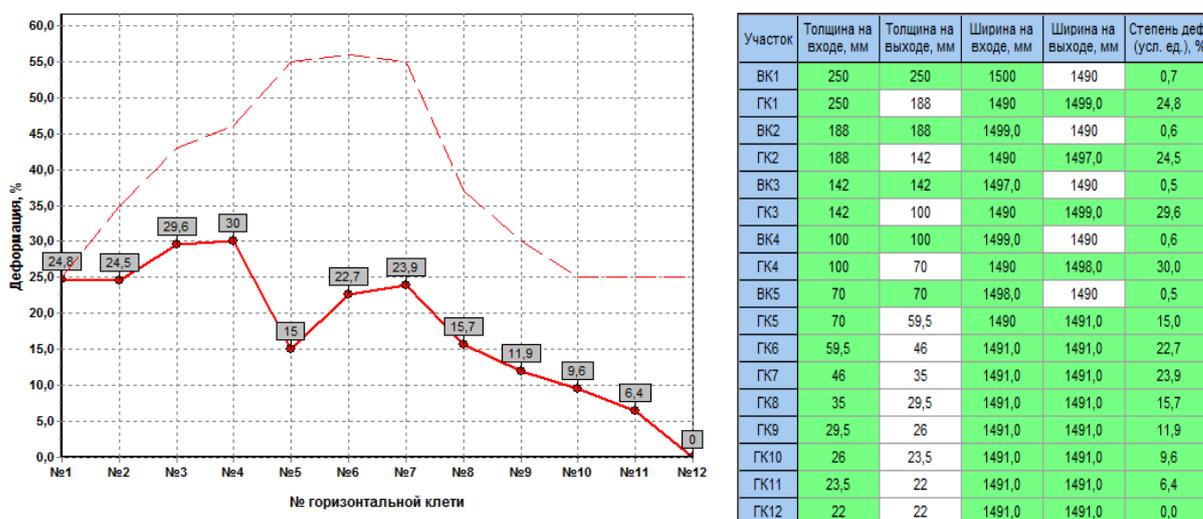


Рисунок 4 – Пример деформационного режима на НШПС 2000 и внешний вид его задачи в программе Стан 2000

При физическом моделировании после имитации нагрева под прокатку, после прокатки в черновой группе и перемещения полосы по промежуточному рольгангу, а также после прокатки в чистовой группе и перемещения проката до установки контролируемого охлаждения, выполняли «стоп-закалку». Для этого в камере модуля *PocketJaw* образцы охлаждали потоком воды для получения структуры речного бейнита и мартенсита. Фиксация подобной структуры «стоп-закалкой» позволяет после травления в реактиве, состоящем из 2 г пикриновой кислоты, 0,5 мл соляной кислоты и 50 г этилового спирта выявить аустенитные зерна, поскольку при сдвиговом характере превращения исходные аустенитные границы сохраняются. После выявления структуры границы аустенита дополнительно обрабатывали при помощи графического редактора.

В результате полного прохождения режима ТМО, включающего в себя имитацию нагрева под прокатку, горячую прокатку в 12-клетьевом прокатном стане и моделирование контролируемого охлаждения на PowerCooling и установке ламинарного охлаждения (УЛО), в рабочей части образца (рис.5) формировалась конечная целевая структура, определяющая свойства рулонного проката.

Для определения механических свойств образец механически подготавливался для испытания на растяжение (рис. 5), с учетом коэффициента корреляции согласно используемой методики для определения относительного удлинения, равный 0,764. [8]



Рисунок 5 – Образец для испытания на разрыв (\varnothing 6 мм) после деформации «растяжение-сжатие» и дополнительной шлифовки

Пробоподготовка проводилась с использованием оборудования фирмы Saphir. Исследование микроструктуры металла проведено методом оптической микроскопии, на микроскопе *Leica DMT 5000* в диапазоне увеличений 50–1000 крат.

Результаты и их обсуждение

Исследование влияния термомеханических параметров для обеспечения равномерной структуры аустенита перед ускоренным охлаждением

В соответствии с исследованиями [9, 10], связанными с разработкой технологии производства толстого листа в промышленных условиях, рекомендуемая температура нагрева под прокатку трубных сталей - $1150 \div 1180$ °С, и выдержка в томильной зоне в течение получаса. При подобном режиме нагрева аустенитная структура формируется достаточно однородной по размеру, средний размер зерна составляет 40–45 мкм. Согласно заводским данным, температура нагрева до 1200–1250 °С и выдержка в томильной зоне приводит к среднему размеру зерна аустенита 250–300 мкм. Такой размер зерна аустенита задавался в программе «Стан 2000» как исходный.

Результаты моделирования изменения размера зерна аустенита на протяжении всего процесса ТМО отражены на рис. 6.

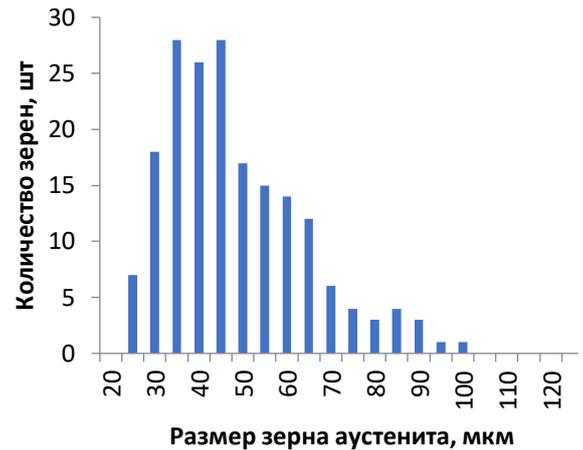
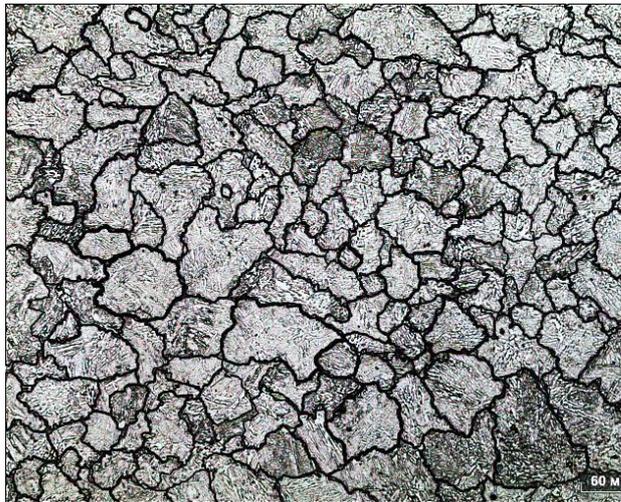


Рисунок 6 – Структура аустенита и распределение зерен по размерам после нагрева непрерывно-литой заготовки при температуре 1150÷1180 °С

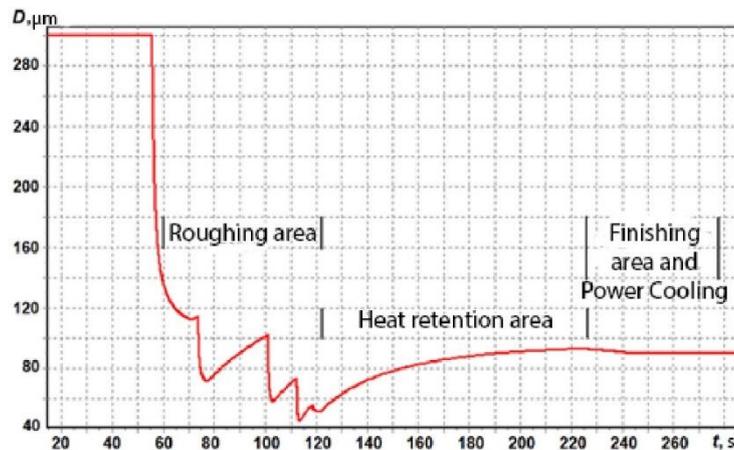


Рисунок 7 – Изменение размера зерна аустенита на протяжении всей технологии прокатки

Температура окончания черновой прокатки, равная 1100-1120 °С, и длительная транспортировка подката по промежуточному рольгангу (интервал времени от 120 до 220 с) приводит к интенсивному росту зерна аустенита после суммарной относительной деформации при черновой прокатке 76–82% (истинные логарифмические деформации $\epsilon=1,43-1,71$), см. рис. 7 и рис. 8. По сравнению с размером зерна аустенита после нагрева до 1150÷1180 °С его средний размер \bar{D}_γ возрастает почти вдвое, а в структуре появляются крупные зерна размером до 130 мкм. Рост зерна на промежуточном рольганге происходит при температурах выше температуры сольвуса карбонитридов Nb(C,N). Таким образом, имитация горячей прокатки на симуляторе *Gleeble* показывает, что транспортировка по промежуточному рольгангу при температуре 1060÷950 °С после черновой прокатки вызывает укрупнение структуры и приводит к начальной стадии формирования разнотельной структуры.

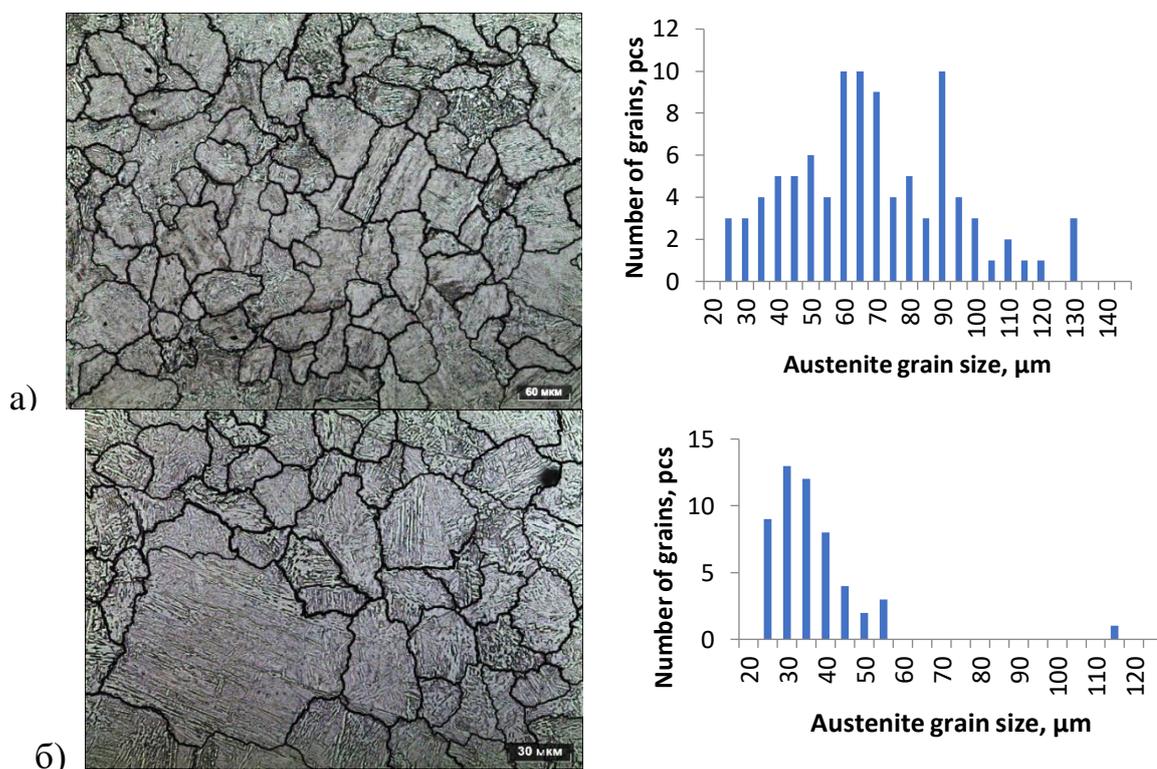


Рисунок 8 - (а) структура аустенита и распределение зерен по размерам после прокатки в черновой группе клетей и прохождения промежуточного рольганга, (б) перед началом ускоренного охлаждения

Имитация прокатки в чистовой группе клетей при среднемассовой температуре конца прокатки 900 °С показывает, что средний размер зерна аустенита перед началом ускоренного охлаждения снижается до приемлемых значений $\bar{D}_\gamma \approx 35$ мкм, см. рис. 8,б. Однако, в структуре присутствуют крупные зерна размером 110÷120 мкм, которые могут быть причиной образования крупных блоков гранулярного бейнита размером 60÷80 мкм. Если полагать, аналогично [11], что температура вязко-хрупкого перехода пропорциональна $(D_{\text{бу}})^{1/2}$, где $D_{\text{бу}}$ – расстояние между большеугловыми границами, то подобная структура горячекатанного металла не может обеспечить требуемых вязких свойств.

Причиной появления крупных аустенитных зерен после чистовой прокатки является интенсивный рост зерна при достижении критической степени деформации при относительно высоких температурах (~900 °С), который происходит по беззародышевому механизму за счет избирательной миграции границ зерен. Заметим, что избирательный рост зерен происходит на заключительной стадии горячей деформации – при чистовой прокатке после выделения наноразмерных карбонитридов ниобия. Температурная зависимость выделения частиц Nb(C,N), рассчитанная при помощи программы «Стан 2000», представлена на рис. 9.

Таким образом, можно полагать, что выделение карбонитридов МЛЭ не является всеобъемлющей мерой прекращения (торможения) рекристаллизации и способствующей накоплению деформационного упрочнения, необходимого для повышения интенсивности зарождения центров выделения низкотемпературной фазы.

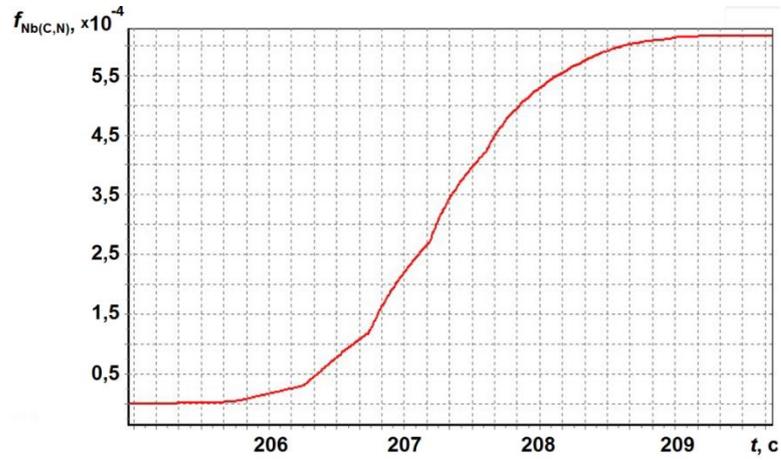
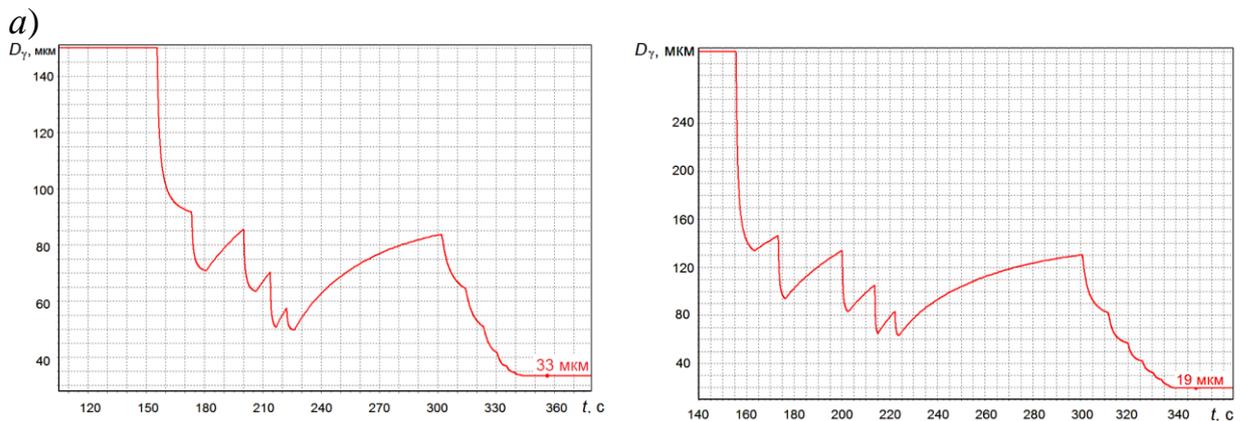


Рисунок 9 - Зависимость объемной доли выделенных карбонитридов ниобия от времени процесса при прокатке

Учитывая невозможность получения равномерной мелкодисперсной структуры для такой конечной толщины проката, даже при участии высокого содержания Nb, провели эксперимент по формированию структуры трубных сталей при получении меньшей толщины проката (11 мм) с целью определения возможности формирования более мелкой и равномерной структуры при больших обжатиях в чистовой группе клетей. Результаты моделирования среднего размера зерна аустенита и изменение доли Nb в твердом растворе представлены на рис.10.



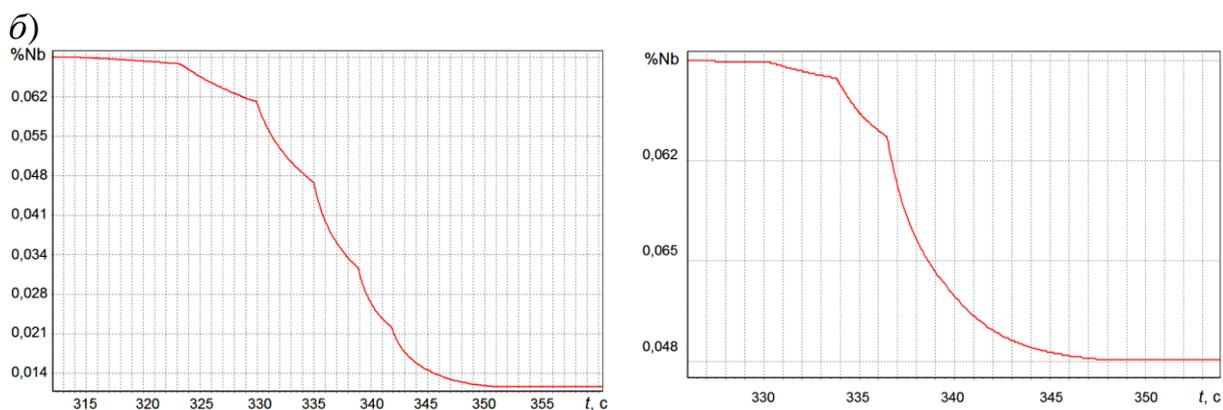


Рисунок 10 – (а) изменение размера зерна аустенита по ходу прокатки, и (б) изменение содержания ниобия в твердом растворе в образцах исследуемой стали после моделирования прокатки листа толщиной 11 мм при температурах нагрева под прокатку 1180 и 1250 °С

На основании расчетов в программе Стан 2000 принято решение воспроизвести режим ТМО посредством физического моделирования на комплексе Gleeble. Результаты исследования структуры аустенита показаны на рис. 11.

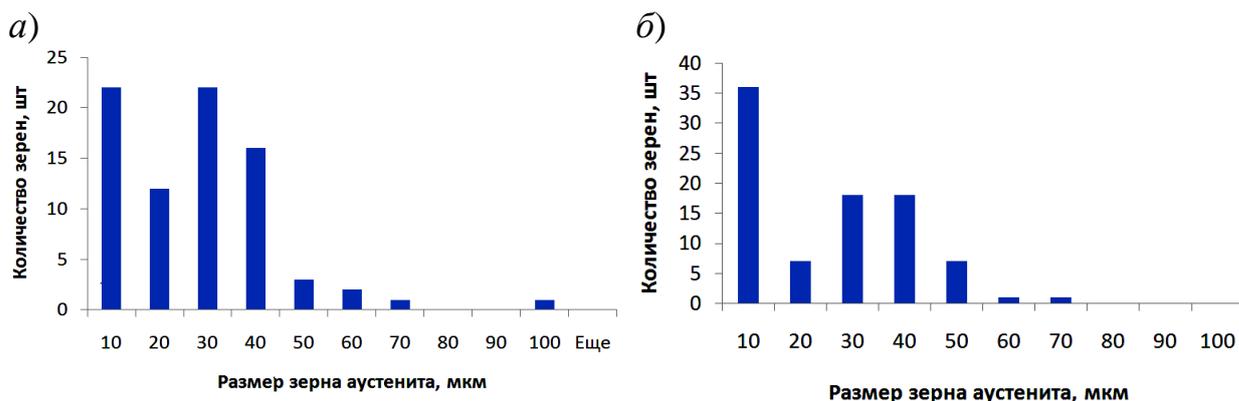


Рисунок 11 - Гистограмма распределения размера зерна аустенита после имитации прокатки листа толщиной 11 мм для нагрева (а) 1180°С и (б) 1250°С

Корректировка температурного режима на основании результатов расчета «Стан 2000» привело к изменению состояния ниобия и различной концентрации карбонитридной фазы – после нагрева 1180 °С всего 16% Nb осталось в твердом растворе, 84% выделилось в виде карбонитридов; в то же время при температуре нагрева 1250 °С 69% Nb осталось в твердом растворе и только 31% Nb выпало из твердого раствора в виде Nb(C,N).

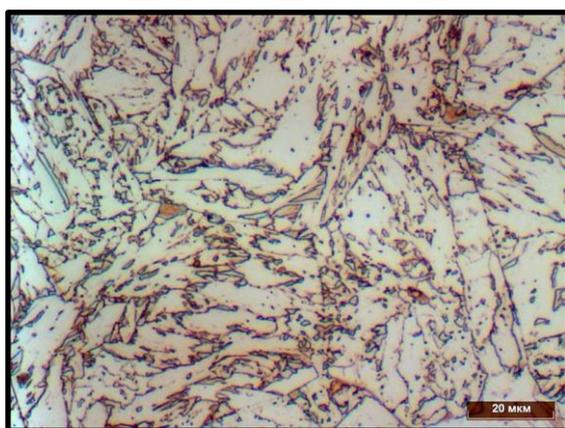
Структура аустенита к моменту конца прокатки стала более мелкодисперсной, отсутствуют зерна размером 100 мкм и более, что является предпосылкой для образования мелкодисперсных низкотемпературных фаз. Уменьшение и гомогенизация размера зерен аустенита после нагрева до 1250

°С связаны с более поздним и менее полноценным выделением карбонитридов ниобия, обеспечивая возможность протекания рекристаллизации при умеренной скорости деформации.

Исследование температурно-деформационных факторов на формирование бейнитной структуры трубных сталей с использованием методов физического и математического моделирования

В структуре, состоящей из игольчатого феррита и гранулярного бейнита весьма сложно однозначно определить содержание первого, например, 75 или 95% из-за морфологических особенностей этих структурных составляющих, а также из-за наличия М/А-фазы, которая сопровождает как ацикулярный феррит, так и гранулярный бейнит. Поэтому получение структуры, состоящей из 100% АФ, является невозможной, а близкой к 100% в значительной степени приближением.

Существуют различные точки зрения на морфологические классификации бейнитных структур. В качестве основных типов бейнитных структур отметим игольчатый феррит (ИФ), гранулярный бейнит (ГБ) и речный бейнит (РБ). Несмотря на различие в морфологии, было высказано предположение [12], что ГБ не отличается от РБ с точки зрения механизма трансформации, и что оба они состоят из пакетов с рейками, содержащих высокую плотность дислокаций. Зачастую отделить морфологически ГБ от РБ является невозможным, поэтому в этой работе полученные структуры сравнивались с шаблонными. Ниже приведены примеры структур ГБ, РБ и ИФ (рис. 12).



(а)



(б)

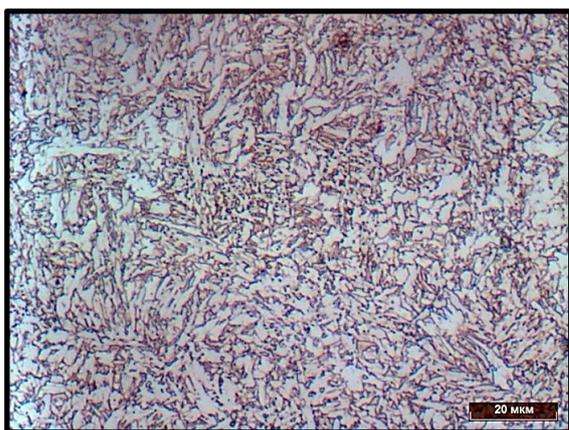
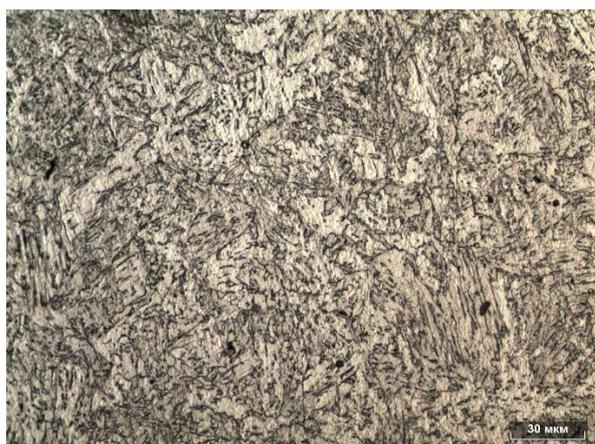


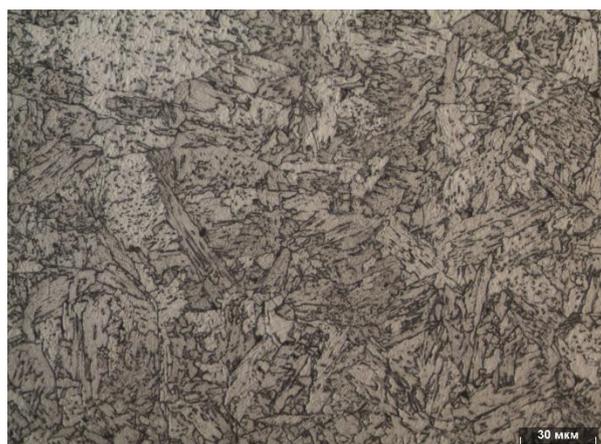
Рисунок 12 - Примеры основных структурных составляющих, а – гранулярный бейнит, б – реечный бейнит, в – игольчатый феррит

(в)

При изучении структур металла при $T_{кп}=920$ °С, с ростом степени последней деформации количество РБ снижается. При последней деформации в 25% структура преимущественно состоит из ГБ с участками РБ, очевидные участки ИФ отсутствуют. Известно, что при более высоких температурах рекристаллизационные процессы происходят быстрее, снижая накопленное упрочнение аустенита. Поэтому, было решено двигаться в сторону снижения $T_{кп}$.



10%



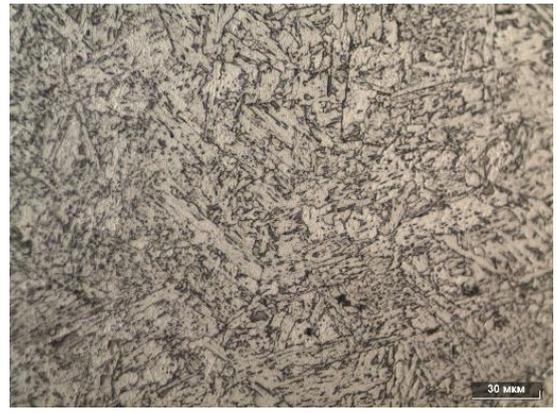
25%

Рисунок 13 – Фотографии оптической микроскопии для режима $T_{кп}=920$ °С, а – последняя деформация 10%, б – последняя деформация 25%.

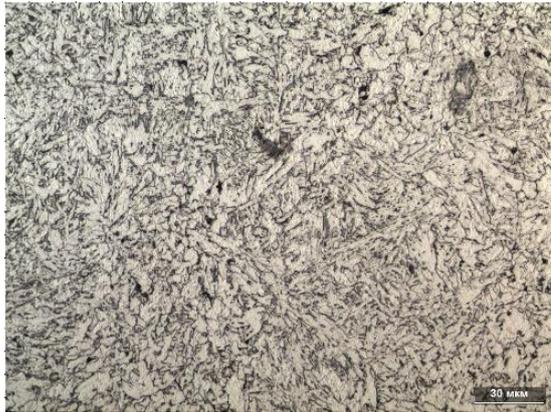
Результаты экспериментов при $T_{кп}=890$ °С указывают на значительное присутствие РБ при степенях последней деформации в 10 и 15%. Далее наблюдается резкое его снижение, и при степени деформации 40% уже нельзя однозначно сказать о его присутствии. Стоит отметить, что с ростом деформации длина реек уменьшается. Микроструктура образца при степени деформации в 60% представляет собой неравноосные пластинки ИФ с присутствием квазиполигонального феррита. При этом местами встречается пакеты ГБ.



10%



25%



60%

Рисунок 14 – Фотографии оптической микроскопии для режима $T_{кп}=890\text{ }^{\circ}\text{C}$, а – последняя деформация 10%, б – последняя деформация 25%, в - последняя деформация 60%.

Если при ранее рассмотренных $T_{кп}$, структуры обработанные при степенях деформации 10% и 15% преимущественно состояли из речного бейнита с вкраплениями ГБ, то при $T_{кп}=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ начиная с 10% деформации формируется значительное количество ГБ, а при 15% деформации структура преимущественно состоит из ГБ. Снизив $T_{кп}$ до $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, при деформации 15% была получена микроструктура схожая с микроструктурой при $T_{кп} = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ и деформации 40%. При рассматриваемой $T_{кп}$ и степенях деформации 25% и 40% уже появляются участки зарождения ИФ. Структура при $T_{кп} = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и степени деформации 60% становится еще более дисперсная, чем при $T_{кп} = 890\text{ }^{\circ}\text{C}$ – отсутствуют крупные включения ГБ, структура более однородная и состоит преимущественно из ИФ с участками дисперсного КПФ.



10%



25%



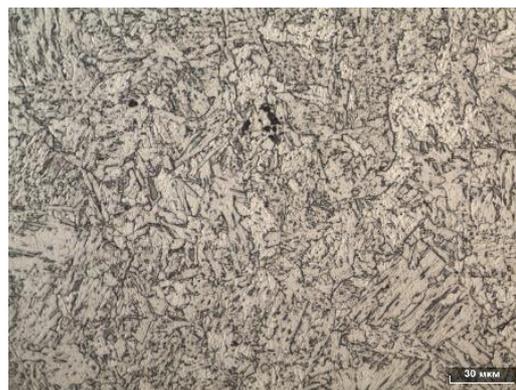
60%

Рисунок 15 – Фотографии оптической микроскопии для режима $T_{кп}=850\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 а – последняя деформация 10%,
 б – последняя деформация 25%,
 в - последняя деформация 60%.

При описании структур $T_{кп} = 815\text{ }^{\circ}\text{C}$, обработанных при низких степенях деформации, также наблюдается образование РБ. Также, как и в предыдущих случаях, структура приобретает более высокую дисперсность с повышением степени последней деформации. В отличие от микроструктур более высокой температуры окончания ТМО, ИФ начинает образовываться уже при 15% деформации и с повышением его количество растет, одновременно со снижением количества РБ.



10%



25%



60%

Рисунок 16 – Фотографии оптической микроскопии для режима $T_{кп}=815\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 а – последняя деформация 10%,
 б – последняя деформация 25%,
 в - последняя деформация 60%.

Для дополнительной оценки результатов микроструктуры воспроизвели ТМО в программе AusEvol и по результатам математического моделирования построили графики зависимости процентного содержания ИФ от степени последней одинарной деформации и от накопленного упрочнения аустенита (рис.17).

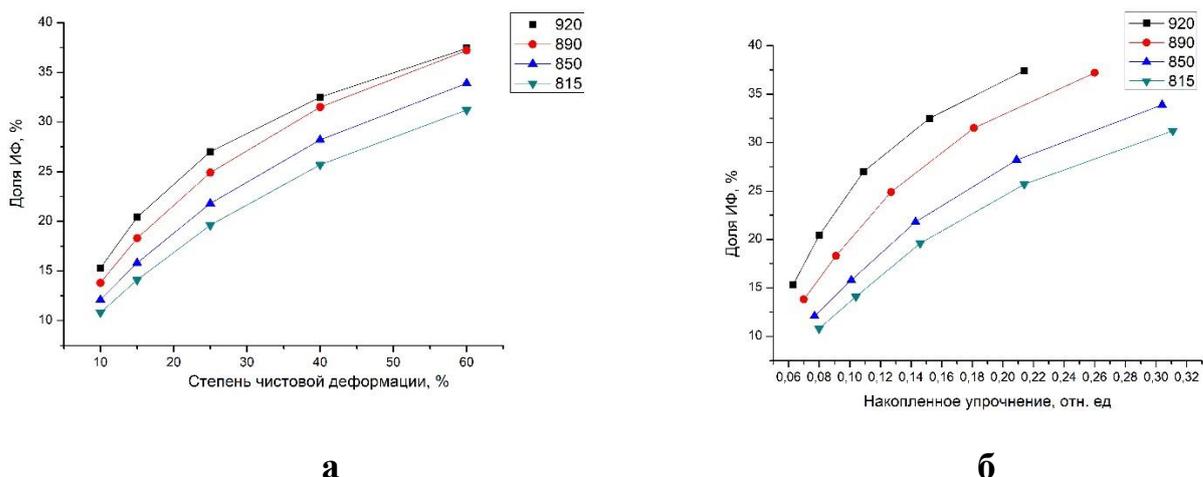


Рисунок 17 – Графики зависимости содержания ИФ от (а) степени чистой деформации, (б) от накопленного упрочнения по результатам расчетов в AusEvol

Рекомендованные режимы для получения двух целевых структур в условиях НШПС 2000

Таким образом, был выбран термомодеформационный режим производства полосы толщиной 22 мм. В целях проверки рекомендованной скорости охлаждения на Power Cooling и УЛО для получения целевых структур, был проведен эксперимент по построению ССТ-диаграмм для выплавленного химического состава.

Для построения ССТ-диаграммы за основу был взят рекомендованный режим ($T_{к.п.} = 960\text{ C}$, подкат 60мм). После имитации прокатки на комплексе Gleeble образец охлаждали с различными скоростями (1, 3, 5, 10, 15, 20, 25 °C/c) до комнатной температуры.

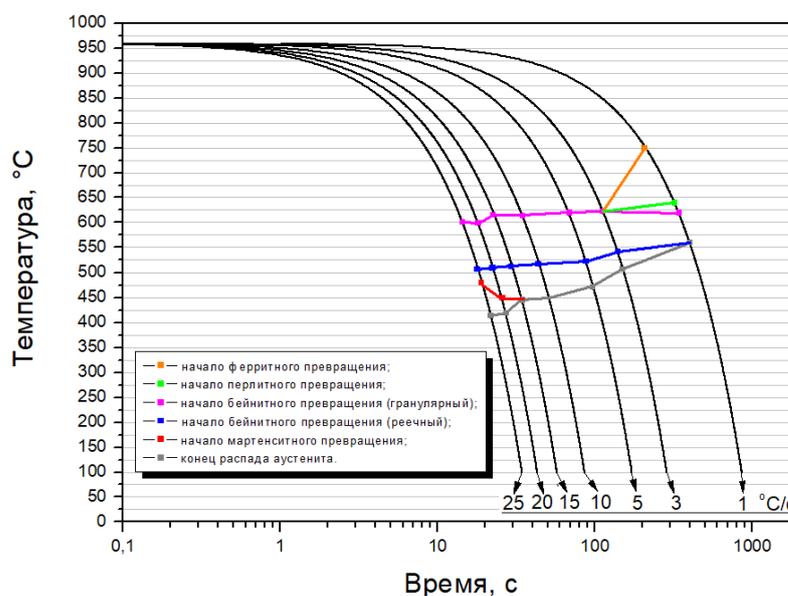


Рисунок 18 - ССТ – диаграмма для ХС прототипа № 6

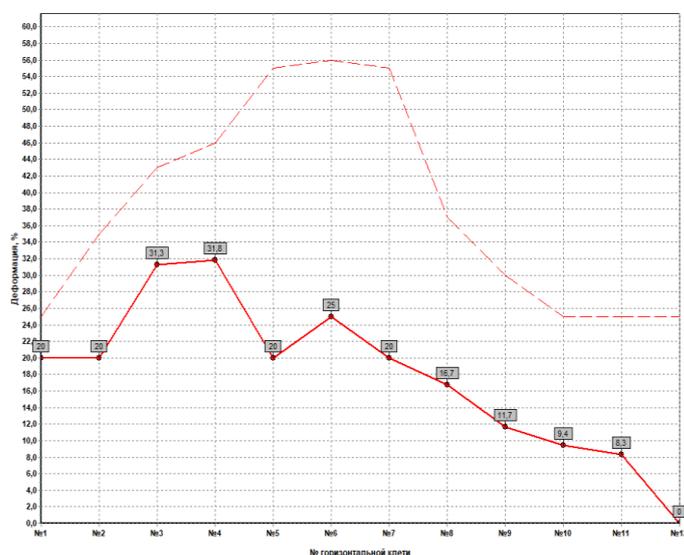
Диапазон по каждому химическому элементу для потенциальной композиции, рекомендованный к выплавке в ККЦ указан в таблице 2. В графе «факт», указаны значения измерения химических элементов выплавленного металла.

Таблица 2 - Рекомендуемый химический состав

ЛЭ	Массовая доля, %							
	C	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	Cr	Al
min	0.05	1.65	0.25	0.15	0.15	0.05	0.15	0.02
факт	0,06	1,69	0,29	0,19	0,19	0,055	0,16	0,035
max	0.07	1.80	0.35	0.25	0.25	0.10	0.25	0.05
	Nb	V	Ti	N	B	S	P	
min	0.06	0.02	0.010					
факт	0,069	0,026	0,016					
max	0.075	0.035	0.025	0.006	0.0005	0.002	0.012	

В качестве результирующих режимов термомеханической обработки и охлаждения выбраны два режима – режим «ГБ+АФ» (прогнозируемая структура – 90%-95% ГБ × 5%-10% АФ) и «КПФ+ГБ» (прогнозируемая структура – 65%-70% гранулярный бейнит × 20%-25% квазиполигональный феррит × 5%-10% ацикулярный феррит).

Деформационный режим для получения обеих целевых структур указан на рис.19.



Участок	Толщина на входе, мм	Толщина на выходе, мм	Ширина на входе, мм	Ширина на выходе, мм	Степень деф. (усп. ед.), %
ВК1	250	250	1500	1490	0,7
ГК1	250	200	1490	1495,0	20,0
ВК2	200	200	1495,0	1490	0,3
ГК2	200	160	1490	1494,0	20,0
ВК3	160	160	1494,0	1490	0,3
ГК3	160	110	1490	1501,0	31,3
ВК4	110	110	1501,0	1490	0,7
ГК4	110	75	1490	1500,0	31,8
ВК5	75	75	1500,0	1490	0,7
ГК5	75	60	1490	1493,0	20,0
ВК6	60	45	1493,0	1493,0	25,0
ГК6	45	36	1493,0	1493,0	20,0
ВК7	36	30	1493,0	1493,0	16,7
ГК7	30	26,5	1493,0	1493,0	11,7
ВК8	26,5	24	1493,0	1493,0	9,4
ГК8	24	22	1493,0	1493,0	8,3
ВК9	22	22	1493,0	1493,0	0,0

Рисунок 19 - Режим обжатий для получения обеих целевых структур

Режим с непрерывным охлаждением (ГБ+АФ)

Прогнозируемая структура – 90%–95% ГБ × 5%-10% АФ

Таблица 3 – Рекомендованный температурный режим

	Печь №4	ПИР1	ПИР2	ПИР3	ПИР4	ПИР5
Средняя, °С	1250	1214	1215	1181	1111	961
Поверхность, °С	1250	1063	1069	1070	1034	941
Середина, °С	1250	1244	1253	1235	1142	983
Время, с	0	153	175	224	286	316
	Перед Power Cooling	Перед УЛО1	После УЛО1	Перед УЛО2	После УЛО2	T _{см}
Средняя, °С	956	710	560			542
Поверхность, °С	940	573	546			539
Середина, °С	970	786	575			543
Время, с	319	328	348			415

Заправочная скорость прокатки по ГК5 – 1,5 м/с;

Заправочная скорость прокатки по ГК12 – 2,5 м/с;

Ускорения при прокатке отсутствуют;

ПИР1 – перед ГК1; ПИР2 – после ГК2; ПИР3 – после ГК5; ПИР4 – перед ГК6;

ПИР5 – после ГК12.

- Скорость охлаждения (**средняя**) на POWER COOLING – 27 °С/с;
- Скорость охлаждения (**средняя**) на УЛО1 – 7,5 °С/с;
- Скорость охлаждения (**по поверхности**) на POWER COOLING – 40 °С/с;
- Скорость охлаждения (**по поверхности**) на УЛО1 – 1,5 °С/с.

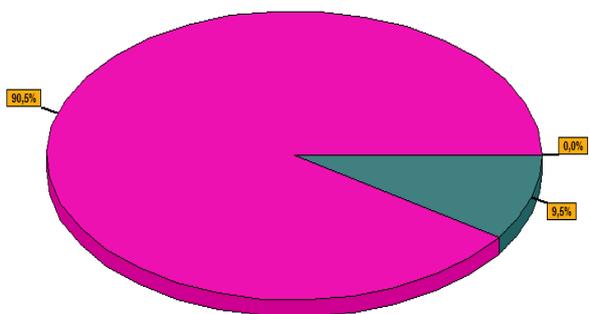
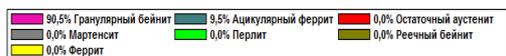


Рисунок 20 - Расчетная структура поверхности полосы

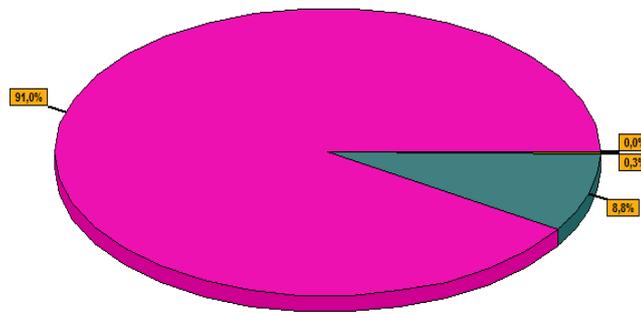
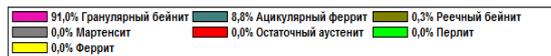


Рисунок 21 - Расчетная структура середины полосы

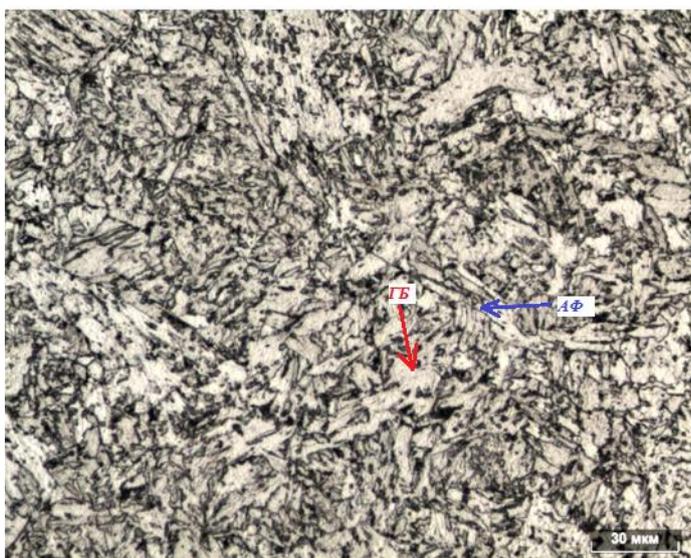


Рисунок 22 - Фотография микроструктуры середины полосы после имитации прокатки на Gleeble
Увеличение×500

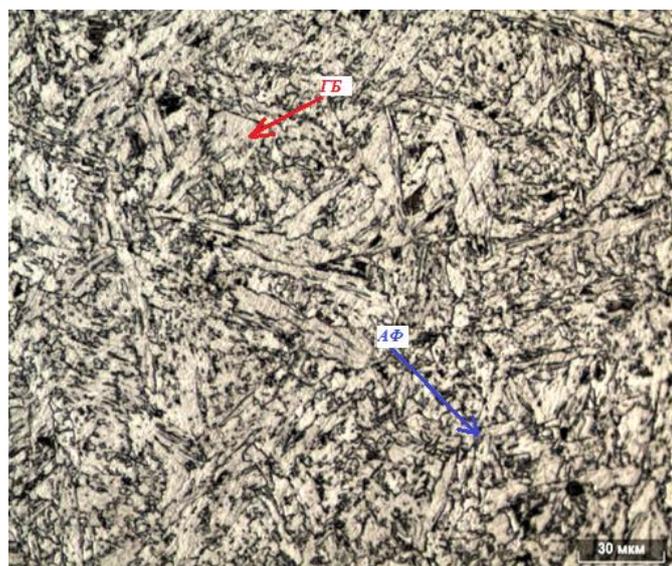


Рисунок 23 - Фотография микроструктуры поверхности полосы после имитации прокатки на Gleeble
Увеличение×500

Таблица 4 - Механические свойства для структуры 90%ГБ+10%АФ

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Расчетные	524	657	21,5
Экспериментальные	532	699	29
ТЗ	505-635	570-760	не менее 25 %

Режим со ступенчатым охлаждением (КПФ+ГБ). Прогнозируемая структура – 65%-70% гранулярный бейнит × 20%-25% квазиполигональный феррит × 5%-10% ацикулярный феррит

Таблица 5 - Температурный режим

	Печь №4	ПИР1	ПИР2	ПИР3	ПИР4	ПИР5
Средняя, °С	1250	1214	1215	1181	1111	961
Поверхность, °С	1250	1063	1069	1070	1034	941
Середина, °С	1250	1244	1253	1235	1142	983
Время, с	0	153	175	224	286	316
	Перед Power Cooling	Перед УЛО1	После УЛО1	Перед УЛО2	После УЛО2	T _{см}
Средняя, °С	956	780	598	592	553	543
Поверхность, °С	940	665	579	587	543	540
Середина, °С	970	835	615	595	556	545
Время, с	319	328	348	371	391	415

Заправочная скорость прокатки по ГК5 – 1,5 м/с;

Заправочная скорость прокатки по ГК12 – 2,5 м/с;

Ускорения при прокатке отсутствуют;

ПИР1 – перед ГК1; ПИР2 – после ГК2; ПИР3 – после ГК5; ПИР4 – перед ГК6; ПИР5 – после ГК12.

- Скорость охлаждения (**средняя**) на POWER COOLING – 19,5 °С/с;
- Скорость охлаждения (**средняя**) на УЛО1 – 9,1 °С/с;
- Скорость охлаждения (**средняя**) на УЛО2 – 2 °С/с;
- Скорость охлаждения (**по поверхности**) на POWER COOLING – 30,5 °С/с;
- Скорость охлаждения (**по поверхности**) на УЛО1 – 4,5 °С/с.
- Скорость охлаждения (**по поверхности**) на УЛО2 – 2,2 °С/с.

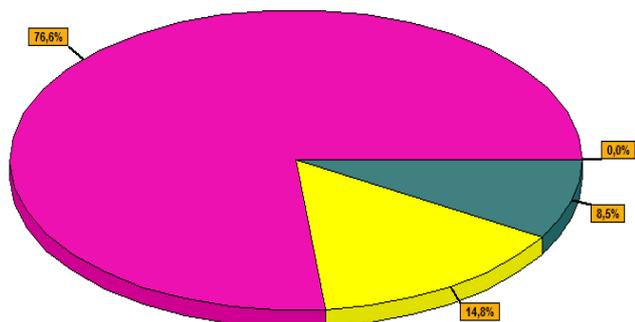
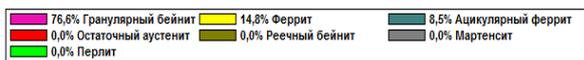


Рисунок 24 - Расчетная структура поверхности полосы

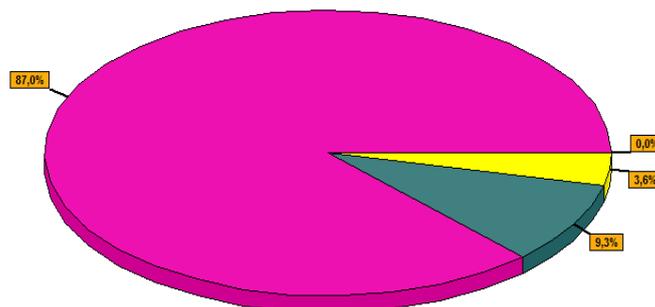
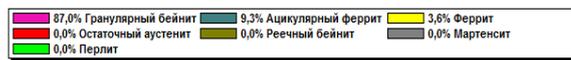


Рисунок 25 - Расчетная структура середины полосы

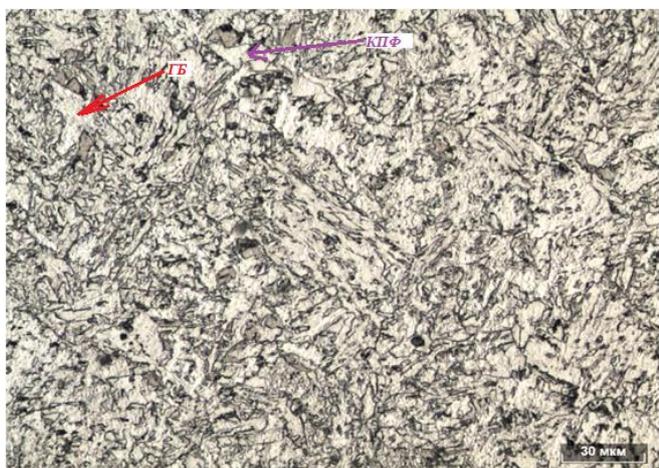


Рисунок 26 - Фотография микроструктуры после имитации на Gleeble режима для поверхности полосы
Увеличение×500

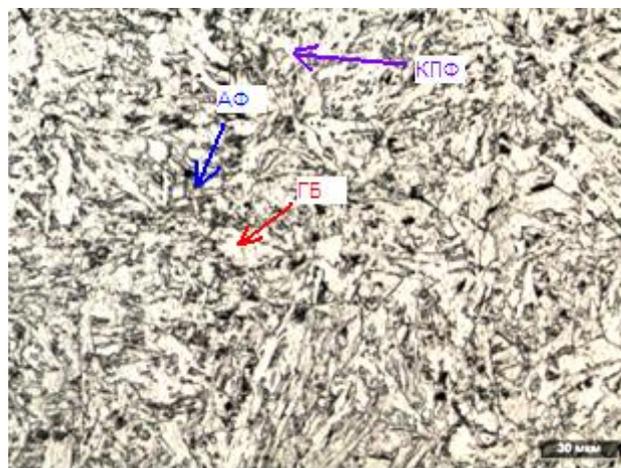


Рисунок 27 - Фотография микроструктуры после имитации на Gleeble режима для середины полосы
Увеличение×500

Таблица 6 - Механические свойства для структуры 65%ГБ+25%КПФ+10%АФ

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Расчетные	521	653	21,5
Экспериментальные	525	691	33
Требования	505-635	570-760	не менее 25 %

Заключение

В результате выполненных исследований определены научно-обоснованные рекомендации для создания промышленной технологии производства толстого листа толщиной 20-25 мм по API 5L PSL2, обеспечивающие требуемые свойства и технологичность.

Для достижения равномерной мелкодисперсной аустенитной структуры при производстве полосы толщиной 20–25 мм необходимы высокие степени деформации в чистовой группе клеток (соответствующие 11 мм толщине полосы) для достижения необходимых напряжений инициирующих рекристаллизационные процессы, которые позволяют измельчить зерно аустенита перед стадией контролируемого охлаждения. В случае увеличенной толщины подката после стадии черновой прокатки, возникает проблема снижения температуры металла, а значит более интенсивного роста зерна на стадии промежуточного рольганга. При этом температуру на промежуточном рольганге понизить до уровня достаточного для накопления упрочнения достичь невозможно.

В качестве рекомендации необходимо внедрить в производственный процесс подстуживание на промежуточном рольганге с помощью дополнительных охлаждающих установок. В таком случае появляется возможность снижения температуры, а значит снижение скорости миграции границ аустенитных зерен, и повышения уровня накопленного упрочнения, которое будет необходимо для повышенного содержания в стали такой структурной составляющей, как ацикулярный феррит, способной обеспечить высокий уровень вязких свойств.

Наибольшее количество игольчатого феррита наблюдается при обжати 60% для температур 890, 850 и 815 °С. Все режимы обработки, при которых получен высокий процент ацикулярного феррита, приводили к относительно высокому уровню накопленного упрочнения. Повышение накопленного упрочнения – путь к получению структуры ацикулярного феррита.

Результаты работы использованы для определения технологических рекомендаций для производства толстого штрипса толщиной 20-25 мм в условиях НШПС 2000 (ЧерМК).

Список источников

1. Pavel Poletskov, Marina Gushchina, Marina Polyakova. Development of Alloyed Pipe Steel Composition for Oil and Gas Production in the Arctic Region// Resources 2019, 8, 67.
2. H. Zhao^{1,2}, B. P. Wynne¹, and E. J. Palmiere. Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels\\ Metals. J Mater Sci (2018) 53:3785–3804. P/ 3785-3804
3. А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников// Цифровые двойники технологий термомеханической обработки стали// УДК 669.017:621.789:658.512.4

4. Ogoltcov A, Sokolov D, Sokolov S, Vasilyev A (2017) Practical Use of Computer Model STAN 2000 for Improvement and Creation of Regimes of Steels Hot Rolling on SEVERSTAL Mill 2000. Mater Sci Forum 879:2543-2548.
5. Ogoltcov A, Sokolov D, Sokolov S, Vasilyev A .Computer Model STAN 2000 and its Use in Practice of Steels Hot Rolling on Mill 2000 of Severstal. Materials Science Forum.
6. Ю. А. Безобразов, Н. Г. Колбасников, А. А. Наумов. Методика «растяжение – сжатие» для физического моделирования процессов многостадийной пластической деформации металлов. *Металловедение и термическая обработка. “СТАЛЬ”*. № 1. 2014 г. ISSN 0038—920X
7. Kolbasnikov, N.G. Investigation of structure, rheological and relaxation properties, and stress relaxation kinetics in nanocrystalline beryllium at hot rolling temperatures / N.G. Kolbasnikov, V.V. Mishin, A.I. Shamshurin, A.V. Zabrodin // *Nanotechnologies in Russia*. – 2014. – Vol. 9. – Iss. 1-2. – P. 65-72.
8. Структура, пластичность и разрушение сталей / А. И. Рудской, Н. Г. Колбасников, С. С. Торопов. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2016. — 328 с.
9. Рингинен Д.А. // Формирование однородной структуры при термомеханической обработке в условиях стана 5000 и стабильность ударной вязкости и хладостойкости трубных сталей классов прочности х80 и х100. // Москва, 2016.
10. Андрей Владимирович Частухин, Дмитрий Александрович Рингинен, Формирование аустенитной структуры при нагреве слябов из микролегированных ниобием трубных сталей// *Металлург*, 2015, №7, с. 25-31.
11. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. М.: Металлургиздат. 2012. 696 с.
12. Н. Zhao, В. Р. Wynne, and E. J. Palmiere, Conditions for the occurrence of acicular ferrite transformation in HSLA steels, *Metals*, 2018// *J Mater Sci* (2018) 53:3785–3804.

Список работ, опубликованных по теме научно-квалификационной работы (диссертации)

Издания, рецензируемые в ВАК:

1. Н.Г. Колбасников, С.А. Кузин, В.С. Тетерятников Н.В. Жуков, Р.Р. Адигамов, М.С. Сахаров, М.А. Матвеев. О роли мартенситно-аустенитной составляющей бейнитной структуры в формировании свойств трубной стали. Сообщение 1: Влияние параметров ТМО на формирование МА-составляющей //МиТОМ. 2022. №1 (в печати)
2. Н.Г. Колбасников, С.А. Кузин В.С. Тетерятников Н.В. Жуков, М.А. Матвеев, М.С. Сахаров, О роли мартенситно-аустенитной составляющей бейнитной структуры в формировании свойств трубной стали. Сообщение 4. О соотношении ферритной и высокоуглеродистой составляющих в бейнитной структуре// МиТОМ. 2022. №2 (в печати)

Издания, рецензируемые в БД Scopus:

1. Nikita Shaposhnikov, Boris Ermakov, Nikita Zhukov and Aleksandr Fedorov// Analysis of the reasons for the accelerated failure of oil pipelines in the regions of the Far North and Siberia// E3S Web of Conferences 225, 06001 (2021) Corrosion in the Oil & Gas Industry 2020.
2. Zhukov N.V., Teteryatnikov V.S., Kuzin S.A., Baraboshkin K.A.// Adjustment of the hot rolling technology of micro-alloyed pipe steel using a digital twin to provide the targeted structure and properties of the metal// Key Engineering Materials, (в печати).