

На правах рукописи



Кузин Степан Александрович

Закономерности формирования мартенситно-аустенитной составляющей и ее влияние на механические свойства горячекатаных бейнитных и ферритно-бейнитных трубных сталей

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург
2025

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» (ФГАОУ ВО «СПбПУ»)

Научный руководитель:

Колбасников Николай Георгиевич

доктор технических наук, профессор

Официальные оппоненты:

Эфрон Леонид Иосифович

доктор технических наук, научный руководитель
дирекции по развитию технологий и продуктов АО
«Выксунский металлургический завод», г. Москва

Рингинен Дмитрий Александрович

кандидат технических наук, начальник управления
по исследованиям и разработкам новых продуктов
ПАО «Новолипецкий металлургический
комбинат», г. Москва

Ведущая организация:

АО «Научно-производственное объединение
«Центральный научно-исследовательский
институт технологии машиностроения», г. Москва

Защита состоится «26» февраля 2026 г. в 16:00 часов на заседании диссертационного совета У.2.6.1.21 при федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, главный корпус, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте www.spbstu.ru

Автореферат разослан « ____ » января 2026 г.

Ученый секретарь диссертационного совета
У.2.6.1.21, доктор технических наук

Н.Г. Разумов

Общая характеристика работы

Актуальность работы. Современные высокопрочные трубные стали для магистральных трубопроводов, работающих в регионах Крайнего Севера и зонах повышенной сейсмической активности, как правило, имеют феррито-бейнитную или бейнитную структуру, которая должна обеспечивать необходимые эксплуатационные свойства. При этом наилучший комплекс механических свойств обеспечивает структура гранулярного бейнита и ацикулярного феррита, которая достигается в технологиях горячей прокатки за счет управления параметрами термомеханической обработки (ТМО) – режимов горячей прокатки и ускоренного контролируемого охлаждения.

Возможности управления первой структурной составляющей бейнитных структур – бейнитного феррита, изучены достаточно хорошо и используются в промышленных технологиях ТМО, однако вопросы формирования второй структурной составляющей, которой для гранулярного бейнита и ацикулярного феррита взамен карбидов может являться мартенситно-аустенитная составляющая (М/А-составляющая) (Рисунок 1), изучены явно недостаточно.

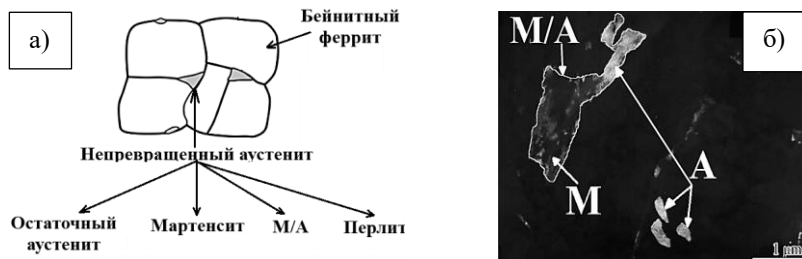


Рисунок 1 – Схематичное изображение формирования М/А-составляющей (а) и М/А-составляющая (б), где М – мартенсит; А – остаточный аустенит

С одной стороны, обеспечение максимально возможной объемной доли М/А-составляющей, которая при температуре эксплуатации будет представлять собой преимущественно термически и деформационно стабильный остаточный аустенит, является крайне желательным, поскольку может позволить в трубной стали реализовать TRIP-эффект – повышение пластичности за счет индуцированного деформацией мартенситного превращения, который используется в автосталях уже несколько десятилетий. С другой стороны, преобладание мартенсита в М/А-составляющей может создавать локальные микронапряжения в структуре стали, что понижает её пластичность и эксплуатационные свойства. Именно по этой причине содержание М/А-составляющей

рекомендуют ограничивать, что в ряде случаев приводит к ограничению применения и самих бейнитных сталей.

Несмотря на то, что М/А-составляющая оказывает значительное влияние на механические свойства трубных сталей, методы управления ее объемной долей до настоящего времени не разработаны, а вопросы термической и деформационной стабильности остаточного аустенита требуют дополнительного изучения.

На основе изложенного была сформулирована цель работы – установить закономерности формирования М/А-составляющей в технологических процессах горячей прокатки и контролируемого ускоренного охлаждения трубных сталей и определить её влияние на изменение механических свойств при трубном переделе и последующей эксплуатации трубопроводов.

Достижение поставленной цели сопряжено с необходимостью решения следующих задач:

1. Определение влияния химического состава, параметров горячей деформации и ускоренного контролируемого охлаждения на объемную долю М/А-составляющей в бейнитных структурах трубных сталей.
2. Исследование термической и деформационной стабильности остаточного аустенита в бейнитных структурах трубных сталей.
3. Исследование влияния М/А-составляющей на механические свойства материала горячекатаного листа и основного металла трубы.

Объектом исследования являлась низкоуглеродистая микролегированная трубная сталь класса прочности К60.

Предметом исследований служили закономерности формирования М/А-составляющей в процессе термомеханической обработки и ее влияние на механические свойства трубных сталей.

При выполнении работы получены результаты, отличающиеся научной новизной, в том числе:

1. Разработано математическое соотношение для прогнозирования объемной доли М/А-составляющей в бейнитных и ферритно-бейнитных структурах горячекатаных трубных сталей, работоспособность которого подтверждена экспериментально.
2. С применением методов физического и математического моделирования установлены закономерности формирования М/А-составляющей в процессе термомеханической обработки. Объемная доля М/А-составляющей увеличивается при повышении концентрации легирующих элементов, стабилизирующих аустенит, скорости охлаждения и уровня деформационного

упрочнения, сохранившегося перед началом охлаждения, а также при увеличении доли полигонального феррита в структуре. Уменьшение объемной доли М/А-составляющей происходит при снижении температурного интервала бейнитного превращения и при прерывании ускоренного охлаждения в диапазоне температур, в котором концентрация углерода в непревращенном аустените превышает значение, соответствующее его паравравновесию с цементитом.

3. Установлено, что определяющим механизмом стабилизации остаточного аустенита в бейнитных структурах трубных сталей являются гидростатические сжимающие напряжения, возникающие вследствие объемного эффекта мартенситного превращения. Эти напряжения препятствуют протеканию превращения, однако при увеличении переохлаждения от температуры конца бейнитного превращения их значение понижается вследствие разности коэффициентов термического расширения аустенита и ферритной фазы. Предложены математические соотношения для расчета температуры старта мартенситного превращения и напряжений, инициирующих превращение, оценочные расчеты по которым подтверждены экспериментально.

4. С применением методов конечно-элементного моделирования установлено, что присутствие М/А-составляющей, преимущественно состоящей из остаточного аустенита, повышает пластичность материала горячекатаного листа и основного металла трубы за счет реализации TRIP-эффекта.

Теоретическая значимость работы заключается в установленных закономерностях формирования М/А-составляющей бейнитной структуры низкоуглеродистых трубных сталей в процессе термомеханической обработки, а также в развитии представлений о термической и деформационной стабильности остаточного аустенита в бейнитной структуре горячекатаных трубных сталей после различных вариантов термомеханической обработки, дополнительной термической обработки и пластической деформации.

Практическая значимость работы определяется возможностью использования установленных закономерностей формирования М/А-составляющей при разработке промышленных технологий производства высокопрочных трубных сталей с целью повышения эксплуатационной надёжности нефтегазовых магистралей, работающих в сейсмоопасных регионах.

Методологической основой выполненных исследований является комплексный системный подход, сочетающий физическое и математическое моделирование технологических процессов производства трубных сталей для установления количественных взаимосвязей между химическим составом,

параметрами термомеханической обработки, микроструктурой и механическими свойствами материала.

При выполнении работы использовали методы физического и математического моделирования, рентгенофазового анализа, оптической и электронной микроскопии.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Разработанное математическое соотношение для прогнозирования объемной доли М/А-составляющей в бейнитных структурах горячекатаных трубных сталей, учитывающее влияние химического состава стали и параметров термомеханической обработки.

2. Установленные закономерности влияния химического состава, параметров горячей деформации и ускоренного контролируемого охлаждения на объемную долю М/А-составляющей в бейнитной структуре горячекатаных трубных сталей.

3. Механизм стабилизации остаточного аустенита в бейнитной структуре за счет действия гидростатических сжимающих напряжений, возникающих вследствие объемного эффекта мартенситного превращения.

4. Зависимость пластичности материала горячекатаного листа и основного металла трубы от объемной доли М/А-составляющей и деформационной стабильности остаточного аустенита.

Степень достоверности результатов исследований обеспечивается их проведением на современном исследовательском оборудовании, использованием лицензионного программного обеспечения, применением современных методов анализа структуры и свойств изученных материалов, статистической обработкой полученных данных.

Личный вклад автора состоит в постановке цели и задач исследования, проведении анализа литературных источников, разработке концептуальной части, выборе методов и выполнении экспериментальных исследований, обработке и интерпретации экспериментальных данных, обобщении полученных результатов и формулировании основных выводов работы.

Апробация работы. Основные результаты и положения диссертации были доложены и обсуждены на 2-х **международных конференциях**: Современные материалы, передовые производственные технологии и оборудование для них (СМППТО – 2023) (Санкт-Петербург, 2023); Magnitogorsk Materials Week 2025 (Магнитогорск, 2025).

Представленная работа содержит результаты исследований, **удостоенных различных наград: диплом за победу** в конкурсе докладов,

представленных на научной школе «Магнитогорская неделя материалов»/Magnitogorsk Materials Week 2025 и Международной молодежной конференции; **лауреат премии** «Молодые ученые Металл-Экспо» XXXI международной промышленной выставки МЕТАЛЛ-ЭКСПО`2025.

Часть работы выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00281 и субсидии по соглашению от 25.04.2024 № 075-15-2024-562.

По теме диссертации **опубликованы 5 печатных работ** в журналах, рекомендуемых ВАК. Результаты исследований включены в материалы **монографии и учебного пособия**.

Содержание работы

Во введении обоснована актуальность, сформулированы цель и задачи исследования, представлена научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы.

Первая глава представляет собой аналитический обзор литературы, в котором последовательно рассмотрены основные требования, предъявляемые к высокопрочным трубным сталям, и способы их достижения. Показано, что определяющими факторами для обеспечения высокой пластичности и вязкости разрушения, наряду с типом и дисперсностью структуры, является объемная доля, дисперсность и фазовый состав второй структурной составляющей бейнита – М/А-составляющей.

На основе анализа литературных источников установлено, что объемная доля М/А-составляющей зависит от химического состава стали, параметров горячей деформации и охлаждения. Однако результаты опубликованных исследований зачастую носят противоречивый характер, что не позволило сделать однозначных выводов. Отдельно проанализированы возможные механизмы термической стабилизации остаточного аустенита. Показано, что классические механизмы – химическая и механическая стабилизация, размерный фактор не позволяют в полной мере описать причины его сохранения при комнатной температуре, а комплексных экспериментальных исследований по изучению термической и деформационной стабильности до настоящего времени проведено не было.

Во второй главе представлена разработка математического соотношения для прогнозирования объемной доли М/А-составляющей и результаты экспериментальных исследований по изучению влияния параметров ТМО на формирование М/А-составляющей.

Для описания влияния химического состава и параметров ТМО на объемную долю М/А-составляющей разработано математическое соотношение:

$$f_{\gamma} = (1 - f_{\alpha}^{\text{ПФ}}) \frac{C_{\gamma}^{\gamma \rightarrow \text{Б}} - C_{\alpha}^{\text{БФ}}}{C_{\gamma}^1 - C_{\alpha}^{\text{БФ}}}, \quad (1)$$

где f_{γ} – объемная доля непревращенного аустенита, сформированная по окончании бейнитного превращения, из которого при последующем охлаждении образуется М/А-составляющая; $f_{\alpha}^{\text{ПФ}}$ – объемная доля полигонального феррита, выделившегося в межкритическом диапазоне температур; $C_{\gamma}^{\gamma \rightarrow \text{Б}}$ – концентрация углерода в аустените перед началом бейнитного превращения, масс. %; $C_{\alpha}^{\text{БФ}}$ – концентрация углерода в бейнитном феррите, масс. %; C_{γ}^1 – концентрация углерода в непревращенном аустените, необходимая для его стабилизации при температуре конца бейнитного превращения, масс. %.

Соотношение (1) основано на условии баланса углерода в двухфазной системе (бейнитный феррит – непревращенный аустенит) и классических представлениях о бейнитных превращениях, согласно которым стабилизация непревращенного аустенита происходит из-за пересыщения углеродом, диффундирующим из бейнитного феррита. При этом сам бейнитный феррит неравновесен и содержит избыточную концентрацию углерода.

Для определения концентрационных параметров в (1) были предложены соответствующие выражения. Для $C_{\alpha}^{\text{БФ}}$ предложено соотношение, основанное на общих соображениях, заключающихся в том, что при образовании полиго-

нального (равновесного) феррита практически весь углерод выходит из твердого раствора феррита, а при образовании мартенсита практически весь остается. Исходя из этого, приближенная зависимость доли углерода, оставшегося в бейнитном феррите от температуры конца превращения, для упрощения расчетов принята в виде линейной зависимости (Рисунок 2). Тогда, концентрацию углерода в бейнитном феррите в зависимости

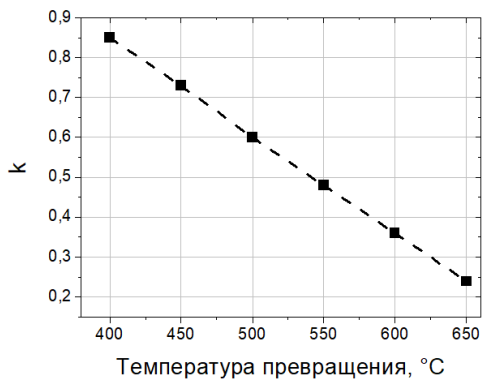


Рисунок 2 – Зависимость k от температуры конца превращения

от концентрации углерода в стали можно определить через:

$$C_{\alpha}^{\text{БФ}} = k C_{\gamma}^0, \quad (2)$$

где k – доля углерода, оставшегося в ферритной фазе, C_γ^0 – концентрация углерода в стали, масс. %.

Для определения C_γ^1 предложено соотношение, основанное на известном выражении для расчета температуры старта бейнитного превращения от концентрации легирующих элементов в стали:

$$C_\gamma^1 = k_1 \frac{830 - B_f - 90 * w_{Mn} - 37 * w_{Ni} - 70 * w_{Cr} - 83 * w_{Mo}}{270} + A, \quad (3)$$

где B_f – температура конца бейнитного превращения, °C; k_1 – поправочный коэффициент, учитывающий неоднородность распределения углерода в зависимости от размера частицы непревращенного аустенита; w_i – концентрация легирующих элементов, масс. %; A – добавка концентрации углерода, необходимая для остановки бейнитного превращения (может быть использована в качестве подгоночного параметра), масс. %.

Введение k_1 в (3) позволило учесть влияние параметров горячей деформации и ускоренного охлаждения, которые, в частности, определяет дисперсность структуры, на объемную долю М/А-составляющей. В крупнозернистой бейнитной структуре формируются массивные частицы непревращенного аустенита, распределение углерода в объеме которых имеет неоднородный характер: у границ находятся концентрационные пики углерода, тогда как в объеме его содержание ниже (Рисунок 3). В таком случае для стабилизации всей частицы требуется более высокая средняя концентрация углерода. С увеличением деформационного упрочнения, сохранившегося перед началом ускоренного охлаждения, и скорости ускоренного охлаждения повышается дисперсность структуры и М/А-частиц. Дисперсные частицы непревращенного аустенита, как отмечается в литературных источниках, могут оставаться стабильными при более низких концентрациях углерода, а профиль его распределения имеет более однородный характер (Рисунок 3).

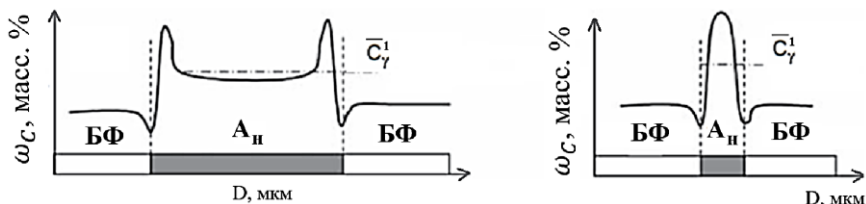


Рисунок 3 – Схема распределения углерода в непревращенном аустените (А_{II}): ω_C – концентрация углерода, масс. %; БФ – бейнитный феррит

Исходя из вышесказанного, для k_1 предложено следующее выражение:

$$k_1 = \frac{D_{\text{HA}}}{D_{\text{кр}}}, \quad (4)$$

где D_{HA} – фактический диаметр частицы непервращенного аустенита, м; $D_{\text{кр}}$ – диаметр частицы непервращенного аустенита, при котором распределение углерода в частице равномерно и стабилизация непервращенного аустенита достигается при выполнении (2.3) без учета k_1 (является подгоночным параметром), м.

Соотношение (1) учитывает возможность наличия в структуре полигонального (равновесного) феррита, которое приводит к повышению концентрации углерода в аустените перед началом бейнитного превращения:

$$C_{\gamma}^{\gamma \rightarrow B} = C_{\gamma}^0 + (C_{\gamma}^0 - C_{\alpha}^{\text{II}\Phi}) * k_2, \quad (5)$$

где C_{γ}^0 – содержание углерода в аустените, масс. %; $C_{\alpha}^{\text{II}\Phi}$ – содержание углерода в равновесном феррите (определяется по диаграмме состояния), масс. %; k_2 – отношение объемных долей полигонального феррита, выделившегося в межкритическом диапазоне температур, и аустенита.

Предложенные соотношения (1–5) позволили описать влияния химического состава и параметров ТМО на объемную долю М/А-составляющей. На их основе показано, что управлять ее объемной долей можно за счет: изменения концентрации легирующих элементов в стали, повышающих стабильность аустенита; изменения объемной доли полигонального феррита в структуре; управления температурным интервалом бейнитного превращения; изменения дисперсности М/А-частиц.

Для калибровки (3), проверки работоспособности (1) и предложенных методов управления объемной долей М/А-составляющей проведены экспериментальные исследования по изучению влияния параметров ТМО на формирование М/А-составляющей. Эксперименты выполнены на образцах из низкоуглеродистой микролегированной трубной стали, используемой при производстве толстолистового проката класса прочности К60 на реверсивном стане 5000 ПАО «Северсталь».

Таблица 1 – Химический состав трубной стали класса прочности К60

Массовая доля, %							
C	Mn	Si	Cu	Ni	Mo	Cr	Al
0,046	1,19	0,132	0,133	0,178	0,009	0,142	0,04
Nb	V	Ti	N	B	S	P	
0,013	0,0034	0,022	0,0045	0,0003	0,0012	0,01	

Для того, чтобы результаты исследований могли быть применимы в промышленных условиях, на образцах выполняли физическое моделирование горячей прокатки на установке *Gleeble-3800*. За основу был взят один из заводских режимов двухстадийной горячей прокатки, а при изменении параметров

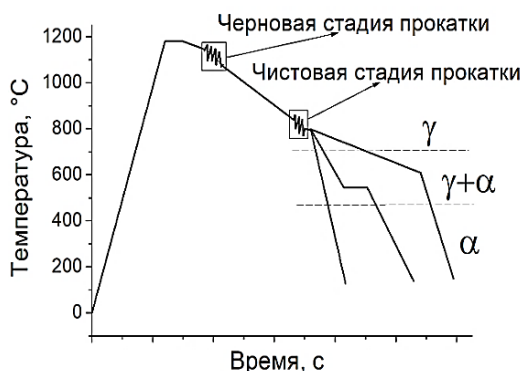


Рисунок 4 – Схематичное изображение термического режима двухстадийной горячей прокатки и различных схем ускоренного контролируемого охлаждения

горячей деформации или ускоренного контролируемого охлаждения учитывали возможности производственного оборудования. При исследовании влияния параметров горячей деформации на формирование М/А-составляющей изменяли температурный диапазон чистовой прокатки. При изучении влияния параметров ускоренного контролируемого охлаждения изменяли скорость охлаждения, температуру начала охлаждения, темпера-

туру и время паузы при реализации прерывистого охлаждения (Рисунок 4).

Для определения деформационного упрочнения, сохранившегося перед началом ускоренного охлаждения, использовали программу *AusEvolPro*. Для изучения кинетики распада горячедеформированного аустенита при ускоренном контролируемом охлаждении строили термокинетические диаграммы распада аустенита. Исследование микроструктуры материала образцов выполняли после травления в растворе HNO_3 , для выявления М/А-составляющей использовали реактив Клемма. Металлографические исследования выполнены с использованием оптического микроскопа *Leica DMI 5000*. Для определения объемной доли и среднего размера М/А-частиц использовали анализатор изображений структуры *ThixometPro*. Электронно-микроскопическое изучение микроструктуры материала образцов после травления также проводили на сканирующем электронном микроскопе *Mira-3 (TESCAN)* в режиме регистрации вторичных электронов (SE). Для определения содержания остаточного аустенита использовали рентгенофазовый анализ при помощи специализированного автоматического дифрактометра *GNR Arex D*.

Основные результаты исследований заключаются в следующем:

1. При реализации ускоренного охлаждения из однофазной γ -области при скоростях охлаждения 1 и 3 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ формируется смешанная структура (перлит + феррит), при этом в качестве второй структурной составляющей бейнита являются карбиды или перлит. Повышение скорости охлаждения приводит к формированию феррито-бейнитной структуры (Рисунок 5, а), а взамен карбидов образуется М/А-составляющая (Рисунок 5, б). Увеличение скорости охлаждения также приводит к повышению дисперсности М/А-частиц, что способствует увеличению их объемной доли (Рисунок 5, б).

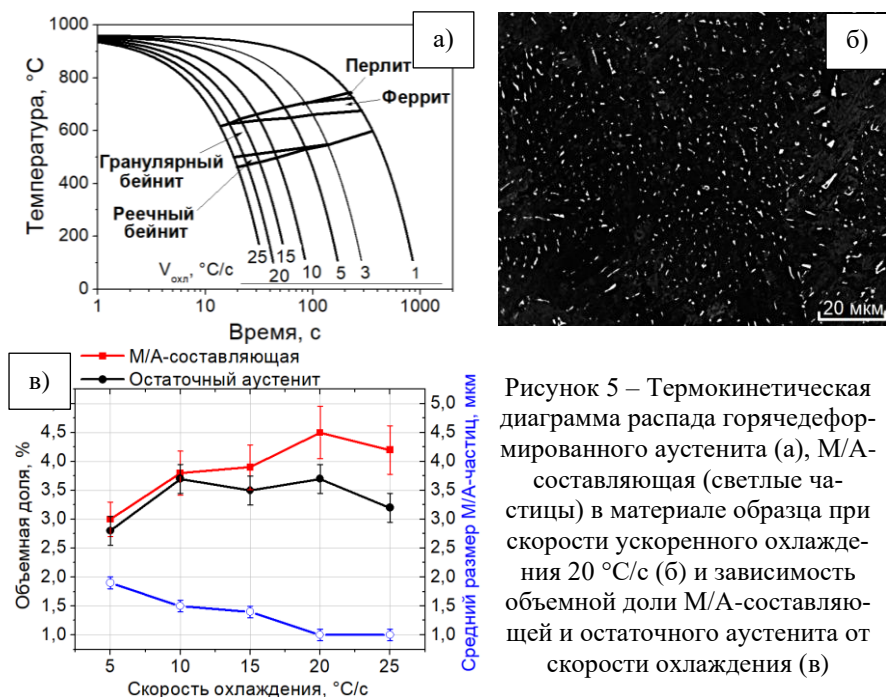


Рисунок 5 – Термокинетическая диаграмма распада горячедеформированного аустенита (а), М/А-составляющая (светлые частицы) в материале образца при скорости ускоренного охлаждения 20 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (б) и зависимость объемной доли М/А-составляющей и остаточного аустенита от скорости охлаждения (в)

2. Снижение температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{\text{н.о.}}$) из двухфазной области приводит к повышению объемной доли полигонального феррита в структуре, что в свою очередь способствует росту объемной доли М/А-составляющей (Рисунок 6, а). Повышение скорости охлаждения, как и в случае ускоренного охлаждения из однофазной области, приводит к повышению объемной доли М/А-составляющей за счет повышения дисперсности М/А-частиц.

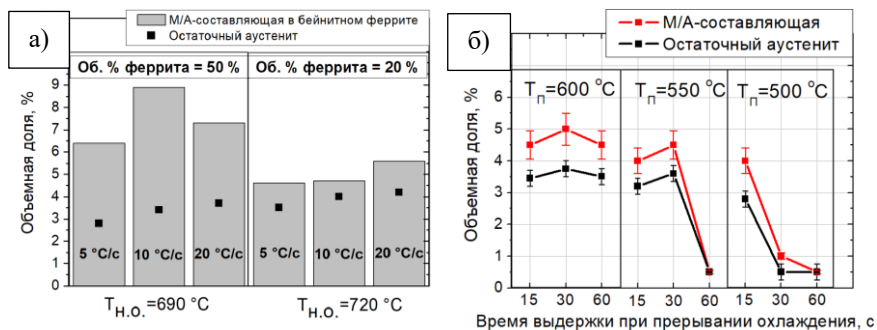


Рисунок 6 – Зависимость объемной доли М/А-составляющей и остаточного аустенита от температуры старта ускоренного охлаждения (а) и температуры и времени прерывания охлаждения (б)

3. Прерывание ускоренного охлаждения при температурах 600–550 °С и временах паузы до 30 с незначительно влияет на объемную долю М/А-составляющей (Рисунок 6, б). Однако, при увеличении времени выдержки при 550 и 500 °С объемная доля М/А-составляющей существенно снижается из-за распада непревращенного аустенита на квазиэвтектоидный перлит.

4. Снижение температурного интервала чистовой прокатки способствует увеличению деформационного упрочнения, сохранившегося к началу ускоренного охлаждения, что в свою очередь приводит к повышению дисперсности структуры и объемной доли М/А-составляющей (Рисунок 7, а).

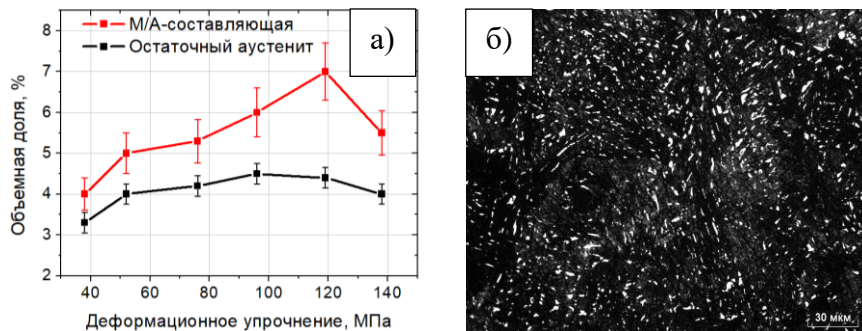


Рисунок 7 – Зависимость объемной доли М/А-составляющей и остаточного аустенита от деформационного упрочнения (а) и М/А-составляющая в материале образца при температуре последней деформации 780 °С (б)

Результаты экспериментальных исследований подтвердили сформулированные методы управления объемной долей М/А-составляющей и были использованы для калибровки и оценки работоспособности предложенных

выражений (1–5). В Таблице 2 в качестве примера представлены экспериментальные данные и результаты расчета концентрационных параметров и объемной доли М/А-частиц для серии экспериментов по изучению влияния скорости охлаждения на формирование М/А-составляющей.

Таблица 2 – Результаты расчета объемной доли М/А-составляющей

$V_{\text{охл}},$ $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	Об. доля, %		$B_f, ^{\circ}\text{C}$		$\overline{D}_{\text{МА}},$ мкм	$f_{\alpha}^{\text{ПФ}}$	$C_{\gamma}^{\gamma \rightarrow \text{Б}}$	$C_{\alpha}^{\text{БФ}}$	C_{γ}^1	$f_{\text{М/А}}^{\text{расч}}$	$f_{\text{М/А}}^{\text{эксп}}$
	Ф	РБ	ГБ	РБ			масс. %			%	
5	10	5	520	510	1,9	0,10	0,051	0,026	0,78	3,1	2,8
10	5	10	515	495	1,5	0,05	0,048	0,027	0,64	3,5	3,8
15	5	15	510	485	1,4	0,05	0,048	0,028	0,60	3,8	3,9
20	0	20	500	470	1	0,00	0,046	0,030	0,49	4,1	4,5
25	0	25	495	465	1	0,00	0,046	0,030	0,51	3,8	4,2

где $V_{\text{охл}}$ – скорость ускоренного охлаждения, °C/с; Ф – феррит; РБ – реечный бейнит; ГБ – гранулярный бейнит, $\overline{D}_{\text{МА}}$ – средний размер М/А-частиц; $f_{\text{М/А}}^{\text{расч}}$ и $f_{\text{М/А}}^{\text{эксп}}$ – рассчитанная по (1) и экспериментально определенная объемная доля М/А-составляющей, соответственно.

Сравнение результатов расчета объемной доли М/А-составляющей с экспериментальными данными для всех выполненных экспериментов показало

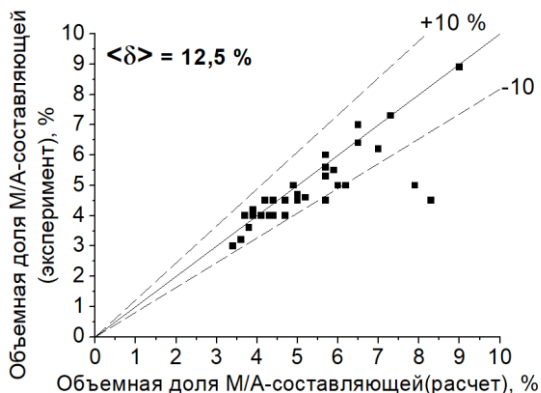


Рисунок 8 – Сравнение результатов расчета объемной доли М/А-составляющей с результатами эксперимента, δ – средняя абсолютная величина относительной погрешности

сти формирования М/А-составляющей в технологических процессах горячей прокатки и последующего ускоренного контролируемого охлаждения, а также предложены методы управления объемной долей М/А-частиц как одного из

(Рисунок 8), что предложенное соотношение (1) обеспечивает достаточно высокую точность прогнозирования $f_{\text{МА}}$ а разброс значений сравним с погрешностью измерения. Это, в свою очередь, свидетельствует о корректности сформулированных положений о влиянии химического состава и параметров ТМО на формирование М/А-составляющей.

Таким образом, были определены закономерности

параметров, определяющих их влияние на механические свойства трубных сталей.

В третьей главе представлены результаты исследования термической и деформационной стабильности остаточного аустенита в составе М/А-составляющей бейнитной структуры.

Термическая и деформационная стабильность остаточного аустенита определяет фазовый состав М/А-составляющей при температуре эксплуатации и ее влияние на механические свойства трубных сталей. Мартенситное превращение (МП) остаточного аустенита при температуре старта (M_S) ниже температуры эксплуатации (T_3) обеспечивает возможность реализации TRIP-эффекта, а при $M_S > T_3$ в структуре стали присутствует мартенсит, который в ряде случаев может приводить к снижению пластичности.

Для описания термической стабильности остаточного аустенита ($A_{ост}$) использовано известное условие старта МП, основанное на условии пластичности Ишлинского, которое определяет его как деформационный сдвиговой процесс. Условие старта для МП, записанное в деформациях, имеет вид:

$$\varepsilon_{<100>}(T) - \varepsilon_{cp}(T) = \frac{2}{3} \varepsilon_{гр}(T), \quad (6)$$

где $\varepsilon_{<100>}(T)$ – относительная деформация вдоль кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$, %; ε_{cp} – средняя (гидростатическая) относительная деформация кристалла, %; $\frac{2}{3} \varepsilon_{гр}$ – пороговое значение деформации для начала МП, %.

В отличие от обычного объемного МП, для которого разработано (6), основным барьером для локального МП в дисперсных частицах $A_{ост}$ являются гидростатические сжимающие напряжения (σ_{comp}), возникающих вследствие объемного эффекта МП (Рисунок 9, а). Значение этих напряжений определяется величиной объемного эффекта (в линейном приближении $\varepsilon_{отн}^{МП}(w_C)$), зависящего от концентрации углерода в остаточном аустените:

$$\varepsilon_{отн}^{МП}(w_C) = \frac{\Delta D(w_C)}{\bar{D}_A} * 100 \%, \quad (7)$$

где $\varepsilon_{отн}^{МП}(w_C)$ – зависимость относительной деформации, обусловленной объемным эффектом МП, от концентрации углерода в остаточном аустените, %; $\Delta D(w_C)$ – увеличение среднего диаметра частицы вследствие объемного эффекта МП в зависимости от концентрации углерода в частице остаточного аустенита, м; \bar{D}_A – средний диаметр частицы остаточного аустенита, м.

При понижении температуры σ_{comp} повышаются, однако различие коэффициентов термического расширения (КТР) остаточного аустенита и ферритной фазы, $\alpha_\gamma > \alpha_\alpha$, приводит к увеличению разницы их удельных объемов (в линейном приближении ΔD_{dil} , Рисунок 9, б), что способствует компенсации сжимающих напряжений.

В этом случае условие старта МП (6) может быть записано в виде:

$$\varepsilon_i = \varepsilon_{отн}^{МП}(w_C) - \Delta\alpha_{\gamma-\alpha} * \Delta T, \quad (8)$$

где ε_i – движущая сила МП ($\varepsilon_i = \varepsilon_{<100>} - \varepsilon_{cp}$); $\Delta\alpha_{\gamma-\alpha}$ – разница КТР аустенитной и ферритной фазы, $^{\circ}\text{C}^{-1}$; ΔT – степень переохлаждения от температуры конца бейнитного превращения, $^{\circ}\text{C}$.

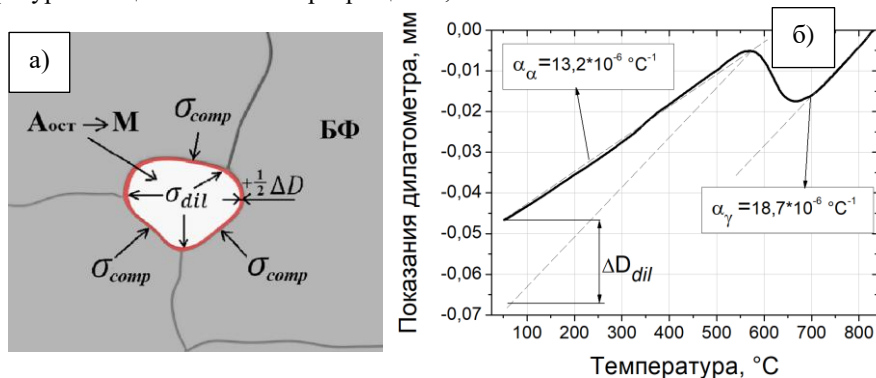


Рисунок 9 – Схема возникновения σ_{comp} при протекании локального МП (а), дилатометрическая кривая на участке охлаждения для трубной стали К60 (б)

Для определения $\varepsilon_{отн}^{МП}(w_C)$ выполнены дилатометрические исследования образцов, изготовленных из сталей с различным содержанием углерода, но со схожей схемой легирования. Измерения КТР аустенита и ферритной фазы выполнены по дилатограммам образцов, на которых выполняли физическое моделирование горячей прокатки и последующего ускоренного охлаждения на образцах из трубной стали К60 (Таблица 1).

По результатам исследований установлено, что $\Delta\alpha_{\gamma-\alpha}$ составляет $5,5 * 10^{-6} ^{\circ}\text{C}^{-1}$, а величина $\varepsilon_{отн}^{МП}$ практически линейно зависит от концентрации углерода в аустените и может быть описана в виде:

$$\varepsilon_{отн}^{МП}(w_C) = 0,6769 + 0,2876 * w_C. \quad (9)$$

На Рисунке 10 представлена расчетная зависимость температуры M_5 в частицах остаточного аустенита. Представленная на графике информация

свидетельствует о том, что температура M_S в зависимости от концентрации углерода в остаточном аустените и температуры конца бейнитного превращения может быть как выше, так и ниже комнатной температуры. Полученные данные хорошо согласуются с результатами выполненных экспериментальных работ и позволяют объяснить различную долю остаточного аустенита в составе М/А-составляющей в материале образцов, обработанных по различным режимам ТМО. Исходя из полученных результатов также показано, что добиться повышения термической стабильности $A_{ост}$ можно за счет повышения концентрации углерода в частицах остаточного аустенита и снижения температуры конца бейнитного превращения.

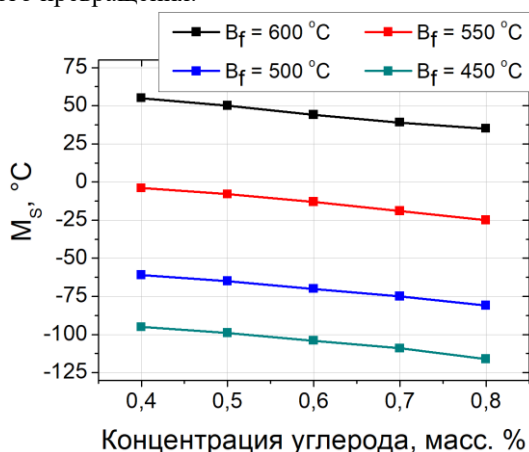


Рисунок 10 – Температура старта МП в зависимости от температуры конца бейнитного превращения и концентрации углерода в частицах остаточного аустенита

Для определения деформационной стабильности остаточного аустенита, термически стабильного при температурах ниже комнатной, использовано положение из литературных источников о том, что растягивающие напряжения повышают M_S и снижают его стабильность. Известно, что растягивающие напряжения 100 МПа повышают M_S на 18 °C, при этом величину растягивающих напряжения, необходимую для инициации МП ($\sigma_{МП}$), можно определить при помощи соотношения:

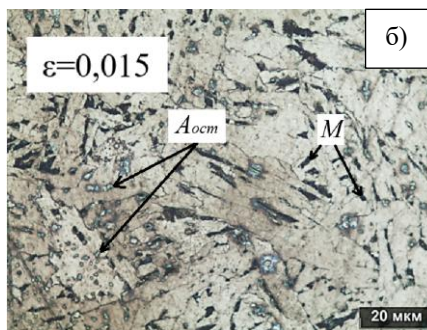
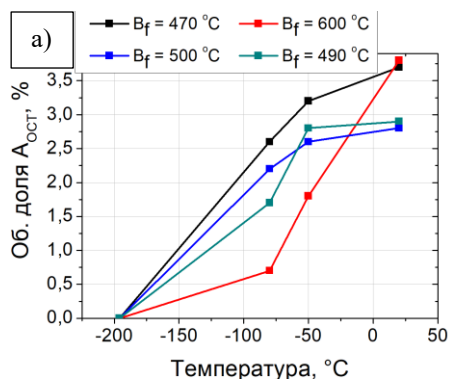
$$\sigma_{МП} = k_{МП} \times (T_{исп} - M_S), \quad (10)$$

где $k_{МП}$ – коэффициент, описывающий влияние растягивающих напряжений на повышение M_S ($k_{МП} = 5,56$ МПа / °C); $T_{исп}$ – температура испытания, °C.

По результатам выполненных расчетов определено, что МП, индуцированное деформацией, в частицах остаточного аустенита в бейнитных структурах трубных сталей класса прочности К60 преимущественно должно протекать на начальной стадии пластической деформации.

Результаты расчетов подтверждены экспериментально. Для оценки термической стабильности остаточного аустенита термомеханически обработанные образцы из трубной стали К60 (таблица 1) охлаждали до температур -50, -80, -196 °С. При исследовании деформационной стабильности обработанные по предложенным режимам образцы деформировали с различными степенями деформации при комнатной температуре. Изучение микроструктуры материала обработанных образцов проводили по методикам, приведенным ранее. Для дополнительного анализа содержания остаточного аустенита в материале образцов проводили металлографические исследования после травления в 10-ти %-ом водном растворе метабисульфита натрия.

Термическая стабильность остаточного аустенита оказалась выше в материале тех образцов, где температура конца бейнитного превращения была ≈ 500 °С (Рисунок 11, а), при этом на начальной стадии пластической деформации более половины $A_{ост}$ претерпевает индуцированное напряжением или деформацией МП (Рисунок 11, б). При увеличении степени деформации до 3 % в структуре остается $\approx 0,2\text{--}0,3$ % $A_{ост}$, а при 6 % остаточного аустенита не обнаружено (Рисунок 11, в). Следует отметить, что в ряде случаев небольшая доля остаточного аустенита оставалась стабильной и при значительных степенях деформации (Рисунок 11, г).



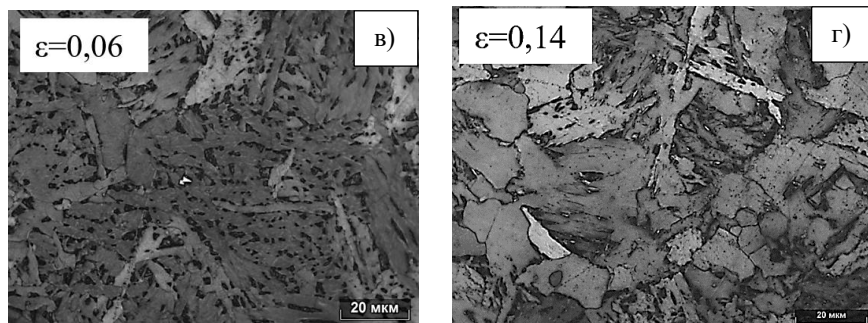


Рисунок 11 – Объемная доля остаточного аустенита в материале образцов, обработанных по различным режимам ТМО и после охлаждения до отрицательных температур (а), фотографии микроструктуры материала образцов после ТМО и холодной деформации (а–в), где белые частицы – остаточный аустенит, черные – мартенсит

Таким образом, в результате выполненных исследований показано, что термическая и деформационная стабильность остаточного аустенита определяется действием гидростатических сжимающих напряжений, которые зависят от концентрации углерода в частицах остаточного аустенита, температуры конца бейнитного превращения и разности КТР аустенита и ферритной фазы. Выполнены оценочные расчеты температуры страта МП и напряжений, инициирующих превращение, подтверждены экспериментально.

Четвертая глава диссертации посвящена исследованию влияния М/А-составляющей на пластичность материала горячекатаного листа и основного металла трубы. Решение данной задачи было выполнено с применением методов конечно-элементного моделирования, поскольку из-за низкой объемной доли и деформационной стабильности остаточного аустенита выделить вклад TRIP-эффекта от влияния основной структуры при проведении экспериментов практически невозможно.

Реологические свойства материала горячекатаного листа определяли по результатам испытаний на растяжение термомеханически обработанных образцов из трубной стали класса прочности K60 (Таблица 1), выполненных на разрывной машине Zwick/Roell Z100. Реологические модели частиц остаточного аустенита, учитывающие протекание индуцированного деформацией мартенситного превращения, использовали из литературных источников (Рисунок 12, а). При этом, на основе полученных ранее данных, рассматривали два условия инициации МП: при напряжениях ниже предела текучести ($\sigma_{МП} < \sigma_T$) и на стадии пластической деформации ($\sigma_{МП} > \sigma_T$).

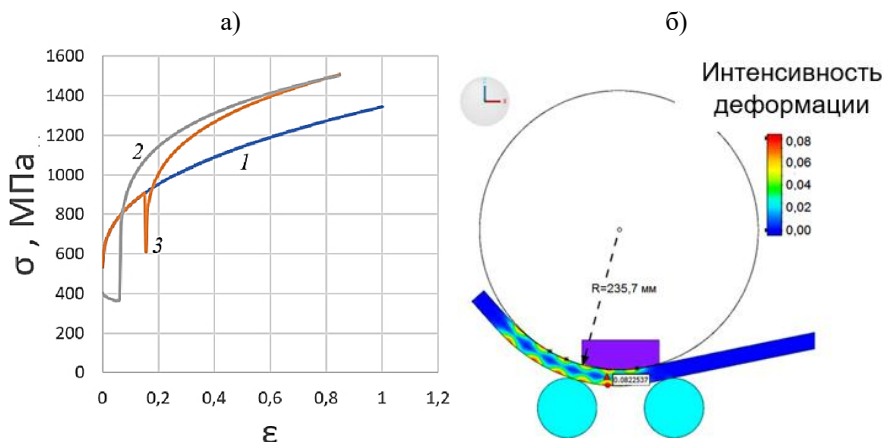


Рисунок 12 – Реологические свойства материала горячекатаного листа (1) и М/А-частиц при $\sigma_{MnS} < \sigma_T$ (2) и $\sigma_{MnS} > \sigma_T$ (3) (а) и промежуточный этап моделирования трубного передела (б)

Для определения реологических характеристик основного металла трубы проведено конечно-элементное моделирование процесса пошаговой гибки и последующего экспандирования горячекатаного листа толщиной 27 мм в трубу диаметром 530 мм с использованием программного комплекса *Simufact Forming* (Рисунок 12, б). Параметры инструмента, а также режимы гибки и экспандирования задавали в соответствии с заводской технологией.

Влияние М/А-составляющей на пластичность определяли по изменению относительного удлинения при испытаниях на растяжение образцов при различной объёмной доле М/А-составляющей и деформационной стабильности остаточного аустенита. Моделирование испытаний на растяжение было выполнено по ГОСТ 1497–84 для полнотолщинных плоских образцов с рабочей частью $l_0 = 135$ мм в компьютерной программе *Abaqus*. Внешний вид $1/4$ одной из конечно-элементных моделей, принятых при моделировании, представлен на Рисунке 13.



Рисунок 13 – Внешний вид модели образца ($1/4$) в программе *Abaqus* для моделирования испытаний на растяжение образцов из горячекатаного листа при наличии 6 % М/А-составляющей

По результатам моделирования испытаний на растяжение образцов из материала горячекатаного листа определено, что присутствие М/А-составляющей, состоящей преимущественно из остаточного аустенита, приводит к повышению относительное удлинение на 1–2 % в том случае, если мартенситное превращения происходит при напряжениях выше предела текучести. Для поперечных образцов из основного металла трубы М/А-составляющая не оказывает существенного влияния, однако в продольных образцах за счет TRIP-эффекта относительное удлинение увеличивается на 3 % даже при учете того, что практически во всем объеме металла мартенситное превращение произошло на этапе трубного передела (Рисунок 14, Таблица 3). При этом важно отметить, что при моделировании помимо пошаговой гибки листа в трубу и экспандирования, также учитывали разгиб сегмента трубы, который выполняют в промышленных условиях для изготовления образца. Это свидетельствует о том, что в материале трубы при эксплуатации трубопровода прибавка пластичности будет выше.

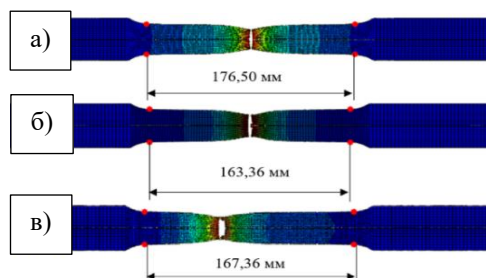


Рисунок 14 - Результаты моделирования испытаний на растяжение образцов из горячекатаного листа (а) и материала трубы без М/А-частиц (б) и их учетом (в)

Таблица 3 – Результаты конечно-элементного моделирования испытаний на растяжение образцов из основного металла трубы для продольных образцов

Место отбора образца	Объемная доля М/А-частиц, %	δ , %
Горячекатаный лист	0	30,7
Труба, продольный образец	0	21,0
	2	24,0
	6	24,0

Полученные результаты свидетельствуют, что даже при учете небольшой объемной доли остаточного аустенита и его низкой деформационной стабильности, реализация TRIP-эффекта позволяет повысить пластичность как материала горячекатаного листа, так и основного металла трубы, что фактически показывает возможность повышения надежности нефтегазовых магистралей, изготовленных из высокопрочных низкоуглеродистых трубных сталей с феррито-бейнитной и бейнитной структурой.

Общие выводы

1. На основе комплексного экспериментально-теоретического исследования с применением методов физического и математического моделирования установлены закономерности формирования М/А-составляющей в процессе термомеханической обработки в высокопрочных трубных сталях и показана возможность повышения пластичности материала горячекатанного листа и основного металла трубы за счет реализации TRIP-эффекта.

2. С использованием методов физического моделирования, а также с помощью разработанного соотношения для прогнозирования объемной доли М/А-составляющей, установлено, что объемная доля М/А-составляющей увеличивается при повышении концентрации легирующих элементов в стали, повышающих стабильность аустенита, дисперсности микроструктуры, объемной доли равновесного феррита в структуре. Уменьшение объемной доли М/А-составляющей наблюдается при снижении температуры конца бейнитного превращения и при прерывании ускоренного охлаждения в диапазоне температур, в котором концентрация углерода в частицах непревращенного аустенита становится выше паравравновесной, в результате чего непревращенный аустенит распадается с образованием квазиэвтектоидного перлита.

3. Термическая и деформационная стабильность остаточного аустенита определяется совокупностью следующих факторов: концентрацией легирующих элементов в стали, концентрацией углерода в остаточном аустените, дисперсностью М/А-частиц, механической стабилизацией, при этом определяющее значение оказывают гидростатические сжимающие напряжения, возникающих вследствие эффекта дилатации. Эти напряжения препятствуют протеканию мартенситного превращения, однако при увеличении переохлаждения от температуры конца бейнитного превращения их значение понижается вследствие разности коэффициентов термического расширения аустенита и ферритной фазы. Предложены соотношения для оценки термической и деформационной стабильности, расчеты по которым свидетельствуют, что частицы остаточного аустенита могут оставаться стабильными при отрицательных температурах, однако должны претерпевать индуцированное деформацией мартенситное превращение на начальной стадии пластической деформации, что подтверждено экспериментально.

4. С использованием методов математического моделирования установлено, что наличие в структуре высокопрочных низкоуглеродистых трубных сталей М/А-составляющей, состоящей преимущественно из остаточного аустенита, повышает пластичность как материала горячекатанного листа, так и

основного металла трубы за счет реализации TRIP-эффекта. Таким образом, индуцированное деформацией мартенситное превращение остаточного аустенита позволяет частично компенсировать потери пластичности при трубном переделе и повысить пластичность основного металла трубы.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:

1. О стабильности непревращенного аустенита в М/А-фазе бейнитной структуры низкоуглеродистой стали / Н. Г. Колбасников, С. А. Кузин, М. С. Сахаров, В. С. Тетерятников // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2021. – № 2. – С. 3–10.

2. О роли мартенситно-аустенитной составляющей бейнитной структуры в формировании свойств трубной стали. 1. Влияние параметров ТМО / Н. Г. Колбасников, С. А. Кузин, В. С. Тетерятников, Н. В. Жуков, Р. Р. Адигамов, М. С. Сахаров, М. А. Матвеев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 2. – С. 3–10.

3. О роли мартенситно-аустенитной составляющей бейнитной структуры в формировании свойств трубной стали. 2. Деформационная и термическая стабильность аустенита / Н. Г. Колбасников, С. А. Кузин, В. С. Тетерятников, Р. Р. Адигамов, М. С. Сахаров, М. А. Матвеев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 3. – С. 3–12.

4. О роли карбонитридов в формировании зерна аустенита при непрерывной горячей прокатке трубной стали / Н. Г. Колбасников, С. А. Кузин, Н. В. Жуков, В. С. Тетерятников // *Черные металлы*. – 2022. – № 9. – С. 61–69.

5. 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 / N. V. Zhukov, S. A. Kuzin, V. S. Teteryatnikov, K. A. Baraboshkin // *Key Engineering Materials*. – 2023. – Vol. 944. – P. 99–107.

Результаты исследований также включены в материалы монографии: Колбасников Н.Г. Фазовые превращения в сплавах как явление самоорганизации : монография / Н.Г. Колбасников. – СПб. : ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2024. – 327 с. и учебного пособия: Колбасников Н.Г. Физические основы пластической обработки металлов : учебное пособие / Н.Г. Колбасников. – СПб. : ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2023. – 466 с.