

На правах рукописи

УДК 669.15-194.56:621.785
ГРНТИ 53.49.05



ВИХАРЕВА ТАТЬЯНА ВИКТОРОВНА

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МАЛОМАГНИТНОЙ
СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
НА ОСНОВЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ВЫДЕЛЕНИЯ ВТОРИЧНЫХ
ФАЗ И ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

Специальность: 05.16.01 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург
2018

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени академика И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»

Научный руководитель: кандидат технических наук
Фомина Ольга Владимировна

Официальные оппоненты: доктор технических наук, доцент
Вологжанина Светлана Антониновна
кафедра инженерного проектирования
систем жизнеобеспечения
ФГАОУ НИУ ИТМО, доцент

кандидат технических наук, доцент
Зотов Олег Геннадьевич
кафедра «Технология и исследование
материалов» Института металлургии,
машиностроения и транспорта
ФГАОУ ВО СПбПУ, доцент

Ведущее предприятие: Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
образования «Санкт – Петербургский
горный университет»

Защита состоится 27 июня 2018 г. в 11.00 часов на заседании диссертационного совета Д411.006.01 при Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени академика И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» по адресу: 191015, г. Санкт – Петербург, ул. Шпалерная, д. 49.

С диссертацией можно ознакомиться в научно – технической библиотеке НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» и на сайте: <http://dissovet.cris-m-prometey.ru/ThesisDetails.aspx?id=24>

Автореферат разослан « ____ » _____ 2018 г.

Ученый секретарь диссертационного совета Д411.006.01
Заслуженный деятель науки РФ,
доктор технических наук, профессор



Малышевский В.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В настоящее время с развитием техники возрастают потребности современных отраслей промышленности в сталях, обладающих уникальным сочетанием свойств, такими, как высокая прочность, пластичность и вязкость, высокая коррозионная стойкость, низкая магнитная проницаемость. В связи с этим интерес представляет разработанная НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» совместно со специалистами ИМЕТ РАН высокопрочная азотсодержащая аустенитная сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ, которая превосходит традиционные нержавеющие аустенитные стали по прочности и коррозионной стойкости, при этом не уступает им по характеристикам пластичности. Исследуемая сталь перспективна для широкого применения в таких отраслях промышленности, как нефте-, газодобывающая и перерабатывающая, химическая и пищевая, общее и транспортное машиностроение, судостроение, медицина и т.д.

Ранее проведены опытные работы по разработке технологий создания высокопрочных коррозионностойких азотсодержащих сталей: технологии выплавки, разливки и термомеханической обработки при изготовлении листового проката толщиной свыше 20 до 70 мм, которые позволили обеспечить стабильное получение механических и технологических свойств. Следует отметить, что при общем потреблении различными отраслями промышленности плоского проката из нержавеющей стали в объеме 200–250 тысяч тонн в год, 30 % приходится на листовую прокат толщиной до 20 мм. Поэтому разработка технологии изготовления листового проката толщиной менее 20 мм из исследуемой стали является особенно актуальной.

В начале 2000-х годов было опробовано изготовление опытной партии листового проката из стали марки 04X20H6Г11M2АФБ толщиной до 20 мм. При разработке технологических режимов были регламентированы суммарная степень деформации и температурный интервал горячей прокатки, однако, при прочих равных условиях деформирования был получен широкий разброс механических свойств. При этом наблюдались как вытянутые в направлении прокатки зерна, имеющие коэффициент анизотропии 0,25–0,33, так и неоднородная структура по размеру зерна – «ожерельные» структуры. Была выявлена существенная анизотропия свойств в продольном и поперечном направлениях с коэффициентом анизотропии свойств 0,68. В листовом прокате толщиной менее 10 мм отношение предела текучести к временному сопротивлению составило не менее 0,9–0,95, указывая на низкую деформационную способность материала.

При холодной штамповке в стали с анизотропной структурой было обнаружено явление растрескивания с ориентацией трещины поперек направления прокатки, что свидетельствует об исчерпании деформационной способности материала в направлении наибольшей анизотропии. В то же время сталь, имеющая однородную мелкозернистую структуру, штамповалась без разрушения, и после операций холодной деформации сохраняла высокие показатели пластических свойств.

В связи с вышеизложенным **целью работы** является разработка технологии изготовления листового проката толщиной менее 20 мм из высокопрочной азотсодержащей стали на основе изучения формирования структуры в процессе горячей пластической деформации в зависимости от изменения термомеханических параметров и последующей термической обработки.

Для достижения цели были **поставлены и решены следующие задачи:**

- Изучить особенности формирования фазового состава азотсодержащей стали при кристаллизации и затвердевании с помощью применения термодинамического моделирования, а также исследовать структуру стали в литом состоянии;
- Исследовать эволюцию аустенита и установить закономерности структурообразования в течение многопроходной горячей деформации с различными температурно – деформационными условиями (температура, степень и скорость деформации);
- Выполнить имитационное моделирование разработанных режимов ВТМО на установке Gleeble 3800 с учетом установленных закономерностей формирования структуры;
- Адаптировать предложенные режимы ВТМО на опытно-экспериментальном стане «Кварто 800»;
- Разработать режимы термической обработки (ТО);
- Опробовать и внедрить разработанные режимы ВТМО и ТО при изготовлении листового проката толщиной менее 20 мм в промышленных условиях из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали.

Объектом исследования является высокопрочная коррозионно-стойкая азотсодержащая аустенитная сталь 04X20H6Г11М2АФБ.

Научная новизна определяется следующими результатами проведенных исследований:

1. В результате проведения термодинамического моделирования показано, что аустенитная азотсодержащая сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ кристаллизуется через δ -феррит по механизму: $Ж \rightarrow Ж+\delta-Ф \rightarrow Ж+\delta-Ф+A \rightarrow \delta-Ф+A \rightarrow A$. Установлено влияние скорости охлаждения на полноту превращения δ -феррита в аустенит и выявлено наличие его остаточного количества в осях дендритов при высокой скорости охлаждения ($50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$);

2. Установлено, что в исследуемой стали, содержащей δ -феррит, динамическая рекристаллизация в диапазоне скоростей деформации $0,1 \div 10 \text{ c}^{-1}$ и температурном интервале $950\text{-}1200 \text{ }^\circ\text{C}$ начинается при меньшем значении пороговой степени деформации, чем в чисто аустенитной;

3. Впервые установлены соотношения между критической (ϵ_c) и пороговой (ϵ_p) степенями деформации исследуемой стали, необходимыми для начала динамической рекристаллизации и составляющие $\epsilon_c = (0,44 - 0,49) \epsilon_p$;

4. Впервые показано, что в исследуемой стали процессы статической рекристаллизации при многопроходной горячей пластической деформации реализуются при достижении определенных условий: при степени деформации ϵ менее 30% температурный порог статической рекристаллизации составляет $T_{пр}$ не выше $950 - 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, при этом инкубационный период τ_0 составляет $0,9 - 1 \text{ c}$, время завершения процесса τ_p более 1000 c , что исключает ее влияние на формирование структуры в течение междеформационной паузы ($10\text{-}15 \text{ c}$);

5. Показано, что формирование однородной рекристаллизованной структуры с размером зерен $15\text{-}40 \text{ мкм}$ происходит при накоплении степени деформации не менее 40% на начальных этапах высокотемпературной термомеханической обработки за счет реализации процессов динамической рекристаллизации в ходе горячей деформации и метадинамической рекристаллизации в междеформационной паузе.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Влияние фазового состава аустенитной азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ (δ -феррита и вторичных фаз), на сопротивление деформации и развитие постдеформационных процессов структурообразования.

2. Граничные термодформационные условия реализации процессов структурообразования высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали: условия начала, развития и завершения процессов динамической, статической и метадинамической рекристаллизации в течение многопроходной горячей деформации.

3. Разработанные технологические режимы горячей прокатки и последующей термической обработки листового проката толщиной до 20 мм из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей аустенитной стали марки 04X20H6Г11М2АФБ, основанные на результатах изучения кинетики рекристаллизации и выделения вторичных фаз, позволяющие управлять формированием структуры.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Разработаны технологические режимы изготовления листового проката толщиной до 20 мм из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали, позволяющие управлять формированием структуры стали в процессе ВТМО и ТО, которые внесены в соответствующую технологическую документацию АО «ВМК «Красный Октябрь»;

2. Обеспечено в промышленных условиях стабильное получение механических свойств листового проката толщиной до 20 мм из высокопрочной азотсодержащей стали в диапазоне предела текучести от 485 до 875 МПа, при сохранении высоких пластических и вязких свойств стали, что подтверждается актом внедрения на АО «ВМК «Красный Октябрь».

Достоверность положений, выводов и рекомендаций диссертации подтверждена:

– соответствием расчетных результатов термодинамического моделирования с экспериментальными данными, большим объемом лабораторных экспериментов и проанализированных данных физического моделирования, подтвержденных промышленными экспериментами, на основании которых сделаны научные выводы и даны рекомендации по разработке оптимальных технологических режимов изготовления листового проката толщиной менее 20 мм;

– опытом внедрения результатов работы в промышленное производство при изготовлении листового проката из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей аустенитной стали на АО «ВМК «Красный Октябрь».

Личный вклад автора в получение научных результатов работы, изложенных в диссертации, заключается в:

– постановке цели работы и формулировке задач, планировании и постановке лабораторных экспериментов;

– участии в исследовании структуры слитка высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали промышленной выплавки;

- изучении влияния термомодеформационных параметров горячей пластической деформации в диапазоне скоростей $10^{-1} \div 10 \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 1200–900 °С на формирование структуры азотсодержащей стали;
- оценке влияния δ -феррита на горячую пластичность азотсодержащей стали;
- разработке режимов горячей деформации на пластометре Gleeble 3800, обработке полученных данных и исследовании микроструктуры стали в различных состояниях, позволивших установить закономерности формирования структуры в зависимости от влияния термомодеформационных параметров горячей деформации;
- участии в исследовании структуры стали методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, с использованием метода дифракции обратно отраженных электронов (EBSD - анализа);
- участии в разработке режимов ВТМО на автоматизированном прокатном комплексе стана «Кварто 800»;
- участии в разработке технологических режимов горячей прокатки в промышленных условиях АО «ВМК «Красный Октябрь» для производства листового проката в толщинах менее 20 мм.

Апробация работы. Основные положения работы были представлены и обсуждались на следующих научных конференциях: XI Конференции молодых ученых и специалистов, 20–22 июня 2012 г., ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург; IX Российской конференции молодых научных сотрудников и аспирантов, 23–26 октября 2012 г., ИМЕТ РАН, г. Москва; XII Международной конференции молодых ученых и специалистов, 17–19 июня 2013 г., ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург; V Международной конференции-школе по химической технологии, 16–20 мая 2016 г., ВолГТУ, г. Волгоград; XX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии, 26–30 сентября 2016 г., г. Екатеринбург.

Публикации. Основное содержание работы опубликовано в 11 печатных работах, из них 4 статьи в журналах, рекомендованных перечнем ВАК.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, основных выводов, списка используемой литературы из 134 наименований. Работа изложена на 221 страницах, содержит 126 рисунков и 34 таблицы.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулированы цель и задачи исследований, научная новизна и практическая значимость полученных результатов работы, отражены основные положения, выносимые на защиту, приведены сведения об апробации, публикациях, указан личный вклад автора.

Первая глава посвящена аналитическому обзору современного состояния исследований по формированию структуры аустенитных коррозионно-стойких сталей, в том числе азотсодержащих. Уделено особое внимание фазообразованию сталей при кристаллизации и затвердевании. Рассмотрены вопросы влияния термомодеформационных параметров на механизмы структурообразования при горячей пластической деформации. Показана актуальность выполнения исследований.

Во второй главе приведен химический состав высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ (таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ масс.%

Состав	С	Si	Mn + Ni	S	Cr + Mo	Nb + V	N	Эквиваленты		
								Cr _{ЭКВ}	Ni _{ЭКВ}	Cr _{ЭКВ} /Ni _{ЭКВ}
1	0,05	0,14	18,43	0,002	20,23	0,29	0,46	21,59	17,33	1,25
2	0,04	0,33	17,73	0,004	27,03	0,32	0,39	23,25	14,77	1,56

Представлены применяемые методы имитационного моделирования на исследовательском комплексе Gleeble 3800, деформационном дилатометре DIL 805A/D и автоматизированном опытном прокатном стане «Кварто 800». Приведены методы комплексного исследования микроструктуры стали после имитационного моделирования технологических режимов в лабораторных и промышленных условиях изготовления с применением оптической, просвечивающей и сканирующей микроскопии с использованием EBSD – анализа. Описаны стандартные методики определения механических свойств и коррозионной стойкости исследуемой стали.

В третьей главе приведены результаты проведения термодинамического моделирования эволюции структуры высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ при кристаллизации и затвердевании. Установлено, что все возможные составы аустенитной азотсодержащей стали в пределах марочного химического состава кристаллизуются через δ-феррит по

механизму: $\text{Ж} \rightarrow \text{Ж}+\delta\text{-Ф} \rightarrow \text{Ж}+\delta\text{-Ф}+\text{А} \rightarrow \delta\text{-Ф}+\text{А} \rightarrow \text{А}$. Для дальнейшего моделирования выбраны два крайних состава азотсодержащей стали промышленного производства с различным соотношением $\text{Cr}_{\text{экв}}/\text{Ni}_{\text{экв}}$, имеющие 2 типа структур: аустенитную и аустенито-ферритную.

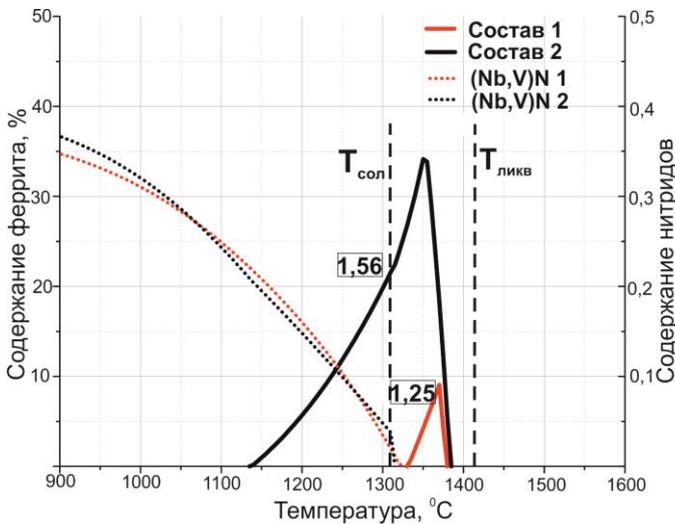


Рисунок 1 - Результаты термодинамического моделирования фазообразования при кристаллизации, затвердевании и охлаждении стали марки 04X20H6Г11M2АФБ двух промышленных составов

В составе 1 ($\text{Cr}_{\text{экв}}/\text{Ni}_{\text{экв}} = 1,25$, аустенитный), рисунок 1, наблюдается химическая неоднородность: оси дендритов обогащены ферритообразующими элементами – $\text{Cr}+\text{Mo}$ (23%), и обеднены аустенитообразующими – $\text{Ni}+\text{Mn}$ (17 %), в то время как металл междендритного пространства, наоборот, обогащен $\text{Ni}+\text{Mn}$ (21%) и обеднен $\text{Cr}+\text{Mo}$ (20,2 %) (рисунок 2 а). При увеличении скорости охлаждения из расплава стали состава 1 весь δ -феррит не успевает превратиться в аустенит,

поэтому можно наблюдать в осях дендритов некоторое его количество, имеющее скелетную морфологию (рисунок 2 б), что подтверждает полученные расчетные данные.

В стали состава 2 ($\text{Cr}_{\text{экв}}/\text{Ni}_{\text{экв}} = 1,57$) в осях дендритов наблюдается остаточный δ -феррит (~7 %) пластинчатой морфологии: оси дендритов обогащены ферритообразующими элементами – $\text{Cr}+\text{Mo}$ (27,5 %), и обеднены аустенитообразующими – $\text{Ni}+\text{Mn}$ (11,9 %), в то время как, металл междендритного пространства наоборот обогащен $\text{Ni}+\text{Mn}$ (18 %) и обеднен $\text{Cr}+\text{Mo}$ (20,2 %) (рисунок 2 в).

Поскольку в обоих случаях скорость охлаждения из расплава была одинакова, то можно сделать вывод, что на морфологию δ -феррита оказало влияние изменение соотношения $\text{Cr}_{\text{экв}}/\text{Ni}_{\text{экв}}$, которое больше у стали состава 2.

Исследования микроструктуры аустенитной азотсодержащей стали в литом состоянии позволили выявить наличие частиц различного размера и морфологии:

- крупные частицы вытянутой и кубической формы первичных высокотемпературных нитридов ниобия размером от 100 до 350 нм (рисунок 2 г) располагаются по границам и в теле зерен, труднорастворимы при последующей термической обработке и могут дополнительно охрупчивать сталь;

– мелкодисперсные частицы нитридов/карбонитридов на основе ванадия размером от 2 до 10 нм (рисунок 2 д) определены по рефлексам на электронограмме, равномерно распределены по всему объему зерна.

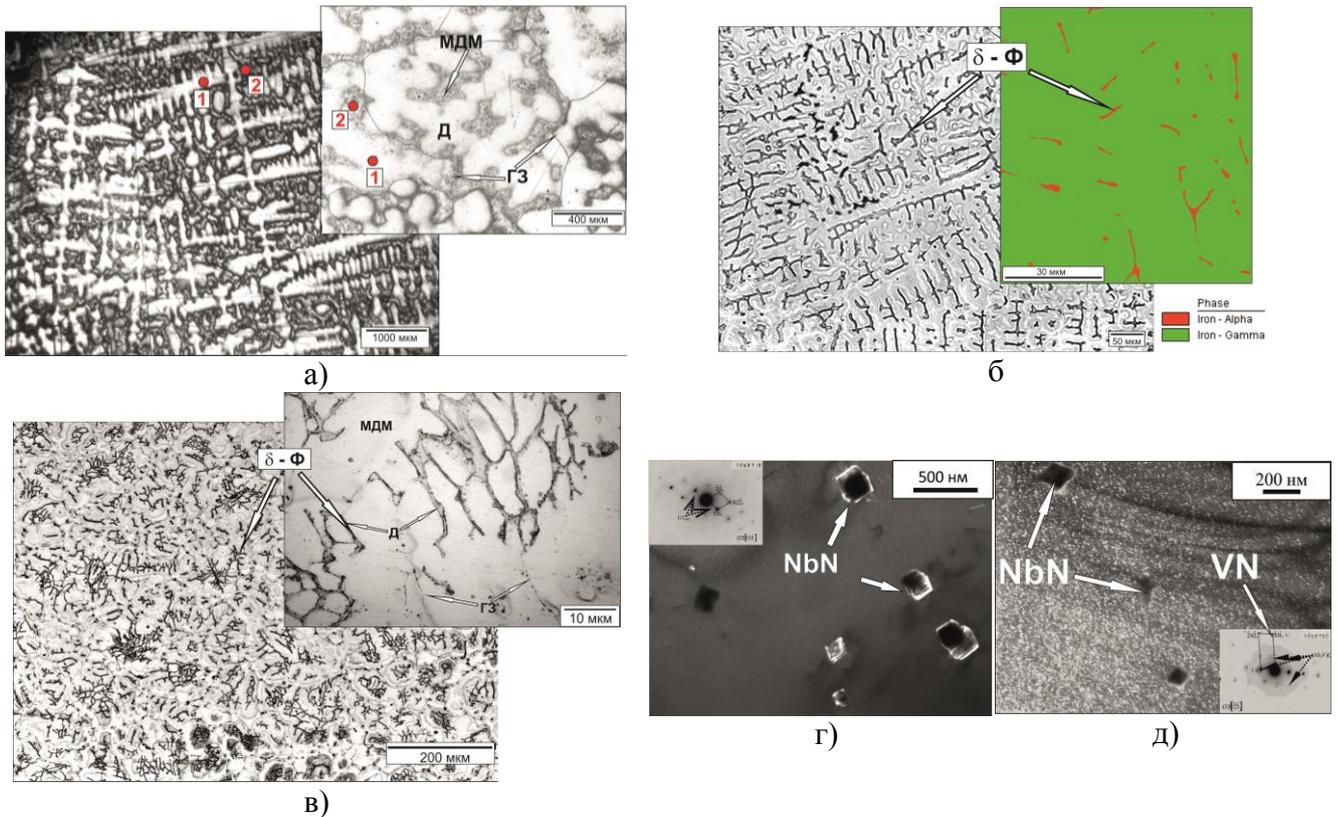
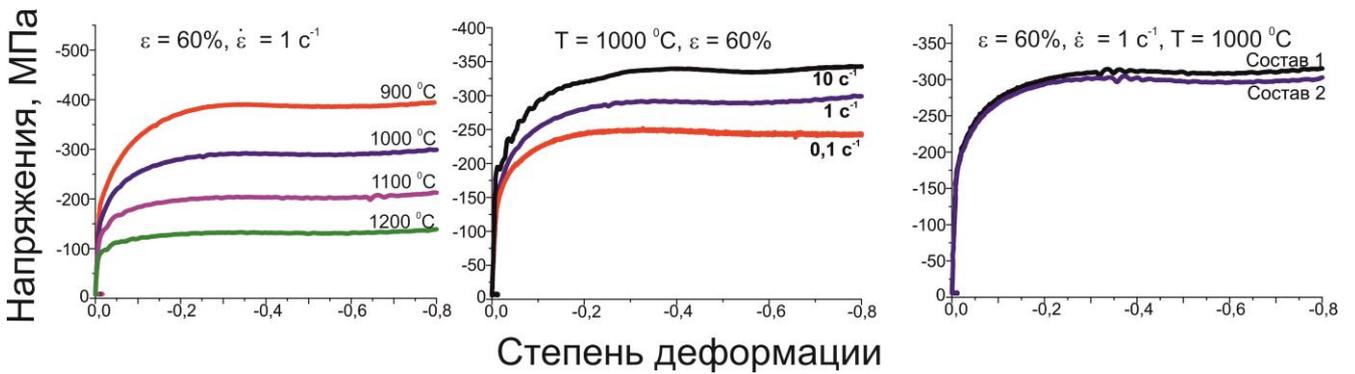


Рисунок 2 – Микроструктура азотсодержащей стали марки 04X20N6Г11М2АФ в литом состоянии: а) дендритная структура промышленного слитка состава 1 (центральная зона слитка), б) скелетная морфология δ – феррита; в) пластинчатая морфология δ – феррита; г, д) частицы вторичных фаз (нитридов)

Возможность прогнозирования изменений структуры и соотношения фаз позволит применять наиболее эффективные схемы производства стали. В настоящее время эффективным способом получения оптимальных структуры и свойств является высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Процессами, отвечающими за структурообразование аустенитных сталей, являются деформация и рекристаллизация, которые сложно зависят от параметров деформирования: температуры, степени и скорости деформации.

Одним из механизмов формирования структуры является динамическая рекристаллизация (ДР). Для определения условий ДР построены диаграммы горячей деформации сжатием при температурах 900–1200°C и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 0,1; 1; 10 \text{ с}^{-1}$. В результате анализа диаграмм деформации (рисунок 3) определены зависимости изменения максимальных («пиковых») напряжений (σ_p) и пороговой степени деформации (ϵ_p), из которых следует, что с повышением температуры и уменьшением скорости деформации напряжения «пика» монотонно сни-

жаются (рисунок 4 а, в) для сталей обоих составов. При повышении температуры деформирования также снижается пороговая степень деформации, однако, следует отметить, что при увеличении скорости деформации данная зависимость становится менее выраженной. Так, ϵ_p при скорости деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$ в интервале температур $900\text{--}1200^\circ\text{C}$ снижается с $0,46$ до $0,19$ для стали состава 1 и с $0,26$ до $0,18$ для стали состава 2. При скорости деформации 10 с^{-1} ϵ_p практически не изменяется и остается на среднем уровне $0,39$ для стали состава 1 и $0,37$ для стали состава 2 (рисунок 4 б, г).



а) в) в)
Рисунок 3 – Диаграммы горячей деформации азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11М2АФ: а) влияние температуры деформирования; б) влияние скорости деформации; в) влияние фазового состава стали

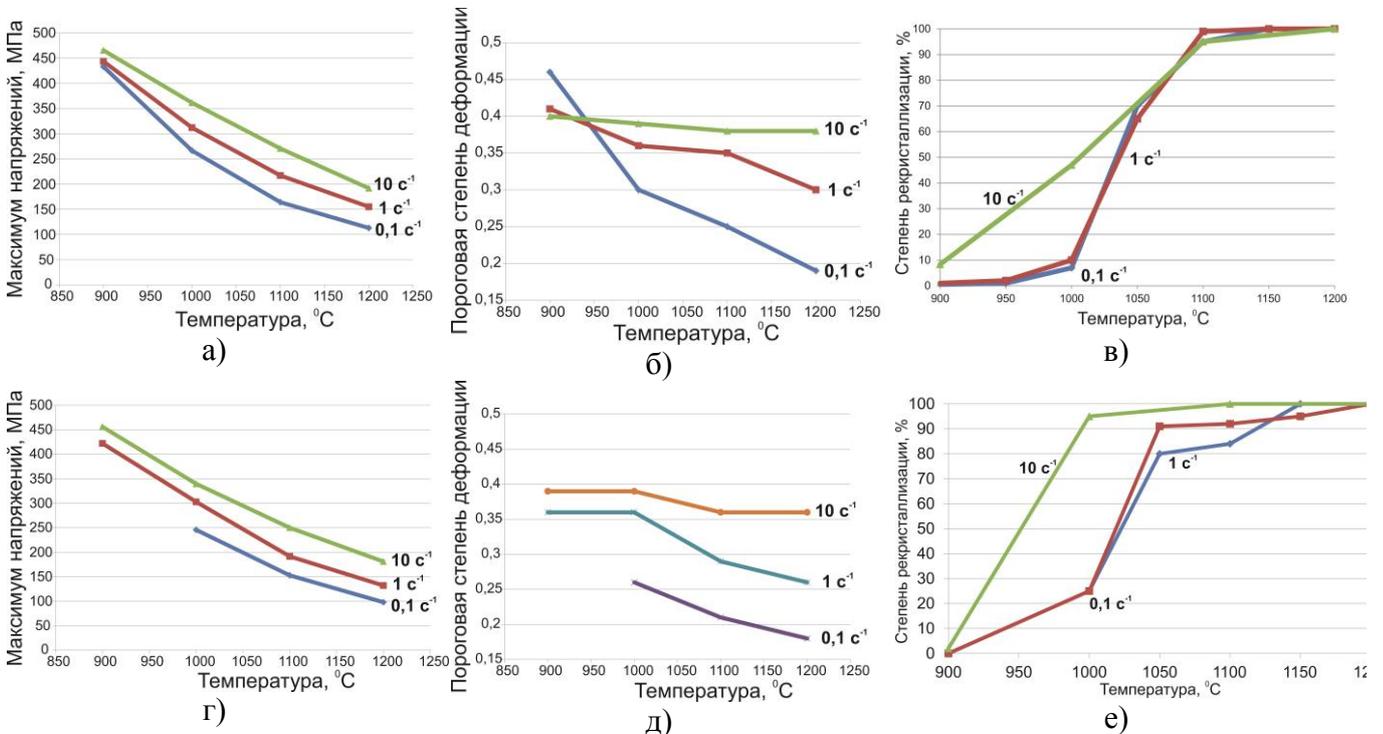


Рисунок 4 – Изменение пороговых значений напряжения течения, степени деформации и объема рекристаллизации в зависимости от скорости и температуры деформации: а, б, в) состав 1; г, д, е) состав 2

Из полученных диаграмм деформации видно, что сталь состава 2 (с δ -ферритом) упрочняется на 8 % меньше, чем сталь состава 1. Пороговые деформации, соответствующие пиковым напряжениям, для состава 2 достигаются при меньших значениях, чем для состава 1 (рисунок 3 а, 4 б, д). Наличие в стали второй фазы, δ -феррита, способствует увеличению количества центров зарождения за счет дополнительных границ раздела фаз, что позволяет сформировать больший объем рекристаллизованной структуры.

В азотсодержащей стали обоих исследуемых составов при температуре деформации 900°C наблюдается формирование развитой субструктуры в теле деформированных исходных зерен и мелких рекристаллизованных равноосных зерен с двойниками отжига размером 1–2 мкм, расположенных преимущественно в тройных стыках (рисунок 5 а, б). Объем рекристаллизованной структуры при всех скоростях деформации незначителен и при скорости деформации 10 с⁻¹ составляет менее 2%. По границам зерен, а также на линиях скольжения наблюдаются плотные цепочки частиц вторичных фаз.

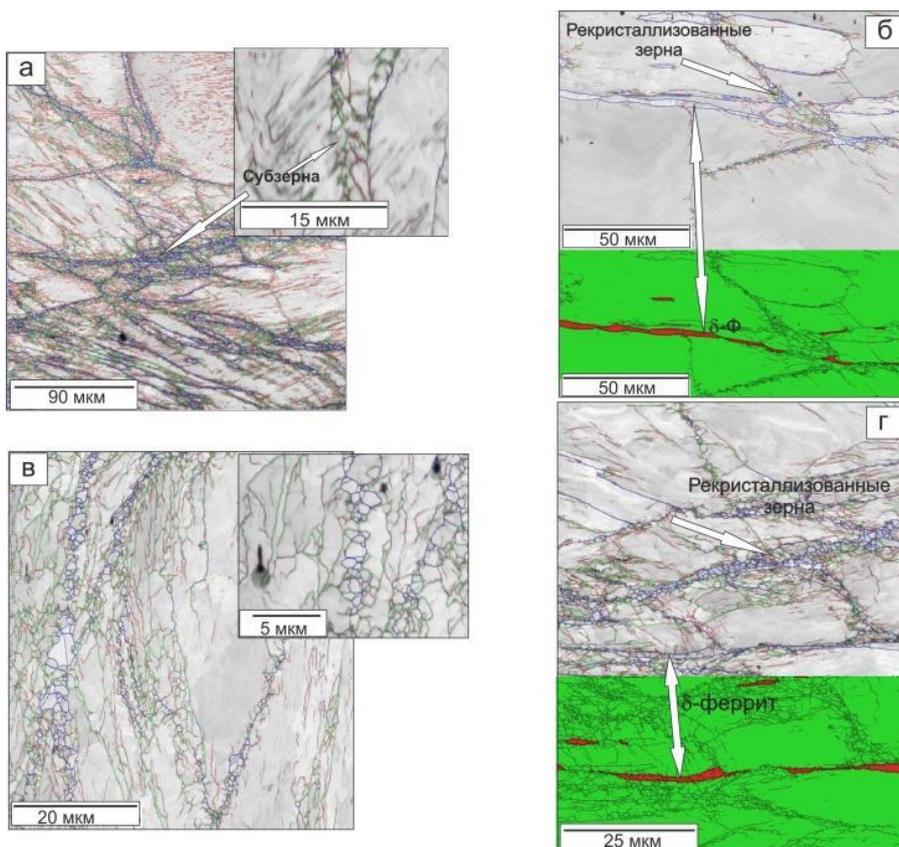


Рисунок 5 – Микроструктура стали после горячей деформации со скоростью 1 с⁻¹: а, б) 900 °С; в, г) 1000 °С; а, б) состав 1; в, г) состав 2

Повышение температуры деформации до 1000°C приводит к увеличению рекристаллизованной составляющей до 10% при скоростях деформации 0,1 и 1 с⁻¹, при 10 с⁻¹ – 45% для состава 1 и 95% для состава 2 (рисунок 4).

Следует отметить, что в структуре наблюдается рекристаллизация только аустенита, в δ -феррите формируется субзеренная структура с разориентировками внутренних границ до 15° (рисунок 5 г).

Дальнейшее повышение температуры деформации до 1100–1200°C приводит к формированию полностью

рекристаллизованной структуры аустенита, при этом в стали состава 2 морфология δ – феррита не изменяется.

Известно, что динамическая рекристаллизация (ДР) начинается по достижении критической степени деформации ϵ_c , которая меньше пороговой ϵ_p . Если ϵ_p можно определить по «пику» на диаграмме деформации, ϵ_c можно только вычислить путем обработки экспериментальных данных.

В результате проведенных расчетов, основанных на экспериментальных данных, были определены критические степени деформации для начала ДР:

- сталь состава 1 – $\epsilon_c = 0,44\epsilon_p$;
- сталь состава 2 – $\epsilon_c = 0,49\epsilon_p$.

Поскольку целью настоящей работы является разработка технологии изготовления листового проката, поэтому ниже будет уделено внимание процессам формирования структуры при горячей деформации со скоростью 1 с^{-1} , соответствующей средней скорости при прокатке. Исследована кинетика и определены основные параметры ДР в диапазоне степеней деформации 30–60% и интервале температур 950–1100° С (рисунок 6). Установлено, что условиями начала и развития ДР является достижение пороговой степени деформации $\epsilon_p \approx 0,35$ (30%). Проведенные исследования показали, что при степени деформации 30% ДР реализуется в малом объеме, не более 15% при температуре не ниже 1100°С. При увеличении степени деформации до 40% объем рекристаллизации увеличивается до 40%, в то время как при температуре 1000°С наблюдаются начальные стадии ДР – по границам деформированных зерен располагаются цепочки рекристаллизованных зерен размером 1–2 мкм.

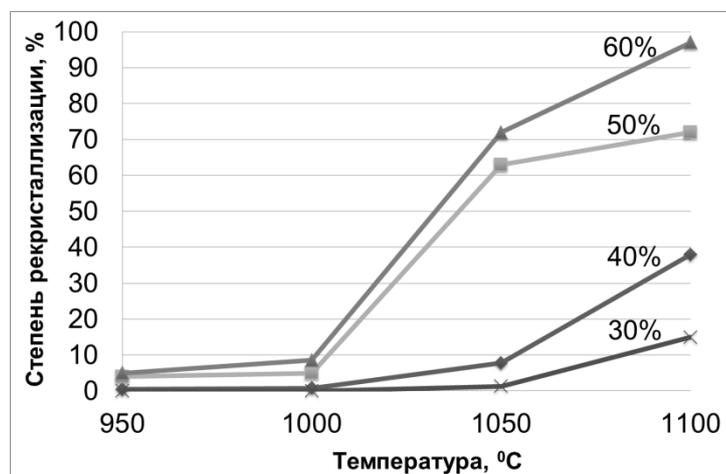


Рисунок 6 - Изменение степени рекристаллизации в зависимости от температуры и степени деформации при скорости 1 с^{-1} (состав 1)

Исходя из проведенных исследований, следует, что с увеличением степени деформации и температуры стимулируется процесс ДР.

В промышленности ВТМО представляет собой многопроходную деформацию в условиях изменяющихся температур, и в зависимости от энерго-силовых параметров промышленного оборудо-

вания, прокатного стана, один проход осуществляется со степенью деформации

не более 20–25%. Для начала и развития ДР при скорости деформации 1 с^{-1} необходимо достичь степени деформации более 30%, что требует в промышленных условиях накопления деформации за несколько проходов, поэтому важную роль в структурообразовании будут играть процессы, проходящие в междеформационных паузах. Одним из таких механизмов, может быть статическая рекристаллизация (СР). Проведены исследования для определения параметров СР после степеней деформации 10–30% по методу релаксации напряжений. Анализ кривых релаксации (рисунок 7) показал, что чем ниже степень деформации, тем выше температура начала рекристаллизации, также увеличивается и время инкубационного периода.

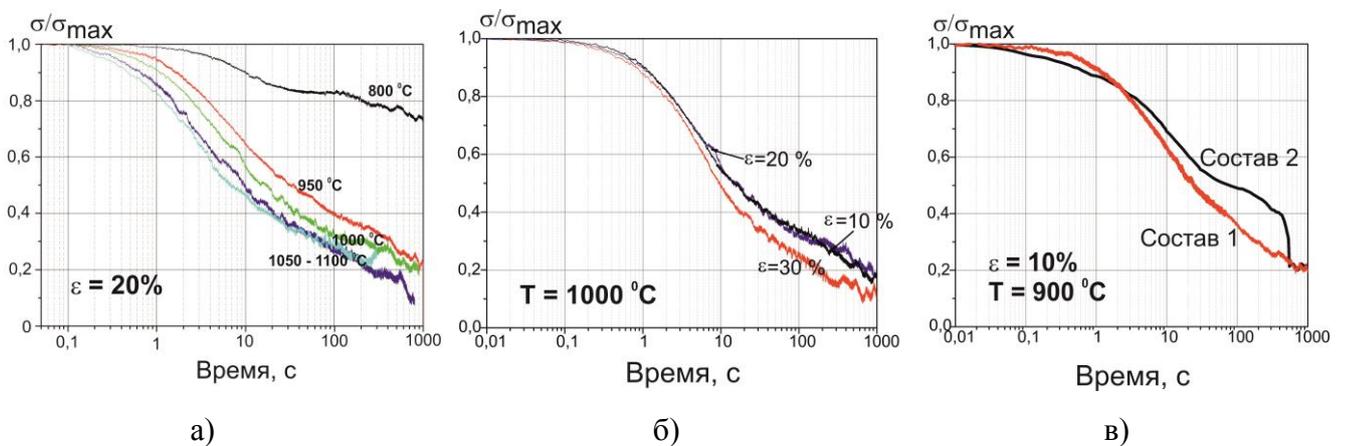


Рисунок 7 - Графики релаксации напряжения азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ после деформации: а) влияние температуры; б) влияние степени деформации; в) влияние δ -феррита

Исследования микроструктуры методом анализа картин дифракции обратно отраженных электронов (EBSD-анализ) позволили установить по наличию зародышей рекристаллизации размером до 5 мкм на границах исходных зерен, что СР начинается при температуре 950°C после деформации со степенью более 20%.

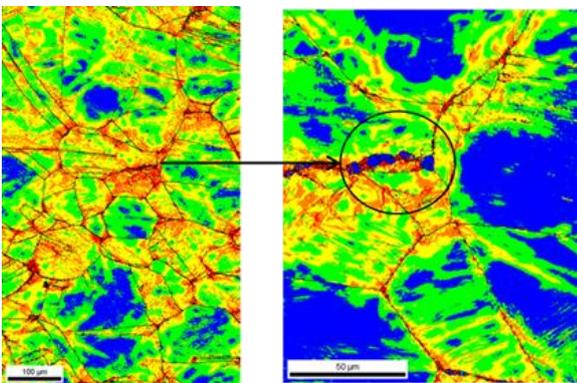


Рисунок 8 - Результаты EBSD – анализа структуры стали состава 1 (Карта кривизны кристалла (kernel average misorientation)) после деформации 20%: начало рекристаллизации

начинается при температуре 950°C после деформации со степенью более 20%.

В результате выполненных работ определены основные параметры рекристаллизации для стали марки 04X20H6Г11M2АФБ при деформации $\epsilon < 30\%$:

- температурный порог СР: $T_{п.р.} = 950\text{--}1000^\circ\text{C}$;
- инкубационный период начала СР: $\tau_0 = 0,9\text{--}1 \text{ с}$;

– время завершения процесса СР: $\tau_p \approx 1000$ с.

Кривая релаксации напряжений для стали состава 2 после изотермической выдержки при 900°C , начиная с 300 с, изменяет ход и становится более пологой, что может указывать на протекание превращения в процессе выдержки. Анализ микроструктуры показал, что при этой температуре в процессе выдержки происходит полный распад δ -феррита с образованием $\gamma + \sigma$ -фазы, также границы зерен аустенита декорированы выделениями карбидов и нитридов хрома (рисунок 9 а, б), что затрудняет осуществление процесса СР. При повышении температуры до 1000°C распада δ -феррита не происходит, снижается количество выделившихся карбидов и нитридов хрома (рисунок 9 в, г), формируется смешанная структура, состоящая из равноосных зерен аустенита в объеме 10% по границам исходных деформированных зерен. При этом кривые релаксации напряжений имеют ход, аналогичный составу 1 без явно выраженных превращений (рисунок 7 б).

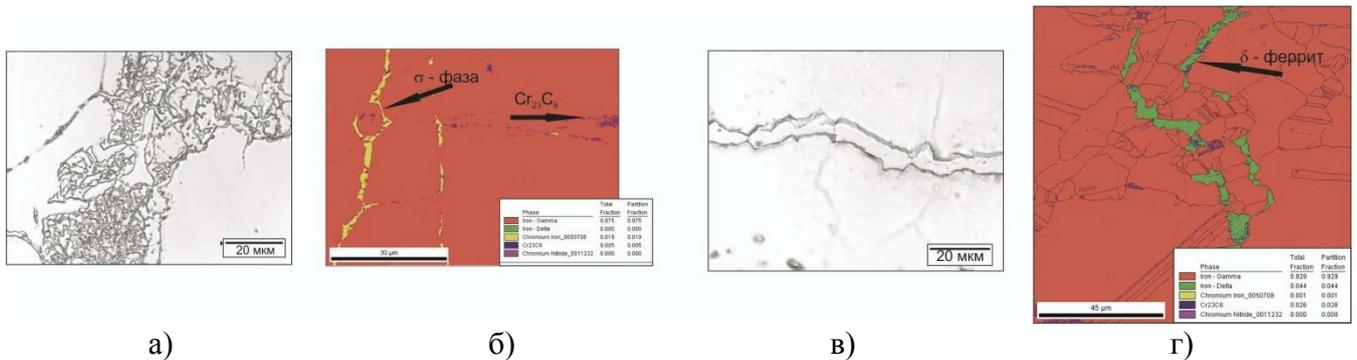


Рисунок 9 – Микроструктура стали состава 2 после деформации 20% и последующей изотермической выдержки в течение 1000 с при температуре: а, б) 900°C ; в, г) 1000°C

Существенное влияние на процессы структурообразования в сталях оказывают частицы, выделяющиеся в результате распада твердого раствора при изменении температурных и деформационных условий.

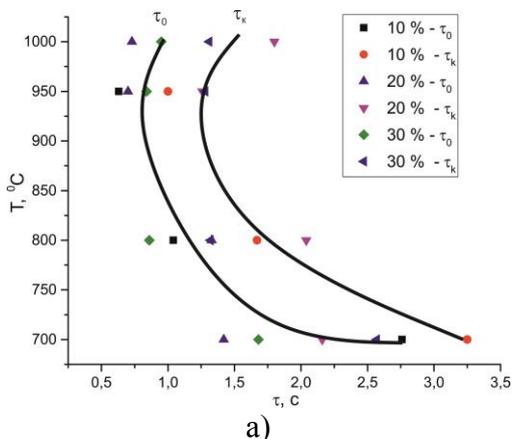


Рисунок 10 – Влияние температуры и степени деформации на кинетику выделения частиц вторичных фаз в исследуемой стали

По диаграммам релаксации напряжений для состава 1 определен временной интервал выделения вторичных фаз в процессе горячей деформации, который составляет 1–3 с (рисунок 10).

Наибольшее количество выделяющихся частиц вторичных фаз наблюдается в температурном интервале $800\text{--}950^\circ\text{C}$.

Как было сказано выше, время для начала, развития и завершения процесса СР в исследуемой стали в реализуемых термод-

формационных условиях составляет порядка 1000 с. При прокатке в промышленных условиях междеформационные паузы длятся в среднем 10–15 с, поэтому времени для завершения процесса СР не хватает. Следующим механизмом структурообразования, реализующаяся в междеформационных паузах, является метадинамическая рекристаллизация (МДР), для которой необходимо образование зародышей при ДР.

Исследование структуры стали после однократного деформирования сжатием с относительной степенью деформации 40% в интервале 1100–1050°С показало, что реализуется процесс ДР в объеме 40%, а после снятия нагрузки начинается процесс МДР без инкубационного периода и полностью завершается в течение 15 с. В результате сформировалась равномерная рекристаллизованная структура с размером зерна 25–40 мкм.

В промышленных условиях однократные деформации не превосходят 25%, поэтому учитывая возможности промышленного производства, выбраны режимы для исследования накопления необходимой деформации 40% на начальных этапах прокатки.

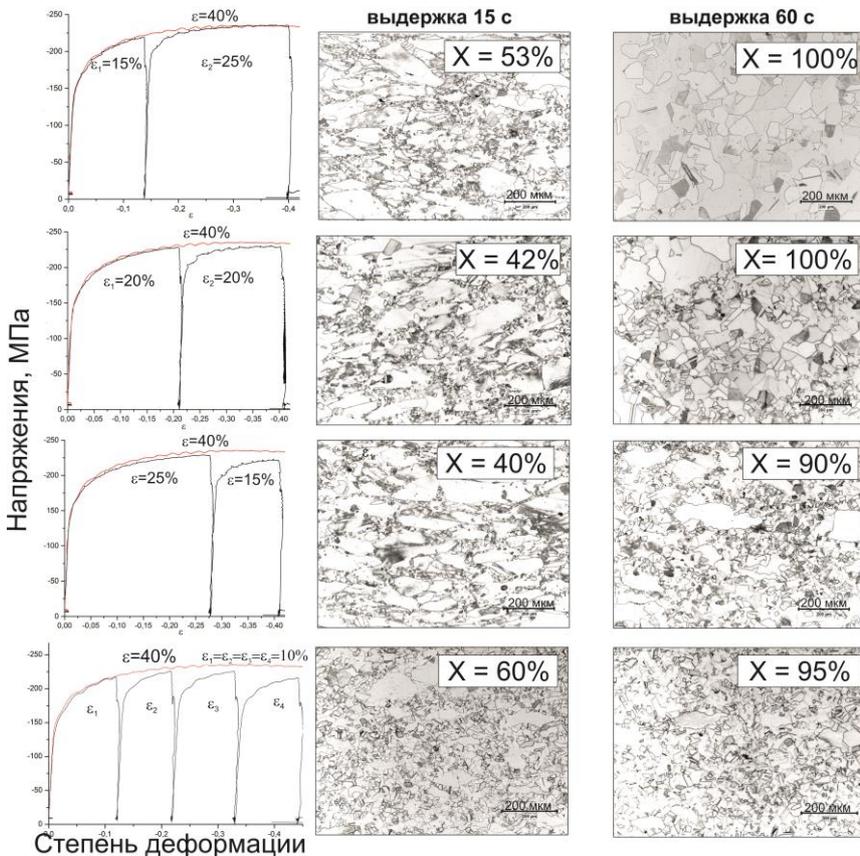


Рисунок 11 - Микроструктура стали после изотермической выдержки

Проведенное имитационное моделирование горячей деформации аустенитной азотсодержащей стали при средней температуре 1080°С со скоростью деформации 1 с⁻¹ позволило установить, что:

— в зависимости от схемы деформирования ДР проходит с различной степенью, что приводит к разной интенсивности прохождения процессов МДР и СР при последующей выдержке. В течение изотермической выдержки 60 с

рекристаллизация проходит практически (90–100%) в полном объеме после всех реализованных режимов деформации (рисунок 11);

– наиболее полно ДР и МДР реализуется после двукратной деформации по режимам: 15–25% и четырехкратной по 10% за проход.

Таким образом, для формирования однородной мелкозернистой структуры необходимо создать условия для реализации процессов ДР в ходе горячей деформации и МДР в междеформационных паузах.

В четвертой главе представлены результаты апробации разработанных режимов многопроходной горячей пластической деформации на основании установленных закономерностей формирования равномерной мелкозернистой структуры в условиях опытно-экспериментального стана «Кварто 800».

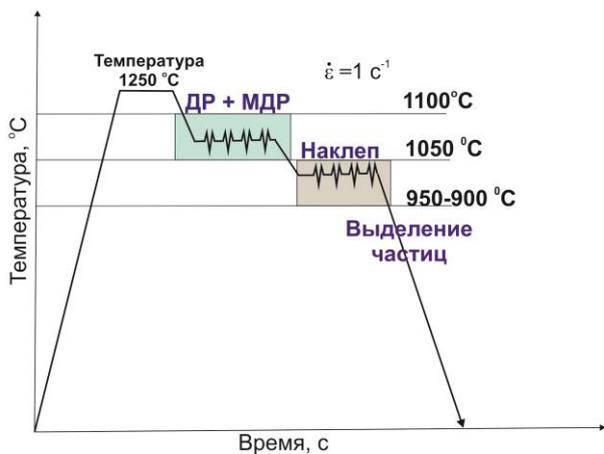


Рисунок 12 – Схема горячей прокатки азотсодержащей стали для автоматизированной установки стан «Кварто - 800»

На основании анализа результатов проведенных исследований предложена принципиальная схема многопроходной горячей прокатки (рисунок 12), позволяющая получать равномерную мелкозернистую структуру по сечению листа. На начальных этапах ВТМО в температурном интервале 1050–1100°C необходимо накопить суммарную степень деформации более 40% для осуществления процессов ДР при горячей деформации и

МДР в междеформационных паузах. Снижение температуры деформации на последних проходах должно приводить к деформационному упрочнению и получению заданных свойств листового проката. При этом, температура последних проходов не должна быть ниже 950–900°C во избежание интенсивного выделения частиц вторичных фаз по границам зерен. Для снижения градиента температуры по сечению листа необходимо увеличить исходную толщину подката, что будет способствовать на начальных этапах прокатки наиболее равномерной реализации процессов ДР и МДР и обеспечит суммарную степень деформации 65–75%.

В результате проведения горячей прокатки по предложенной принципиальной схеме получен листовой прокат из стали состава 1 с равномерной мелкозернистой структурой по сечению (рисунок 13).

Листовой прокат толщиной 10 мм был изготовлен из заготовки с исходной толщиной 30 мм (прокат 10-1). Структура (рисунок 13 а) состоит из крупных деформированных зерен, ориентированных в направлении прокатки (размером в направлении деформации до 600 мкм) и окруженных мелкими, также деформиро-

ванными зернами размером 25–50 мкм, по границам и в теле зерен наблюдаются выделения вторичных фаз (рисунок 13 а). Результаты EBSD–анализа показали высокую степень наклепа, сохраненного после окончания горячей деформации, что подтверждается результатами испытаний механических свойств: $\sigma_{0,2} = 966$ МПа, $\sigma_B = 1080$ МПа, – при этом характеристики пластичности и вязкости материала остаются на достаточно высоком уровне: $\delta_{равн} = 15\%$, $\delta = 30\%$, $KCV^{+20} = 138$ Дж/см².

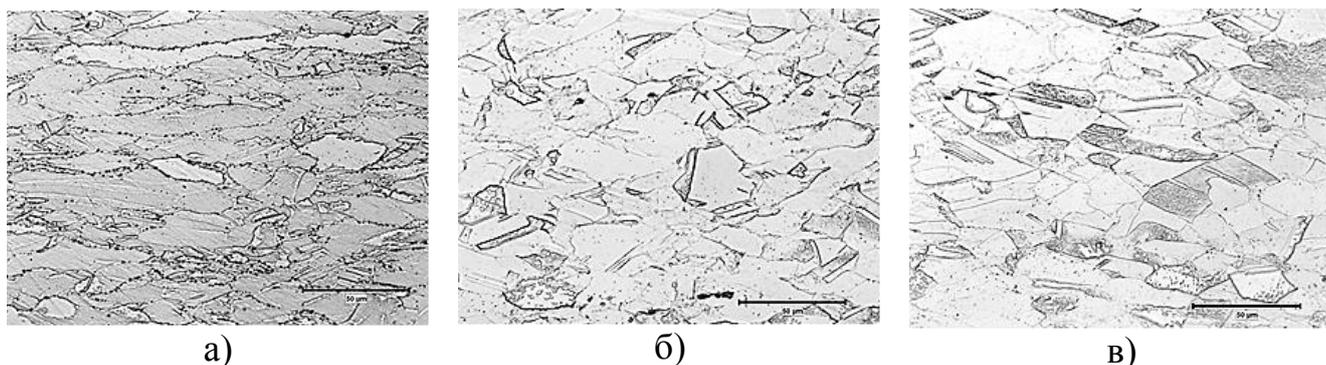


Рисунок 13 – Микроструктура листового проката: а) 10-1; б) 15-1; в) 15-2

Анализ микроструктуры и полученных свойств показывает, что основным механизмом, контролирующим структурообразование, в данном случае является ДР. При этом следует учесть, что на первых этапах прокатки температура снизилась на $\sim 80^\circ\text{C}$ (с 1026 до 945°C) по поверхности, в то время как на последних проходах снижение составило более 100°C (до 800°C), что позволило наследовать структуру горячего наклепа, т.к. при этой температуре процессы рекристаллизации существенно замедленны.

Листовой прокат толщиной 15 мм получен из заготовок толщиной 45 (прокат 15-1) и 60 мм (прокат 15-2). В листе 15-1 сформировалась структура со средним размером зерен 15–30 мкм, равномерно распределенных по сечению и имеющих некоторую ориентированность в направлении прокатки (рисунок 13 б). В теле зерен наблюдаются выделения вторичных фаз. Карта кривизны кристалла (EBSD – анализ) показывает, что наименьшая искаженность решетки в теле зерна, а по границам наблюдается сосредоточение напряжений. Формирование такого рода структуры подтверждает реализацию процессов ДР и МДР в междеформационных паузах, осуществляющихся на первых этапах деформирования. На последних проходах происходит наклеп, которого достаточно только для реализации процессов возврата, что позволяет получать высокий уровень прочностных характеристик: $\sigma_{0,2} = 820$ МПа, $\sigma_B = 1012$ МПа, $\delta_{равн} = 18\%$, $\delta = 36\%$, $KCV^{+20} = 163$ Дж/см².

В листовом прокате 15-2 получена равномерная по сечению структура со средним размером зерен 15–30 мкм (рисунок 13 в). Результаты EBSD – анализа показывают на бóльшую искаженность решетки в сравнении с прокатом 15-1 (рисунок 14 б), что подтверждается и более высоким уровнем механических свойств: $\sigma_{0,2} = 890$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 1070$ МПа, $\delta_{\text{равн}} = 17$ %, $\delta = 32$ %, $\text{KCV}^{+20} = 145$ Дж/см². Следует отметить, что для рассмотренных листов толщиной 15 мм в продольном и поперечном направлениях свойства отличаются незначительно и получена квази-изотропная однородная структура.

В результате проведения опытной прокатки стали состава 2 получены листы толщиной 12 мм, механические свойства, которых составили: $\sigma_{\text{в}} = 1050$ МПа, $\sigma_{0,2} = 900$ МПа, $\delta = 28$ %, $\psi = 54$ %, $\text{KCV}^{+20} = 45$ Дж/см². Формируется равномерная структура с размером зерен аустенита 30–50 мкм, также наблюдаются полосы δ -феррита, вытянутые в направлении прокатки, и трещины, образующиеся в процессе горячей деформации на границе раздела фаз – аустенита и δ -феррита. Несмотря на положительное влияние δ -феррита на формирование структуры аустенита при горячей деформации, который способствует протеканию таких процессов структурообразования, как ДР, в итоге эта фаза в количестве 7% негативно сказывается на свойствах стали, снижая ее пластичность и вязкость.

Для получения равновесной структуры, необходимой для изделий, работающих в сложных условиях, а также для снижения возникших в результате горячей деформации внутренних напряжений, особенно, на листах толщиной ниже 10 мм, необходимо проводить термическую обработку. В результате проведенных исследований установлено, что при нагреве стали до температуры 950°C происходит незначительное разупрочнение, которое выражается в снижении характеристик прочности: $\sigma_{\text{в}}$ снижается с 1050 до 995 МПа, $\sigma_{0,2}$ – с 860 до 798 МПа, что связано с осуществлением процессов возврата. При этом также происходит некоторое снижение ударной вязкости материала: KCV^{+20} с 135 до 110 Дж/см² (рисунок 14) вследствие активного выделения частиц вторичных фаз по границам зерен.

При увеличении температуры нагрева до 1000°C видимых изменений структуры не происходит, при этих температурах происходят процессы полигонизации, а также незначительного растворения частиц вторичных фаз (рисунок 14 б). При термической обработке в интервале температур 1000–1100°C происходит процесс статической рекристаллизации, количество частиц вторичных фаз уменьшается, что приводит к снижению значений механических свойств (времен-

ного сопротивления и предела текучести), повышению пластичности и вязкости стали (рисунок 14 в).

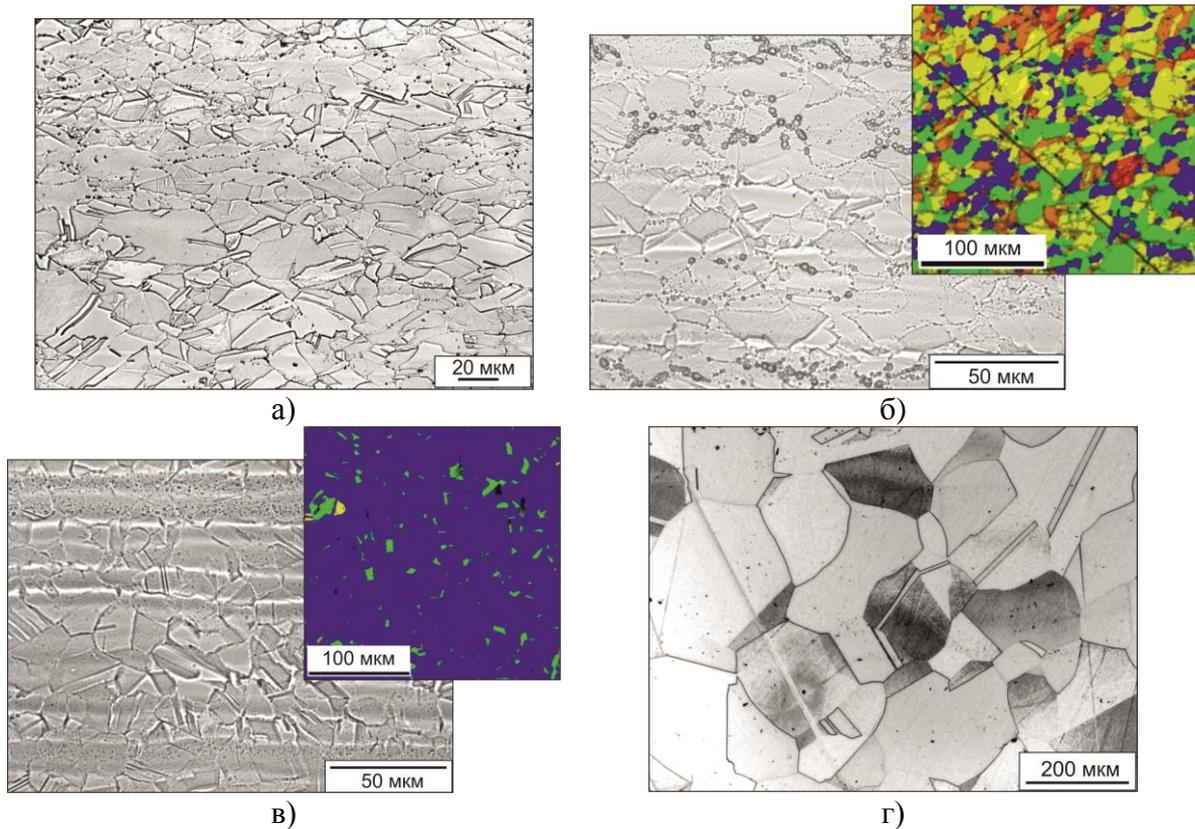


Рисунок 14 –Микроструктура листового проката: а) исходное состояние: $\sigma_{0,2} = 860$ МПа, $KCV^{+20} = 135$ Дж/см²; б–г) после термической обработки при температуре: б) 1000°С – $\sigma_{0,2} = 750$ МПа, $KCV^{+20} = 150$ Дж/см²; в) 1100°С – $\sigma_{0,2} = 630$ МПа, $KCV^{+20} = 200$ Дж/см²; г) 1200°С – $\sigma_{0,2} = 470$ МПа, $KCV^{+20} = 280$ Дж/см²

В результате проведения термической обработки образцов из стали состава 2 установлено, что при температуре 900–1000°С сохраняется исходная структура аустенита, деформированная и ориентированная в направлении прокатки (рисунок 15 а), происходит распад δ -феррита с образованием смеси ($\gamma + \sigma$) – фаз (рисунок 15 б), при этом количество δ -феррита снижается с 3,5 до 0,01%. Происходит некоторое повышение прочностных характеристик стали: σ_b – с 902 до 930 МПа; $\sigma_{0,2}$ – с 655 до 695 МПа, и снижение пластичности: δ - с 40 до 35%; ψ – с 67 до 52%.

После термической обработки при 1100–1200°С происходит рекристаллизация аустенита, зерна равноосные, в теле зерен δ -феррита наблюдаются кристаллы γ -фазы (рисунок 15 в, г). Частичный распад δ -феррита не приводит к существенному уменьшению его количества 3,7 и 3,3 %.

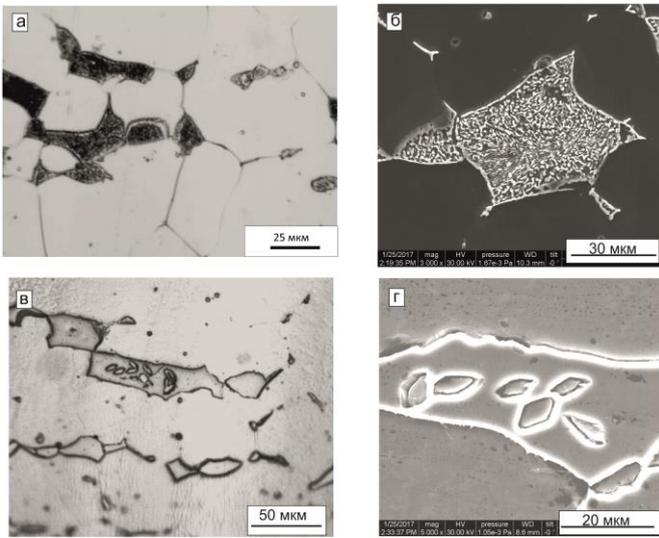


Рисунок 15 – Микроструктура азотсодержащей стали с δ – ферритом после термической обработки: а, б) 900°C; в, г) 1100°C

67 до 75%, KCV^{+20} – с 140 до 245 Дж/см².

В пятой главе приведены результаты промышленного опробования изготовления листового проката из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей стали с использованием разработанных технологических режимов. На начальной стадии прокатки, учитывая энергосиловые параметры стана, относительные значения обжатий были подобраны так, чтобы на первом этапе суммарная степень деформации достигала значений 40–45%, на последних проходах – стадии получения конечной толщины – 8–6%. Данная схема позволила сохранить высокую температуру (1100–1050°C) на начальных этапах горячей прокатки, температура конца прокатки составила 900–960°C. В результате получена равномерная по сечению листа мелкозернистая структура со средним размером зерна, соответствующим 8–9 баллу (15–30 мкм) (рисунок 16). После горячей прокатки были получены высокие значения механических свойств: среднее значение временного сопротивления 940–1080 МПа, средний предел текучести 660–890 МПа, с сохранением высоких показателей пластичности (относительное удлинение 30–40%, относительное сужение 60–65%) и вязкости: ударная вязкость – 145–102 Дж/см².

На основании проведенных исследований предложены и осуществлены режимы термической обработки для стали состава 1, позволяющие достигать различных уровней механических свойств.

При реализации режима ТО–1 (закалка с температуры 1100°C) происходит снижение характеристик прочности ($\sigma_{0,2}$ снижается с 890 до 660 МПа, σ_B – с 1080

Повышение температуры до 1250°C, в случае нагрева под прокатку, приводит к изменению морфологии δ -феррита, его количество увеличивается до 5,6%. Он также располагается строчками, но перераспределяется по границам зерен аустенита, зерна δ -феррита становятся более округлыми. При этом характеристики прочности существенно снижаются: σ_B – с 902 до 767 МПа; $\sigma_{0,2}$ – с 655 до 412 МПа, а пластичность и вязкость увеличиваются: δ – с 40 до 60%; ψ –

до 970 МПа) и повышение пластичности (δ увеличивается с 33 до 43%, ψ – с 58 до 62%) и вязкости материала с формированием равномерной по сечению листа структуры, состоящей из равноосных зерен полиэдрической формы с двойниками отжига средним размером 16 мкм (9 балл).

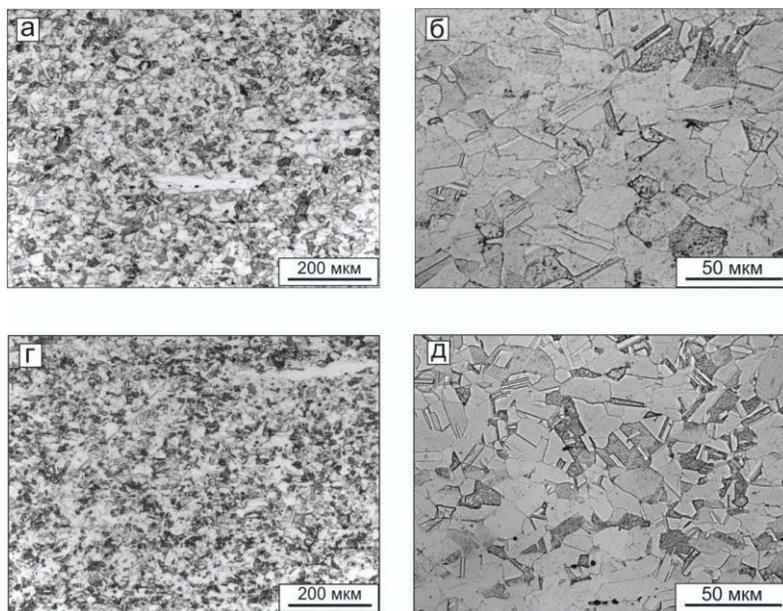


Рисунок 16 – Микроструктура листового проката из азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ после ВТМО:

а, б) толщиной 18 мм; г, д) толщиной 15 мм

Границы зерен чистые от выделений вторичных фаз, что обуславливает получение высоких значений ударной вязкости (150–182 Дж/см²). В результате проведения термической обработки по режиму ТО–2 (закалка с температуры 1200°С) происходит рост зерен, наблюдается слабая разнотернистость, формирующаяся вследствие начала собирательной рекристаллизации. Границы зерен чистые от частиц

вторичных фаз. Происходит снижение характеристик прочности ($\sigma_{0,2}$ снижается с 875 до 490 МПа, σ_b – с 1055 до 875 МПа) и повышение пластичности (δ увеличивается с 31 до 57%, ψ – с 56 до 70%). Ударная вязкость также повышается до 209 Дж/см².

Предложенные технологические режимы производства листового проката из высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ с гарантированным уровнем механических свойств внедрены в процессе промышленного изготовления стали и внесены в технологическую документацию.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. В результате проведения термодинамических расчетов установлено, что по содержанию легирующих элементов высокопрочной коррозионно-стойкой азотсодержащей аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ в рамках марочного химического состава (по соотношению $Cr_{ЭКВ}/Ni_{ЭКВ}$) можно прогнозировать содержание δ -феррита при кристаллизации, затвердевании и последующем охлаждении стали в твердом состоянии. При соотношении $Cr_{ЭКВ}/Ni_{ЭКВ} = 1,25$ (состав 1)

δ -феррит существует только в интервале температур, соответствующих ликвидусу и солидусу, тогда как при соотношении $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ} = 1,57$ (состав 2) сохраняется и ниже температуры солидус в количестве 7 % в твердом состоянии. Данные термодинамических расчетов подтверждены исследованиями литой структуры высокопрочной азотсодержащей стали.

2. В процессе кристаллизации, затвердевания и охлаждения слитка образуются частицы различного размера и морфологии:

– крупные частицы вытянутой и кубической формы первичных высокотемпературных нитридов ниобия размером от 100 до 350 нм, которые труднорастворимы при последующей термической обработке и могут дополнительно охрупчивать сталь;

– мелкодисперсные частицы нитридов/карбонитридов на основе ванадия размером от 2 до 10 нм, которые равномерно распределены по всему объему зерна.

3. В результате исследования процессов структурообразования при горячей деформации установлено, что азотсодержащая сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ, в фазовом составе имеющая δ -феррит (состав 2 с 7% δ -феррита), упрочняется на 8% меньше в сравнении с полностью аустенитным составом (состав 1). С повышением температуры и снижением скорости деформации напряжения «пика» (σ_p) монотонно снижаются для стали обоих составов. При повышении температуры деформирования также снижается пороговая степень деформации (ε_p). При увеличении скорости деформации данная зависимость становится менее выраженной, и при скорости деформации 10 с^{-1} ε_p практически не изменяется.

4. По методу релаксации напряжений определены параметры статической и метадинамической рекристаллизации. Установлено, что статическая рекристаллизация в междеформационной паузе не оказывает существенного влияния на формирование структуры стали. Формирование конечной структуры происходит за счет осуществления процессов динамической рекристаллизации в ходе горячей деформации, а также метадинамической рекристаллизации в междеформационной паузе.

5. Установлено, что деформация стимулирует процесс выделения вторичных фаз как по границам, так и в теле зерен в интервале температур 800–1000°C. По кривым релаксации напряжений определен временной интервал

выделения вторичных фаз в процессе изотермической выдержки при температуре деформирования, который составляет 1–3 с.

6. На основании установленных закономерностей формирования структуры азотсодержащей стали в процессе горячей деформации предложена принципиальная схема многопроходной горячей прокатки (для изготовления листового проката толщиной до 20 мм), позволяющая получать равномерную мелкозернистую структуру по сечению листа и заключающаяся в дробной деформации в температурном интервале 1050–1100°C, обеспечивающей накопление необходимой суммарной степени деформации (более 40%) на начальных этапах прокатки для осуществления процессов динамической и метадинамической рекристаллизации.

7. Разработанные режимы горячей пластической деформации реализованы в условиях опытно-экспериментального стана «Кварто 800» НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей». При этом установлено, что для равномерного распределения температуры по сечению листа необходимо увеличить исходную толщину заготовки, что будет способствовать на начальных этапах прокатки наиболее полной реализации процессов динамической и метадинамической рекристаллизации.

8. Установлено, что, несмотря на положительное влияние δ -феррита на формирование однородной рекристаллизованной структуры по сечению листа в процессе многопроходной горячей деформации, его содержание в количестве 7% способствует снижению ударной вязкости исследуемой стали. Во избежание проявления отрицательного эффекта δ -феррита необходимо провести дополнительные работы по корректировке химического состава азотсодержащей стали, а также исследовать влияние содержания указанной фазы менее 7% на формирование конечной структуры и свойства стали.

9. Для снижения возникших в результате горячей деформации внутренних напряжений, особенно, на листах толщиной менее 10 мм, необходимо проводить термическую обработку. В результате изучения процессов формирования структуры, происходящих при термической обработке, установлено, что:

– в температурном интервале 900–950°C происходит активное выделение, рост и коагуляция вторичных фаз типа Cr_2N , Cr_{23}C_6 , а также распад δ -феррита с образованием смеси (γ + σ -фазы);

- при температуре 1000°C происходит незначительное разупрочнение за счет реализации процесса статического возврата;

- в температурном интервале 1050–1100°C проходит процесс статической рекристаллизации, приводящий к полному снятию наклепа;
- при температуре выше 1100°C происходит рост зерна, начинается собирательная рекристаллизация.

На основании полученных результатов рекомендованы режимы термической обработки:

- для снятия внутренних остаточных напряжений термическую обработку проводить при температуре 1000-1050°C с выдержкой 1,5 мин/мм, с последующим охлаждением в воде;
- для снятия наклепа термическую обработку проводить при температуре 1200 °C с выдержкой 1,5 мин/мм, с последующим охлаждением в воде.

10. Разработаны технологические режимы изготовления листового проката толщиной до 20 мм из высокопрочной азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11М2АФБ, обеспечивающие в промышленных условиях стабильное получение однородной мелкозернистой структуры и механических свойств в широком диапазоне предела текучести от 475 до 875 МПа, при сохранении высоких пластических и вязких свойств стали.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Фомина О.В., Круглова А.А., **Вихарева Т.В.** Особенности формирования структуры азотсодержащей стали при термомеханическом воздействии и ее взаимосвязь с механическими свойствами// *Электротехнология*, 2014, №9, с. 23 – 31.
2. **Vikhareva T.V.**, Fomina O.V., Kalinin G.Y., Gribanova V.B. Study of dynamic and static recrystallization in austenitic nitrogen-containing steel during high-temperature thermomechanical treatment// *Metallurgist*, 2016, Vol. 60, Issue 3-4, pp. 281-288.
3. Орыщенко А.С., Казаков А.А., Фомина О.В., Житенев А.И., **Вихарева Т.В.** Управление природой δ-феррита в азотсодержащих хромоникельмарганцевых сталях// *Вопросы материаловедения*, 2017, № 1 (89), с. 1 – 14
4. Сагарадзе В.В., Фомина О.В., **Вихарева Т.В.**, Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А. Особенности распада дельта-феррита в азотсодержащих аустенитных сталях// *Физика металлов и материаловедение*, 2018, Т. 119, № 3, с. 296-302
5. **Вихарева Т.В.**, Фомина О.В., Калинин Г.Ю., Грибанова В.Б. Исследование динамической и статической рекристаллизации в аустенитной азотсодержащей стали в процессе ВТМО// *Металлург*, № 3, 2016, стр. 60 – 65.
6. Фомина О.В., Калинин Г.Ю., **Вихарева Т.В.**, Грибанова В.Б. Исследование формирования структуры высокопрочной азотсодержащей стали в процессе термомеха-

нической обработки// Сборник материалов и докладов XVI международной научно – технической Уральской школы – семинара металлочедов – молодых ученых «Уральская школа молодых металлочедов», 7 – 11 декабря 2015 г., г. Екатеринбург, с. 223 – 227

7. **Вихарева Т.В.**, Калинин Г.Ю., Фомина О.В., Фомин С.Е. Физическое моделирование технологических процессов изготовления высокопрочной коррозионно-стойкой стали марки 04X20H6Г11M2АФБ на установке «GLEEBLE 3800»/ Труды XI Конференции молодых ученых и специалистов, г. Санкт-Петербург, 20-22 июня 2012 г., с. 14

8. **Вихарева Т.В.**, Калинин Г.Ю., Фомина О.В., Фомин С.Е. Моделирование режимов термомеханической обработки высокопрочной коррозионно-стойкой стали марки 04X20H6Г11M2АФБ на установке «GLEEBLE 3800»/ Тезисы докладов. IX Российской конференция молодых научных сотрудников и аспирантов, г. Москва, 23-26 октября 2012 г.

9. **Вихарева Т.В.**, Калинин Г.Ю., Фомина О.В. Исследование формирования структуры азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ в процессе горячей деформации/ Тезисы докладов XII Международной конференции молодых ученых и специалистов. г. Санкт-Петербург, 17-19 июня 2013 г., с. 24

10. **Вихарева Т.В.**, Фомина О.В., Калинин Г.Ю., Петров С.Н., Зисман А.А. Исследование влияния вторичных фаз на процессы структурообразования при ВТМО и последующей термической обработке азотсодержащей стали/ В книге: V Международная конференция-школа по химической технологии сборник тезисов докладов сателлитной конференции XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 3х томах. 2016. с. 145-147.

11. **Вихарева Т.В.**, Фомина О.В., Калинин Г.Ю., Петров С.Н. Исследование кинетики выделения и распределения вторичных фаз в азотсодержащей стали при ВТМО и термической обработки/ В книге: XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии Тезисы докладов в 5 томах. Уральское отделение Российской академии наук. 2016. с. 225.