

На правах рукописи

УДК 669.15786–194.56:539.2

ГРНТИ 53.49.13



**ФОМИНА ОЛЬГА ВЛАДИМИРОВНА**

**СОЗДАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ УПРАВЛЕНИЯ  
СТРУКТУРОЙ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ  
ВЫСОКОПРОЧНОЙ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ**

Специальность: 05.16.01 – металловедение  
и термическая обработка металлов и сплавов

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Санкт-Петербург  
2018 г.

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

**Официальные оппоненты:**

**Леонтьев Леопольд Игоревич**

доктор технических наук, профессор, академик, Президиум Российской Академии наук, советник РАН

**Кудря Александр Викторович**

доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», профессор кафедры металловедения и физики прочности

**Родионова Ирина Гавриловна**

доктор технических наук, с.н.с., ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», заместитель директора Центра физической химии, материаловедения, биметаллов и специальных видов коррозии

**Ведущая организация**

АО «Научно-производственное объединение «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения»

Защита состоится 05 декабря 2018 г. в 11 ч. 00 мин. на заседании диссертационного совета Д411.006.01, созданном на базе Федерального государственного унитарного предприятия «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.crismprometey.ru/ThesisDetails.aspx?id=26>

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

Новейшие концепции развития судостроения, нефтегазодобывающей промышленности, атомной энергетики и других отраслей промышленности связаны с необходимостью создания принципиально новых конструкционных материалов для строительства перспективных судов и плавучих станций, морских ледостойких платформ для добычи газа и нефти, газозовов и средств хранения сжиженного газа, в т.ч. эксплуатирующихся в экстремальных условиях при воздействии низких температур, высоких нагрузок и агрессивных сред.

Стали с низкой магнитной проницаемостью ( $\mu \leq 1,05$  Гс/Э) востребованы, например, для морской техники, которая используется при исследовании физических полей Земли, магнитных измерениях и т.д. Кроме низкой магнитной проницаемости для повышения надежности конструкций и изделий сталь должна иметь высокую коррозионную стойкость, предел текучести листового и сортового проката от 450 до 800 МПа, поковок – 450–700 МПа при высоких показателях пластичности и ударной вязкости, в том числе и при отрицательных температурах. Для материалов, используемых в конструкциях и высоконагруженных изделиях нефтегазодобывающей промышленности, особенно в условиях Арктики, требуется высокая прочность ( $\sigma_{0,2}$  более 600 МПа), хладостойкость, высокая коррозионно-эрозионная стойкость. В связи с этим необходима замена ряда традиционных нержавеющей конструкционных сталей, обладающих пределом текучести не более 300 МПа, новыми высокопрочными материалами.

Одним из перспективных направлений разработки аустенитных сталей, удовлетворяющих высоким требованиям, предъявляемым к ответственным изделиям и конструкциям, является легирование азотом. Учеными НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ведущими специалистами ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова предложена высокопрочная азотсодержащая коррозионно-стойкая сталь марки 04X20H6Г11M2АФБ, обладающая уникальными физико-механическими свойствами.

При разработке базового состава стали марки 04X20H6Г11M2АФБ и технологии ее изготовления были проведены комплексные исследования влияния содержания различных легирующих элементов на растворимость азота и получение аустенитной структуры, предложена принципиальная технология производства стали, в лабораторных условиях изготовлено несколько опытных плавок и прокатаны листовые образцы. Однако последующие работы по освоению стали показали, что разработанный базовый состав при неблагоприятном соотношении аустенито- и ферритообразующих элементов в рамках марочного состава не гарантирует получения однофазной аустенитной структуры стали и не может стабильно обеспечить ее немагнитность. Кроме того, при задаваемых одинаковых термомеханических параметрах не удавалось стабильно получать требуемый

уровень механических свойств. Совместный анализ режимов горячей прокатки, структуры и свойств изготовленного листового проката показал отсутствие корреляции между ними.

Исследованием сталей хромоникельмарганцевой композиции легирования с азотом в течение длительного времени занимаются многие российские и зарубежные ученые – В.Г. Гаврилюк, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, В.В. Сагарадзе, Ц. Рашев, М.О. Шпайдель и другие. В результате проведенных ими теоретических и экспериментальных работ установлены общие тенденции влияния легирующих элементов на механические и эксплуатационные свойства азотсодержащих сталей, определены возможные механизмы структурообразования при горячей и холодной деформации, термической обработке. Однако многие вопросы промышленного освоения стали изучены недостаточно и требуют дальнейших исследований – кристаллизация, склонность к ликвации, процессы рекристаллизации при термомеханической и термической обработке, технологичность, свариваемость, изменение структуры и свойств стали при внешних воздействиях.

В связи с этим актуальным является создание комплекса способов управления формированием структуры азотсодержащей стали на всех стадиях ее производства – от процессов кристаллизации до термической обработки стальных полуфабрикатов, что позволит обеспечить стабильное получение аустенитной структуры и заданных физико-механических свойств стали.

Главным принципом при разработке технологии изготовления полуфабрикатов из стали является установление закономерностей влияния всех возможных варьируемых технологических параметров на процессы структурообразования на каждом этапе ее производства для получения оптимальной конечной структуры с целью последующей адаптации технологических режимов на конкретном промышленном оборудовании с учетом его технических возможностей.

Для внедрения новой стали в качестве конструкционного материала необходимо, чтобы она обладала также хорошей технологичностью при штамповке, механической обработке и сварке, позволяющей изготавливать из нее различные конструкции. Кроме того, сталь должна обладать способностью противостоять эксплуатационным внешним нагрузкам и экстремальным воздействиям, обеспечивать надежность, безопасность и высокую работоспособность изделий и конструкций различного назначения.

В связи с вышеизложенным **целью диссертационной работы** является разработка научно обоснованных принципов формирования структуры высокопрочной азотсодержащей стали Cr-Ni-Mn композиции легирования на всех стадиях изготовления металлургических полуфабрикатов, обеспечивающих получение заданных физико-механических и эксплуатационных свойств и их реализация в промышленных технологических процессах.

Для достижения указанной цели решены следующие **основные задачи**:

1. Установлены закономерности формирования структуры азотсодержащей стали в процессе кристаллизации и последующего охлаждения в зависимости

от содержания легирующих элементов и скорости охлаждения, а также ее изменение в процессе нагрева под деформацию и при горячей пластической деформации.

2. Установлено влияние параметров деформирования (температуры, степени и скорости многопроходной деформации) при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) на процессы рекристаллизации, упрочнения и образования вторичных фаз, определяющие формирование структуры стали. Исследована кинетика процессов структуро- и фазообразования, происходящих в высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали при последующей термической обработке.

3. Разработаны и внедрены технологии производства полуфабрикатов (листового проката толщиной от 4 до 45 мм, профильного проката и поковок) из высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали.

4. Разработаны технологические рекомендации по изготовлению деталей сложной формы из высокопрочной азотсодержащей стали на основе полученных закономерностей формирования структуры при различных видах холодной деформации и распределения деформации по сечению деталей.

5. Изучены особенности формирования структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений азотсодержащей стали.

6. Установлены закономерности изменения структуры высокопрочной азотсодержащей стали в зависимости от скорости, способа и параметров нагружения при эксплуатационном воздействии.

**Объектом исследования** является азотсодержащая сталь (0,45–0,55%N) аустенитного класса хромоникельмарганцевой композиции легирования, содержащая молибден, ванадий и ниобий, с пределом текучести от 450 до 1000 МПа.

Для решения поставленных задач выполнены теоретические и экспериментальные исследования, стандартные и специальные испытания с применением математического и физического моделирования, современных программных продуктов, лабораторного и производственного оборудования.

**На защиту выносятся** следующие положения:

1. Закономерности формирования структуры и распределения химической неоднородности в азотсодержащей стали в процессе кристаллизации и охлаждения в зависимости от содержания легирующих элементов и скорости охлаждения, а также в процессе последующего нагрева и выдержки под горячую деформацию.

2. Технологические способы управления структурообразованием при изготовлении полуфабрикатов из азотсодержащей стали, обеспечивающие формирование квазиизотропной структуры для стабильного получения требуемых физических и механических свойств в широком диапазоне значений.

3. Промышленные технологии изготовления полуфабрикатов различного сортамента из стали марки 04X20H6Г11M2АФБ с пределом текучести 450–1000 МПа.

4. Технологические схемы изготовления штампованных деталей различного сортамента из азотсодержащей стали на основе установленных взаимосвязей параметров и способа холодного деформирования.

5. Особенности формирования структуры и распределение концентрации основных легирующих элементов по сечению металла шва и зоны термического влияния сварных соединений азотсодержащей стали.

6. Прогнозирование изменения структуры и свойств азотсодержащей стали в зависимости от скорости, способа и параметров нагружения при эксплуатационном воздействии.

**Научная новизна** определяется следующими результатами проведенных исследований:

1. Сформулированы научно обоснованные подходы к разработке технологических процессов изготовления азотсодержащей стали, заключающиеся в управлении процессами рекристаллизации и деформационного упрочнения для формирования заданной структуры стали, за счет варьирования обжатий и температуры деформации на каждом этапе термомеханической обработки, позволяющие в рамках одного марочного состава стали 04X20H6Г11M2АФБ получать листовой прокат толщиной от 4 до 45 мм с пределом текучести от 475 до 900 МПа, профильный прокат с пределом текучести от 450 до 1000 МПа и поковки с пределом текучести от 450 до 700 МПа с гарантированными показателями пластичности, вязкости и служебными свойствами.

2. Впервые получены данные по кристаллизации аустенитной стали марки 04X20H6Г11M2АФБ и установлено граничное соотношение хромового и никелевого эквивалентов ( $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ}$ ), приводящее к изменению механизма кристаллизации стали:

– при  $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ}$  менее 1,17, кристаллизация происходит через аустенит без образования  $\delta$ -феррита, при  $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ}$  более 1,21 – через  $\delta$ -феррит;

– последующее увеличение соотношения  $Cr_{эКВ}/Ni_{эКВ}$  приводит к увеличению количества  $\delta$ -феррита, образующегося при кристаллизации, которое зависит от комплексного влияния легирующих элементов;

– повышение в стали концентрации никеля с 5 до 8% при одновременном снижении концентрации хрома с 21 до 19% приводит к повышению температуры солидус и сужению интервала кристаллизации, а также снижению количества  $\delta$ -феррита, образующегося в температурном интервале кристаллизации;

– уменьшение содержания азота с 0,45 до 0,38% не влияет на количество образующегося  $\delta$ -феррита при кристаллизации, но затрудняет его последующее превращение в аустенит.

3. Установлено, что при деформации стали марки 04X20H6Г11M2АФБ в температурном диапазоне 900–1200°C со скоростью 1 и 10 с<sup>-1</sup>, соответствующей операциям листовой или профильной прокатки, и истинной ее величины  $e=0,9$  содержание  $\delta$ -феррита в стали не влияет на температурный порог начала динамической рекристаллизации. Снижение скорости деформации до 0,1 с<sup>-1</sup>, соответствующей операцииковки, и содержание более 1%  $\delta$ -феррита в стали приводит к увеличению температуры рекристаллизации выше 900°C. Оптимальный температурный интервал указанных операций, в котором пороговая деформация

динамической рекристаллизации наименьшая ( $\epsilon=0,10-0,35$ ), составляет  $1200-1100^\circ\text{C}$ . При низкой скорости деформации  $0,1\text{c}^{-1}$  в стали в литом состоянии значение пороговой деформации меньше ( $\epsilon=0,10-0,15$ ), чем в деформированной заготовке ( $\epsilon=0,20-0,25$ ). При увеличении скорости деформации до  $10\text{c}^{-1}$  исходная структура практически не влияет на значение пороговой деформации, которая составляет  $\epsilon=0,25-0,35$ .

4. Установлены основные закономерности формирования структуры азотсодержащей стали хромоникельмарганцевой композиции легирования в зависимости от технологических параметров при многопроходной горячей деформации. Показано, что в зависимости от схемы дробного деформирования динамическая рекристаллизация проходит с различной степенью и приводит к разной интенсивности прохождения постдеформационных процессов при последующей выдержке. Чем в меньшей степени при накоплении пороговой деформации на начальном этапе (около 40% суммарной горячей деформации) происходят процессы возврата и рекристаллизации в междеформационных паузах, тем выше будет накопленная энергия, обуславливающая больший объем (до 50%) равномерной рекристаллизованной структуры с размером зерен 30–40 мкм при последующей междеформационной паузе. При этом вклад статической рекристаллизации в структурообразование незначителен.

5. Определены условия образования вторичных фаз в стали марки 04X20H6Г11M2АФБ при горячей деформации, последующей высокотемпературной выдержке и охлаждении. Показано, что при однократной деформации 60% происходит образование вторичных фаз по границам зерен, замедляющее рекристаллизацию при температуре  $950^\circ\text{C}$ . Образование дисперсных частиц (типа  $V(N,C)$ ,  $Cr_2N$ ,  $Cr_{23}C_6$ ) при постдеформационной выдержке и охлаждении происходит в температурном интервале  $1050-400^\circ\text{C}$ . Длительная (6 мин/мм) выдержка при температуре  $1200-1050^\circ\text{C}$  приводит к частичному распаду  $\delta$ -феррита. Снижение температуры выдержки до  $1000-900^\circ\text{C}$  приводит к полному прерывистому распаду  $\delta$ -феррита и образованию перлитоподобных колоний чередующихся пластин  $\gamma$ - и  $\sigma$ -фаз с примерно равным соотношением объемов.

6. Показано, что формирование рекристаллизованной структуры при листовой прокатке происходит в три этапа:

– на первом этапе горячей деформации за счет начала и развития динамической и в меньшей степени метадинамической рекристаллизации, для которых необходимо накопление деформации около 40% в интервале температур  $1150-1100^\circ\text{C}$ ;

– на втором этапе горячей деформации за счет завершения динамической и преимущественно метадинамической рекристаллизации, обусловленной дробной деформацией менее 20% в температурном интервале  $1100-1050^\circ\text{C}$ ;

– конечное формирование структуры стали на последнем этапе горячей деформации осуществляется за счет деформационного упрочнения различной интенсивности в интервале температур  $1020-850^\circ\text{C}$  в зависимости от требуемых

значений предела текучести в диапазоне 500–900 МПа, при этом на последних 2–3 проходах деформация должна быть не более 5–8% для исключения поверхностного наклепа и выделения частиц вторичных фаз.

7. Выявлено влияние динамического нагружения со скоростью  $10^3$ – $10^4$  с<sup>-1</sup> на изменение структуры азотсодержащей стали. Если подобное нагружение с пластической деформацией  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,1$  осуществляется однократно, то формируются планарные структурные элементы преимущественно в виде полос скольжения. Увеличение  $\epsilon_{\text{дин}}$  до  $\approx 0,2$  приводит к образованию мелких рекристаллизованных зерен, ячеистой субструктуры и пересекающихся двойников деформации, которые формируют фрагменты, окруженные большеугловыми границами.

При многократном динамическом нагружении с накопленной пластической деформацией  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,4$  формируется преимущественно субзеренная структура с углами разориентировки не более  $10^\circ$ .

8. Показано, что при одноосном статическом нагружении азотсодержащей стали со скоростью  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup> начало локализации деформации происходит при  $\epsilon_{\text{лок}} = \epsilon_{\text{стат}} \approx 0,3$ . В случае предварительного динамического нагружения с  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,1$ – $0,2$ :

–  $\epsilon_{\text{дин}} \leq 0,1$  существенно не влияет на значение  $\epsilon_{\text{лок}} = \epsilon_{\text{дин}} + \epsilon_{\text{стат}} \approx 0,1 + 0,22 = 0,32$ ;

–  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,2$  за счет изменения механизма деформации и последующей более интенсивной эволюции деформационной субструктуры приводит к более ранней локализации деформации  $\epsilon_{\text{лок}} = \epsilon_{\text{дин}} + \epsilon_{\text{стат}} \approx 0,2 + 0,02 \approx 0,22$ .

В отличие от значений деформации локализации  $\epsilon_{\text{лок}}$  критическая деформация при разрушении не зависит от скорости деформирования стали и составляет  $\epsilon_{\text{кр}} \approx 1,2$ .

**Достоверность положений**, выводов и рекомендаций диссертации подтверждена:

– высокой воспроизводимостью результатов исследований, а также большим объемом данных, полученных в лабораторных условиях с использованием комплекса современного высокоточного оборудования (универсального пластометра Gleeble 3800, опытного прокатного комплекса «Стан кварто 800» и др.) и верифицированных в промышленных условиях;

– применением взаимодополняющих апробированных методик исследования структуры и фазовых превращений (оптической металлографии, сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в том числе с использованием EBSD-анализа);

– согласованностью полученных результатов существующим литературным данным и преемственностью с ранее установленными другими авторами тенденциями;

– практическими результатами реализации разработанных технологических процессов изготовления стали в промышленных условиях с гарантированным обеспечением требуемых служебных свойств и заданного качества продукции.

**Практическая значимость** работы заключается в следующем:

1. Разработаны и внедрены в промышленность технологии производства:

– листового проката толщиной от 4 до 18 мм с пределом текучести от 475 до 900 МПа на стане 2000 АО «ВМК «Красный Октябрь»;

– листового проката толщиной от 20 до 45 мм с пределом текучести от 500 до 800 МПа на оборудовании стана 5000 ЛПЦ-3 ЧерМК ПАО «Северсталь» по кооперации с ООО «ОМЗ-Спецсталь»;

– профильного проката № 7–10 с пределом текучести от 450 до 1000 МПа на стане «630/420» ООО «РМ-стил».

Разработанные технологические режимы позволяют обеспечить стабильное получение заданной высокой прочности листового и профильного проката из азотсодержащей стали, при сохранении высокой пластичности и вязкости.

2. Разработаны рекомендации по оптимизации технологических схем изготовления поковок из стали марки 04X20H6Г11M2АФБ, применение которых позволит получать требуемые свойства поковок различного сортамента за счет формирования однородной рекристаллизованной структуры по сечению.

3. Разработана промышленная технология изготовления штампованных сферических и торосферических деталей для изготовления сварных конструкций, обеспечивающая за счет оптимального сочетания параметров и схемы холодной деформации формирование равномерной однородной структуры в объеме заготовки и соответствующих требуемых механических свойств стали.

4. Подтверждена высокая работоспособность азотсодержащей стали при статическом, динамическом и циклическом нагружении, позволяющая применять ее для строительства конструкций морской техники, высоконагруженных деталей буровых машин и другого оборудования.

#### **Внедрение результатов работы:**

– разработана технологическая документация и изготовлена опытно-промышленная партия листового проката толщиной 4–18 мм (акт внедрения на АО «ВМК «Красный Октябрь»);

– разработана технологическая документация и изготовлена опытно-промышленная партия листового проката толщиной 20–45 мм (акт внедрения на ООО «ОМЗ-Спецсталь» по кооперации с ЧерМК ПАО «Северсталь»);

– разработаны технологические указания и изготовлена партия профильного проката (акт внедрения на ООО «РМ-стил»);

– разработана технологическая документация на изготовление штампованных сферических и торосферических деталей из высокопрочной азотсодержащей стали и изготовлена партия штамповок для изготовления крупногабаритных сварных конструкций морской техники (акт внедрения на АО «Адмиралтейские верфи»).

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

– выборе направлений исследований, постановке научных и технологических задач, разработке методического плана работ, основанных на всестороннем анализе большого объема известных теоретических и экспериментальных данных в области создания аустенитных, в том числе азотсодержащих сталей;

- участии в обработке и анализе результатов исследований слитков промышленной выплавки; полученных результатов по физическому моделированию горячей деформации, последующего охлаждения и термической обработки;
- обработке и анализе результатов исследований по влиянию способов нагружения стали при эксплуатационных воздействиях;
- анализе и интерпретации результатов взаимосвязанного комплексного исследования структуры стали на всех этапах технологических операций;
- разработке технологических принципов управления формированием структуры на всех стадиях изготовления полуфабрикатов из азотсодержащей стали для стабильного получения требуемых физических и механических свойств на основе установленных закономерностей комплексного влияния технологических параметров на процессы структурообразования;
- участии в промышленно-экспериментальных работах по влиянию холодной деформации на свойства стали при последующих технологических операциях, анализе и обобщении полученных данных;
- участии в разработке технологических режимов и соответствующей документации, опробовании и внедрении в промышленность разработанных технологий изготовления полуфабрикатов;
- подготовке научных статей и представлении докладов, содержащих результаты исследований, на научных конференциях.

#### **Апробация работы**

Основные положения работы представлены и обсуждены на следующих научных конференциях: XIII, XIV, XVI международных научно-технических конференциях «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций», СПбГУНиПТ, г. Санкт-Петербург, 2007, 2008, 2011 гг.; X Международной конференции «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС», ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, 2008 г.; II международной конференции «Нанотехнологии и наноматериалы в металлургии» г. Москва; 2011 г.; XIX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии, г. Волгоград, 2011 г.; Всероссийской конференции «Взрыв в физическом эксперименте», г. Новосибирск, 2013 г.; 54-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», г. Екатеринбург, 2013 г.; Молодежной научно-технической конференции «Инновации молодых», г. Санкт-Петербург, 2014 г.; VIII Российской научно-технической конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», г. Екатеринбург, 2014 г.; XVI международной научно-технической Уральской школе-семинаре металлургов – молодых ученых «Уральская школа молодых металлургов», г. Екатеринбург, 2015 г.; V Международной конференции-школе по химической технологии ХТ'16, г. Волгоград, ВолГТУ, 2016 г.; XX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии, г. Екатеринбург, 2016 г.; XXIV Уральской школе металлургов-термистов

«Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», г.Магнитогорск, 2018 г.; Международной научно-практической конференции «Инновации и перспективы развития горного машиностроения и электромеханики: IPDME-2018», г. Санкт-Петербург, Горный университет, 2018 г.

**Публикации.** Основное содержание работы опубликовано в 42 печатных работах, из них 18 статей в журналах, рекомендованных в перечне ВАК, в том числе 9 публикаций, индексируемых в базе данных Scopus. Разработка подтверждена одним патентом.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, основных выводов, списка используемой литературы из 345 наименований. Работа изложена на 428 страницах, содержит 229 рисунков, 61 таблицу и одно приложение на 4 страницах, содержащее акты внедрения разработанных технологий изготовления листового и профильного проката различного сортамента, штамповок из азотсодержащей стали.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность выбранной темы исследования, сформулированы цели и задачи диссертационной работы; показана научная новизна и практическая значимость полученных результатов; сформулированы основные положения, выносимые на защиту; приведены сведения об апробации, публикациях.

**Первая глава** посвящена анализу влияния различных факторов на процессы структурообразования в аустенитных сталях, в том числе азотсодержащих, на всех этапах их производства и эксплуатации. Подробно рассмотрены возможные механизмы кристаллизации сталей и влияние химических элементов (особенно азота) на реализацию этих механизмов, а также на механические и эксплуатационные свойства сталей этого класса. Освещены вопросы формирования структуры аустенитных сталей при термомеханической и термической обработке. Отражено влияние композиций легирования аустенитных сталей на температурные интервалы реализации процессов упрочнения и разупрочнения. Обозначены проблемы, связанные с обеспечением качества сварных соединений из аустенитных сталей. Приведены существующие современные методы физического и математического моделирования технологических процессов, использованных при разработке технологий. Представлены данные по влиянию различных факторов на изменение структуры и свойств сталей в процессе статического, динамического, мало- и многоциклового нагружения конструкционных сталей. Показаны существующие проблемы внедрения стали в промышленное производство и актуальность выполнения настоящих исследований. Сформулирована постановка цели и задач работы.

**Во второй главе** указан материал для проведения исследований, а также основные методики и оборудование, примененные при выполнении комплексных исследований и испытаний: представлены методы имитационного моделирования технологических процессов на дилатометре DIL 805, универсальном пластометре

Gleeble 3800 и автоматизированном опытном прокатном комплексе «Стан кварто 800». Приведены методы комплексных исследований структуры при помощи оптической металлографии, сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в том числе современные с использованием EBSD-анализа. Представлена разработанная НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» методика проведения динамического нагружения, которая позволила получить фактические данные по изменению структуры и свойств стали в результате этого испытания. Приведены стандартные методы испытаний и исследований.

Материалом для проведения исследований являлась высокопрочная азотсодержащая коррозионно-стойкая сталь аустенитного класса, основными легирующими элементами которой являются хром, марганец, никель. Кроме того, сталь легирована азотом (0,45–0,55%), ниобием, ванадием и молибденом (Таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав азотсодержащей стали марки 04X20H6Г11M2АФБ (в соответствии с НТД), мас. %

C	S	P	Si	Mn + Ni	Cr + Mo	Nb + V	N
не более							
0,04	0,010	0,025	0,1–0,5	15,0–19,0	20,3–22,8	0,15–0,35	0,45–0,55

Опытно-промышленные плавки выполнялись в электродуговой печи емкостью 120 тн (выплавка полупродукта) с последующей внепечной обработкой на установке внепечного рафинирования и вакуумирования. Изготовление листового проката толщиной 4–18 мм осуществляли на стане 2000 ОАО «ВМК «Красный Октябрь» и толщиной 20–45 мм – на стане «5000» ЧерМК ПАО «Северсталь» с применением ускоренного охлаждения после горячей пластической деформации.

Исследования технологических свойств при изготовлении гнутых, штампованных изделий и влияния эксплуатационных нагрузок выполнены на листовом прокате толщиной 10–15 мм с пределом текучести 500–750 МПа и 20–45 мм с пределом текучести 650–760 МПа.

**Третья глава** содержит результаты исследований формирования структуры азотсодержащей стали в процессе кристаллизации и последующего охлаждения в зависимости от содержания легирующих элементов и скорости охлаждения. Определены оптимальные интервалы содержания легирующих элементов для стабилизации аустенита в твердой фазе. Показаны особенности эволюции литой структуры высокопрочной стали в процессе горячей деформации по различным термомеханическим режимам, а также влияние параметров высокотемпературной термомеханической (ВТМО) и термической (ТО) обработки на формирование структуры азотсодержащей стали.

**Исследование процессов кристаллизации.** Исследования высокоазотистой хромомарганцевой стали позволяют выделить внутри аустенитной области на диаграмме Шеффлера – Шпайделя области, в которых реализуются различные механизмы кристаллизации. На основании этих результатов для стали марки

04X20H6Г11М2АФБ при термодинамическом моделировании установлено, что в зависимости от соотношения хромового ( $Cr_{экр}$ ) и никелевого эквивалентов ( $Ni_{экр}$ ) в регламентируемом химическом составе реализуются различные механизмы кристаллизации стали (Рисунок 1). Кроме того, при среднемарочном и максимальном содержании в химическом составе стали ферритообразующих в сочетании с пониженным содержанием аустенитообразующих элементов сталь может иметь конечную аустенитно-ферритную структуру. Для уточнения механизмов кристаллизации стали проведено термодинамическое моделирование образования фаз относительно предельного содержания основных легирующих элементов, соответствующих вершинам прямоугольника (Рисунок 1).

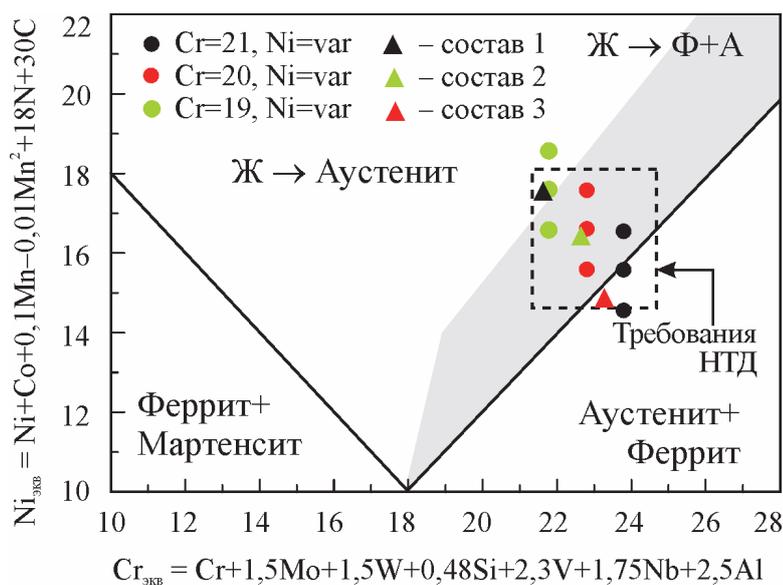


Рисунок 1 – Модифицированная диаграмма Шэффлера – Шпайделя с областью кристаллизации через  $\delta$ -феррит, с обозначенным предельным химическим составом стали марки 04X20H6Г11М2АФБ, выраженным в хромовом и никелевом эквивалентах; с нанесенными точками численного эксперимента и промышленных плавок

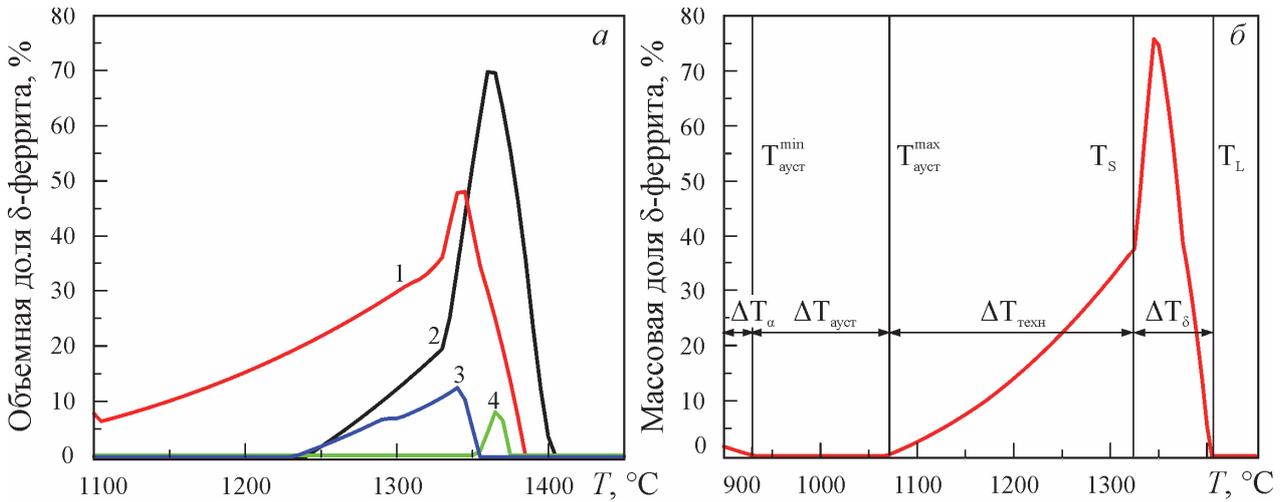
В соответствии с результатами термодинамического моделирования (Рисунок 2 а) можно проследить эволюцию  $\delta$ -феррита в зависимости от того, на какой стадии (Рисунок 2 б) и в каком температурном диапазоне он образовался, насколько успел раствориться при взаимодействии с жидкой сталью по перитектической реакции ( $\Delta T_{\delta}$ ), а также при последующем охлаждении стали ниже температуры солидус  $T_S$  ( $\Delta T_{техн}$ ) или при аустенитизации ( $\Delta T_{ауст}$ ) (тепловая выдержка с целью полиморфного превращения  $\delta$ -феррита).

В зависимости от значений  $Cr_{экр}$  и  $Ni_{экр}$  при кристаллизации стали в интервале  $T_L - T_S$  образуется различное количество  $\delta$ -феррита, который может:

- полностью не претерпевать превращения при последующем охлаждении и в количестве 7–9% оставаться в стали при комнатной температуре (кривая 1 на Рисунке 2 а). При этом отсутствует температурный диапазон аустенитизации ( $\Delta T_{ауст}$ ), поэтому невозможно получить немагнитный материал ( $\mu \geq 1,3$  Гс/Э);

- при отсутствии кинетических ограничений полностью превратиться в аустенит после затвердевания (кривые 2 и 3). Если же скорость кристаллизации была высокой (более 50°С/с) и в литой стали обнаружен остаточный  $\delta$ -феррит, то нагрев и соответствующая выдержка в диапазоне  $\Delta T_{ауст}$  приведет к его полному превращению;

- иметь полное превращение в аустенит в интервале кристаллизации  $T_L - T_S$ .



- 1 – max Cr<sub>ЭКВ</sub>, min Ni<sub>ЭКВ</sub> → Cr<sub>ЭКВ</sub>/Ni<sub>ЭКВ</sub>=1,69
- 2 – min Cr<sub>ЭКВ</sub>, min Ni<sub>ЭКВ</sub> → Cr<sub>ЭКВ</sub>/Ni<sub>ЭКВ</sub>=1,46
- 3 – max Cr<sub>ЭКВ</sub>, max Ni<sub>ЭКВ</sub> → Cr<sub>ЭКВ</sub>/Ni<sub>ЭКВ</sub>=1,36
- 4 – min Cr<sub>ЭКВ</sub>, max Ni<sub>ЭКВ</sub> → Cr<sub>ЭКВ</sub>/Ni<sub>ЭКВ</sub>=1,17

- $\Delta T_{\delta}$  – интервал кристаллизации  $T_L - T_S$
- $\Delta T_{техн}$  – интервал превращения  $\delta$ -феррита в аустенит при снижении температуры ниже  $T_S$
- $\Delta T_{\alpha}$  – интервал образования  $\sigma$ -фазы

Рисунок 2 – Изменение содержания  $\delta$ -феррита при кристаллизации и охлаждении твердой стали (термодинамическое моделирование): *a* – с предельным по НТД содержанием элементов; *б* – температурные диапазоны, ограниченные соответствующими критическими точками для стали состава 0,05%С–0,3%Si–10%Mn–21%Cr–5%Ni–0,45%N–1,5%Mo

Моделирование фазообразования в зависимости от переменного содержания основных феррито- (Cr) и аустенитообразующих (Ni, N) элементов (Рисунок 1) на механизм кристаллизации стали показало, что с увеличением соотношения  $Cr_{ЭКВ}/Ni_{ЭКВ}$  закономерно происходит увеличение количества  $\delta$ -феррита, образующегося при кристаллизации (Рисунок 3 *a*). Повышение в стали концентрации никеля с 5 до 8% с одновременным снижением хрома с 21 до 19% приводит к снижению количества  $\delta$ -феррита, образующегося при кристаллизации, расширению температурного интервала  $\Delta T_{ауст}$ , сужению интервала  $\Delta T_{техн}$  и интервала  $\Delta T_{\delta}$  за счет повышения  $T_S$ . С уменьшением содержания азота с 0,45 до 0,38% количество  $\delta$ -феррита в интервале  $\Delta T_{\delta}$  практически не изменяется, при этом наблюдается тенденция к затруднению его полного превращения в интервале  $\Delta T_{техн}$  (Рисунок 3 *б*).

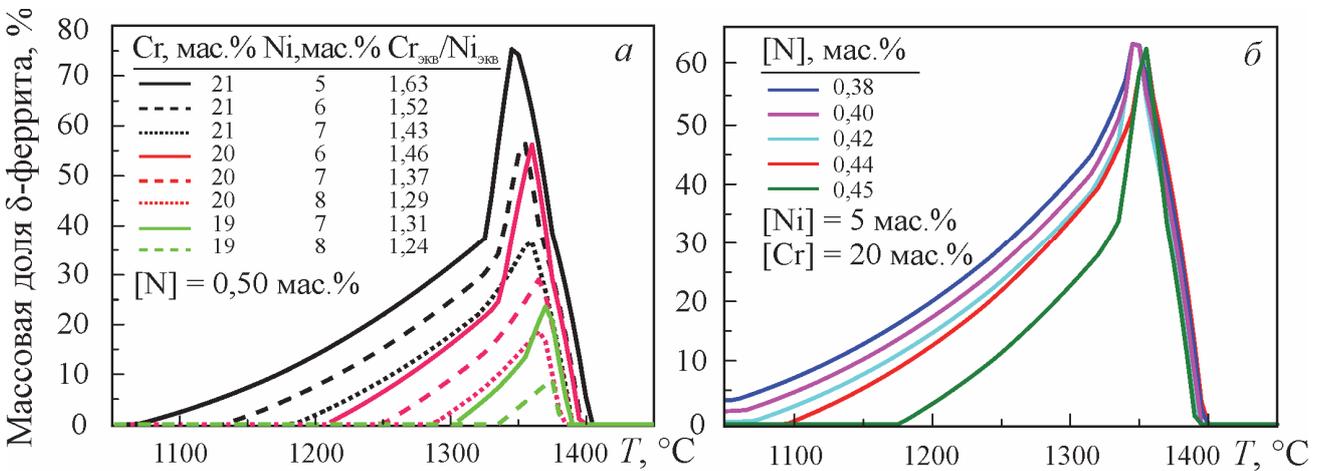


Рисунок 3 – Влияние Cr, Ni (*a*) и N (*б*) на изменение содержания  $\delta$ -феррита при кристаллизации и охлаждении твердой стали

Различные механизмы кристаллизации аустенитных сталей, отражающиеся в последовательности фазообразования, формируют разную конечную литую структуру. Для определения возможности корректировки химического состава стали и стабильного получения аустенитной структуры проведены лабораторные модельные плавки азотсодержащей стали с варьированием содержания Cr, Mo, Ni, Mn и N (Таблица 2). Составы данных слитков, пересчитанные в  $Cr_{экв}$  и  $Ni_{экв}$  эквиваленты, расположены на диаграмме Шеффлера – Шпайделя так, что в них реализуются различные механизмы кристаллизации внутри аустенитной области (Рисунок 4).

Таблица 2– Химический состав опытных плавков, мас.%

Состав	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	N	$Cr_{экв}/Ni_{экв}$
П1	0,04	0,48	9,4	0,001	18,9	8,4	1,35	0,05	0,10	0,55	1,10
П2	0,035	0,32	10,8	0,001	20,0	5,4	1,30	0,08	0,16	0,51	1,45
П3	0,04	0,39	10,3	0,001	22,0	6,6	1,30	0,06	0,14	0,68	1,22
П4	0,035	0,45	12,0	0,001	18,5	6,2	1,32	0,11	0,18	0,45	1,41
П5	0,03	0,39	10,9	0,001	20,5	7,3	1,22	0,07	0,13	0,60	1,21
П6	0,06	0,6	12,3	0,005	17,6	5,5	1,75	0,11	0,17	0,45	1,40

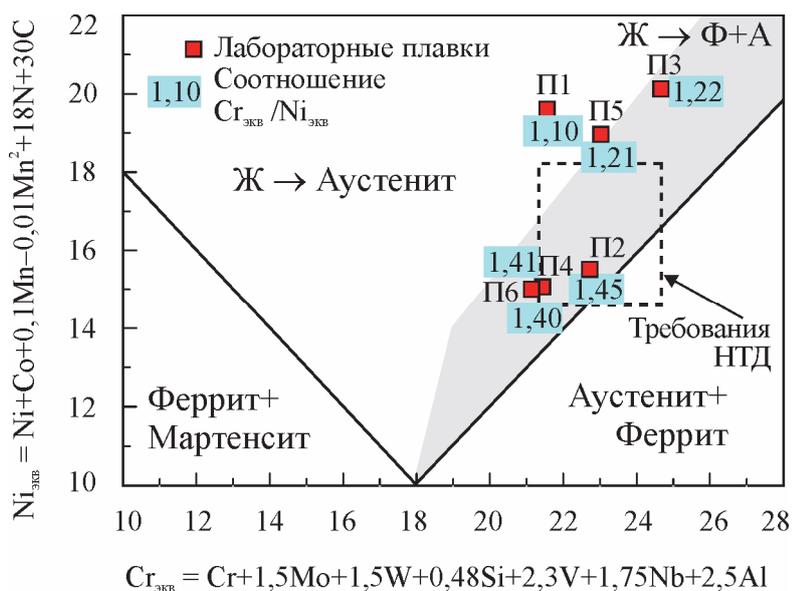


Рисунок 4 – Диаграмма Шеффлера – Шпайделя и фигуративные точки опытных плавков

Исследования микроструктуры образцов показали, что в случае кристаллизации через аустенит (согласно термодинамическому моделированию) металл опытных плавков составов П1 и П5 при комнатной температуре имеет полностью аустенитную структуру, при этом дендритная структура соответствует зеренной микроструктуре: отдельное аустенитное зерно образовано из единого дендрита со свойственной только ему кристаллографической ориентацией. Оси дендритов обогащены ферритообразующими – Cr (на 1,5 мас.%), Mo (на 0,4%) – и аустенитообразующими элементами – Ni (0,8%) и Mn (2,05%).

При кристаллизации сталей через  $\delta$ -феррит (составы П2, П3, П4 и П6) его остаточные содержания (от 0,3 до 5,6 об.% в зависимости от состава) сосредоточены в центре дендритных осей, а дендритная структура не соответствует зеренной: ось первого порядка одного дендрита проходит по телу нескольких аустенитных зерен,

сформировавшихся после кристаллизации. Оси дендритов более четкие, обогащены Cr и Mo, содержат пониженное количество Ni и Mn. Также наблюдается высокая дендритная химическая неоднородность по Cr (20,0–24,2 мас.%), Mo (1,18–3,22 мас.%), Ni (2,3–5,5%) и Mn (8,5–10,7%). Определение температурно-временных условий превращения остаточного  $\delta$ -феррита проводили на образцах лабораторных составов П2 (5,6% об.%) и П6 (1,5% об.%) в температурном интервале 1190–1010°C методом закалки проб и определения количества  $\delta$ -феррита методами количественной металлографии, подтвержденными результатами измерений ферритометром. Результаты показали, что с увеличением температуры и времени выдержки происходит снижение количества  $\delta$ -феррита. Причем для стали состава П2 скорость превращения  $\delta$ -феррита значительно ниже, чем для состава П6. Это связано не только с более высоким содержанием в П2 остаточного  $\delta$ -феррита, но и тем, что выдержка образцов П2 проводилась при температурах, близких к равновесной температуре существования  $\delta$ -феррита в этом составе (1200°C), для состава П6 соответствующая расчетная температура составляет 1340°C. В связи с этим, при нагреве до одинаковой температуры указанные составы оказываются в разных условиях метастабильности, что обуславливает различную скорость превращения.

Сравнительные исследования влияния высокотемпературного нагрева и выдержки перед горячей деформацией на изменение дендритной структуры и распределения легирующих элементов в стали, кристаллизующейся по различным механизмам, осуществляли с учетом полученных результатов превращения остаточного  $\delta$ -феррита. Выдержка при температуре 1060°C в течение 100 мин в стали состава П6, при кристаллизации которой образуется до 7%  $\delta$ -феррита, приводит к существенному изменению дендритной структуры (Рисунок 5 *е*) по сравнению с исходным литым состоянием (Рисунок 5 *д*). В стали П2, при кристаллизации которой образуется до 50%  $\delta$ -феррита, дендритная структура, наблюдаемая в исходном состоянии (Рисунок 5 *ж*), полностью изменилась при тепловой выдержке (Рисунок 5 *з*).

При этом в этих составах происходит перераспределение концентрации легирующих элементов, которое приводит к исчезновению химической неоднородности по Cr и Mo во всем объеме образца, характер распределения Ni и Mn изменяется незначительно.

При выдержке стали состава П1, расположенной на диаграмме Шеффлера – Шпайделя глубоко в аустенитной области (Рисунок 4), сохраняется четкая дендритная структура (Рисунок 5 *б*), как и в исходном состоянии (Рисунок 5 *а*). Для стали состава П5, находящейся на границе областей с разными механизмами кристаллизации, дендритные ветви хорошо различимы, но можно заметить некоторую «размытость» рисунка (Рисунок 5 *г*) по сравнению с исходной структурой (Рисунок 5 *в*). Анализ перераспределения легирующих элементов при тепловой выдержке показал, что для стали П1 концентрация элементов в осях и междендритном пространстве практически не изменилась. В стали состава П5 происходит заметное снижение химической неоднородности (по Mn и особенно по Mo) по сравнению с исходным состоянием.

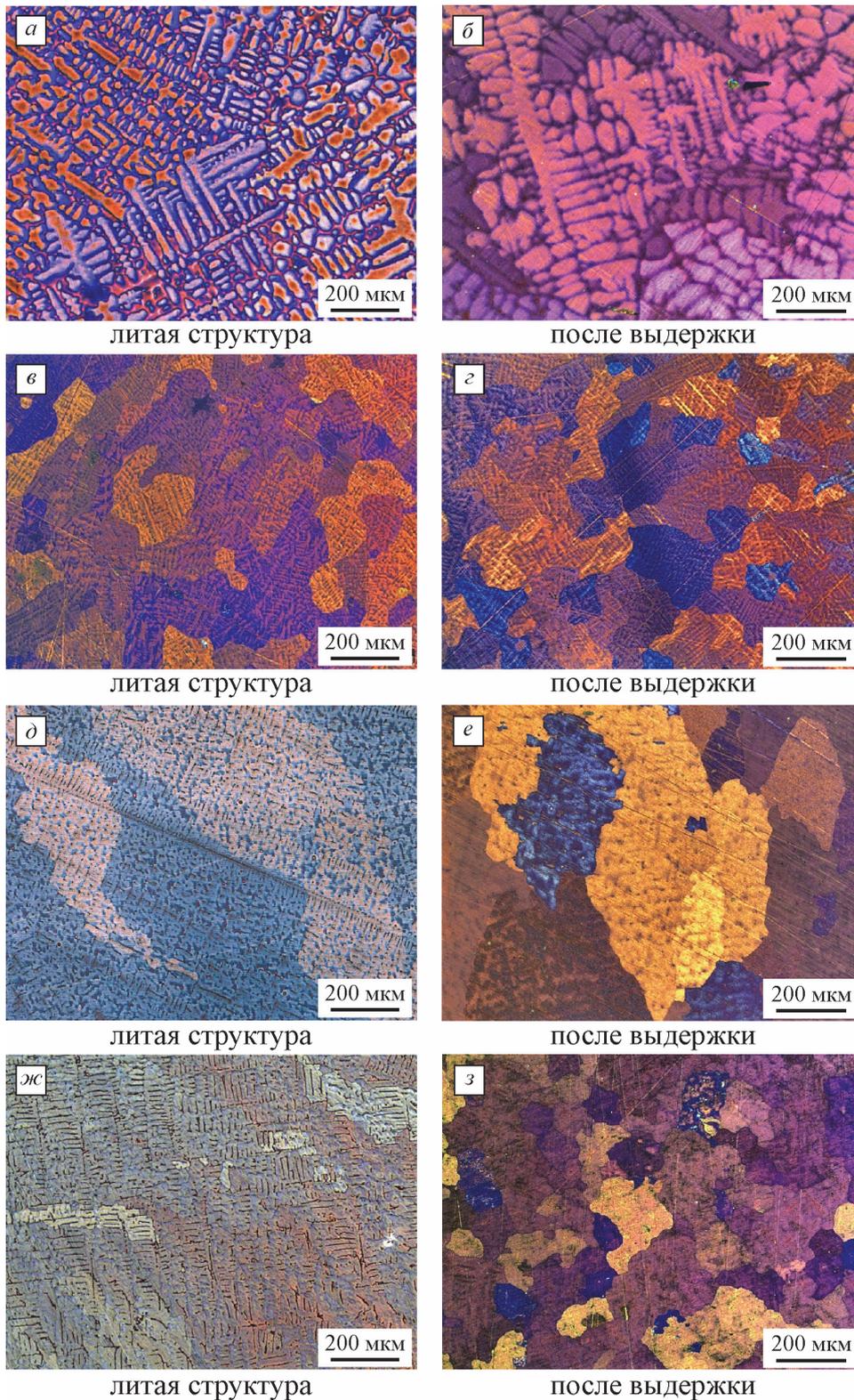


Рисунок 5 – Микроструктура азотсодержащей стали модельных составов, кристаллизующихся через аустенит – П1(а, б) и П5(в, г),  $\delta$ -феррит – П6 (д, е) и П2 (ж, з) в литом состоянии (а, в, д, ж) и после выдержки при температуре 1060°C в течение 100 мин с последующей закалкой в воду (б, г, е, з)

Для верификации полученных в лабораторных условиях данных по влиянию химического состава и скорости охлаждения на формирование дендритной структуры стали проведено исследование структуры и термодинамическое моделирование для трех промышленных плавов, химический состав которых представлен в Таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав промышленных плавков, мас. %

Состав	C	Si	Mn+Ni	S	Cr+Mo	Nb+V	N	Cr <sub>экв</sub> /Ni <sub>экв</sub>	Область на диаграмме Шеф–Шп	Кол-во δ-Ф, %
1	0,05	0,14	18,43	0,002	20,23	0,29	0,46	1,25	А	0
2	0,07	0,27	14,92	0,007	21,34	0,20	0,45	1,46	δ-Ф→А	1,0
3	0,04	0,33	17,73	0,004	21,69	0,33	0,38	1,56	А+Ф	7,0

Плавки выбраны с учетом их расположения в различных областях диаграммы Шеффлера – Шпайделя (Рисунок 1). Однако термодинамический расчет показал, что все составы кристаллизуются через δ-феррит, при этом в составе 1 δ-феррит существует только в интервале  $T_L$ – $T_S$ , тогда как в составах 2 и 3 сохраняется также ниже  $T_S$ . Исследование структуры слитков подтвердили результаты моделирования и приведенные выше закономерности, полученные на модельных плавках. Следует отметить, что чем ближе расположение состава стали на диаграмме Шеффлера – Шпайделя к границе областей с различным механизмом кристаллизации, тем более выражены особенности химической неоднородности, характерные для механизма кристаллизации через аустенит.

**Эволюция дендритной структуры при горячей деформации.** В литературе существуют неоднозначные сведения о влиянии δ-феррита в структуре аустенитных сталей на горячую пластичность, а также данные о том, что стали, кристаллизующиеся через аустенит, более чувствительны к образованию сегрегации на границах зерен и горячему растрескиванию. Поскольку исследуемая сталь может содержать δ-феррит, в том числе и при температурах горячей деформации, а также для возможной корректировки химического состава стали на составах П5 (аустенит) и П2 (аустенит+δ-феррит) на универсальном пластометре Gleeble 3800 проведено физическое моделирование горячей деформации при температурах 1150–1050°C со скоростью 0,1 и 1с<sup>-1</sup>, соответствующих реальным промышленным условиям термомодеформационной обработки слитков при ковке и листовой прокатке, и определены характеристики сопротивления деформации.

Исследования проводили на металле слитков, полученных при кристаллизации с различными скоростями охлаждения ~2°C/с и ~50°C/с, соответствующим скоростям затвердевания различных зон промышленного слитка. При этом в составе П2 (с δ-ферритом) размер зерна при высокой скорости (далее пластине) меньше, чем при низкой скорости в слитке (155 и 180 мкм), а дисперсность дендритной структуры выше. Для стали состава П5 (аустенит) наблюдается влияние скорости кристаллизации на размер зерна: 190 мкм – в пластине и 415 мкм – в слитке.

По результатам имитационного моделирования получены диаграммы деформации, которые показали, что для всех составов с понижением температуры деформирования сопротивление деформации увеличивается (Рисунок 6 в, г). При этом максимум напряжений для стали П2 меньше, чем для стали состава П5 во всех случаях.

При температуре деформации ( $T_{\text{деф}}$ )  $1050^{\circ}\text{C}$  можно отметить влияние исходной структуры на параметры начала рекристаллизации: чем выше дисперсность структуры, тем большее значение  $\epsilon_p$  требуется для инициации процесса рекристаллизации, при других температурах такой зависимости не прослеживается (Рисунок 6 а, б).

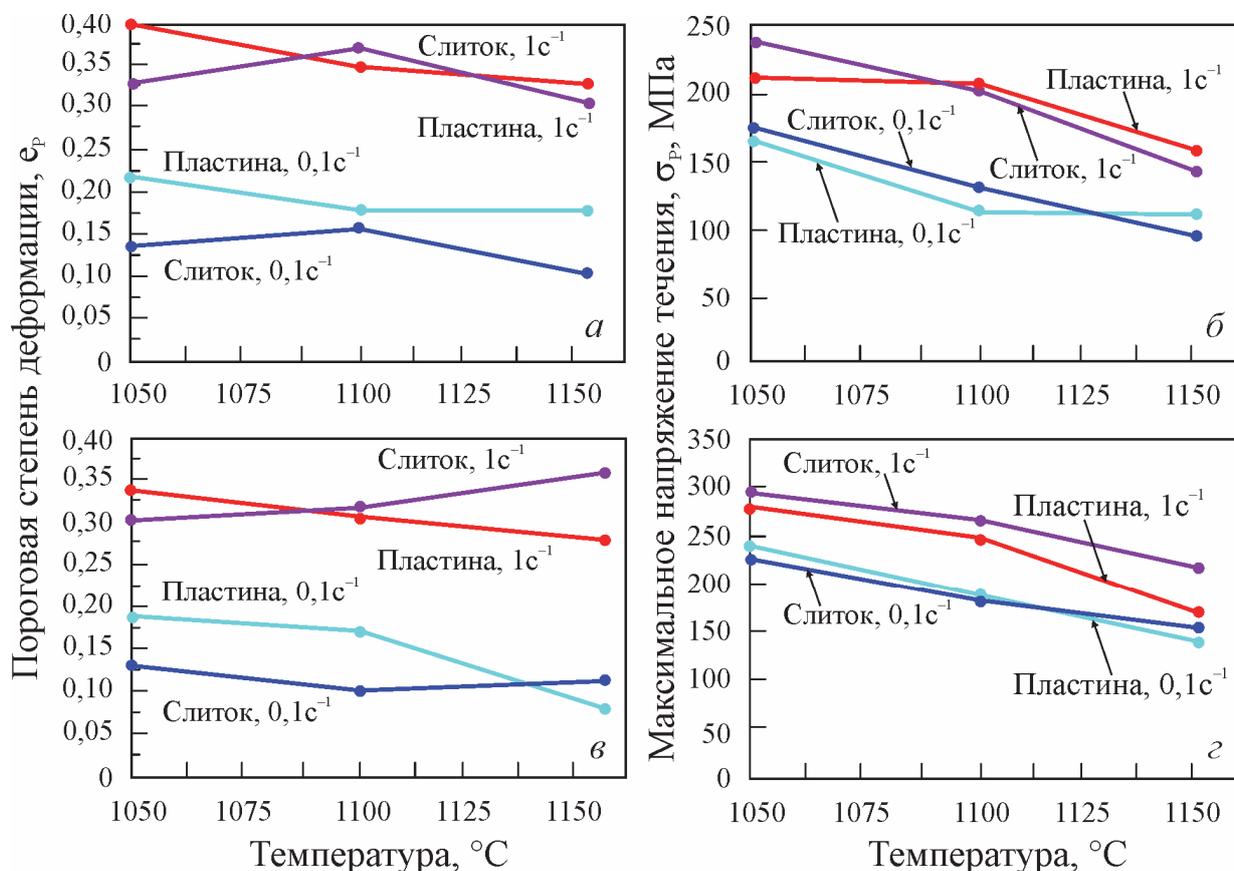


Рисунок 6 – Зависимость пороговой степени деформации (а и в) и максимального напряжения течения (б и г) от температуры при разных скоростях деформации: а и б – состав П2 ( $\delta$ -феррит); в и г – состав П5 (аустенит)

Динамическая рекристаллизация в стали с  $\delta$ -ферритом при температуре выше  $1100^{\circ}\text{C}$  протекает в более полном объеме, чем в аустенитной стали (Рисунок 7), при этом формируется однородная структура. В первую очередь зарождение новых зерен происходит в аустените на границах раздела аустенитная матрица /  $\delta$ -феррит за счет формирования локализованных областей с сильным искажением, кроме того, деформация при температуре выше  $1100^{\circ}\text{C}$  стимулирует  $\delta \rightarrow \gamma$ -превращение и образование зародышей зерен аустенита (Рисунок 7 в). При температуре  $1050^{\circ}\text{C}$  превращение  $\delta$ -феррита не происходит, при этом формируется фрагментированная структура (Рисунок 7 з). В стали П5 во всех образцах на фоне частично рекристаллизованной аустенитной структуры наблюдаются темные протяженные полосы различной плотности в зависимости от температуры и скорости деформации, ориентированные перпендикулярно оси приложения нагрузки (Рисунок 7 ж, з). Можно предположить, что это деформированные дендриты, которые могут пересекать несколько зерен и приводить в процессе деформации к образованию волокнистой структуры, которая обуславливает анизотропию свойств.

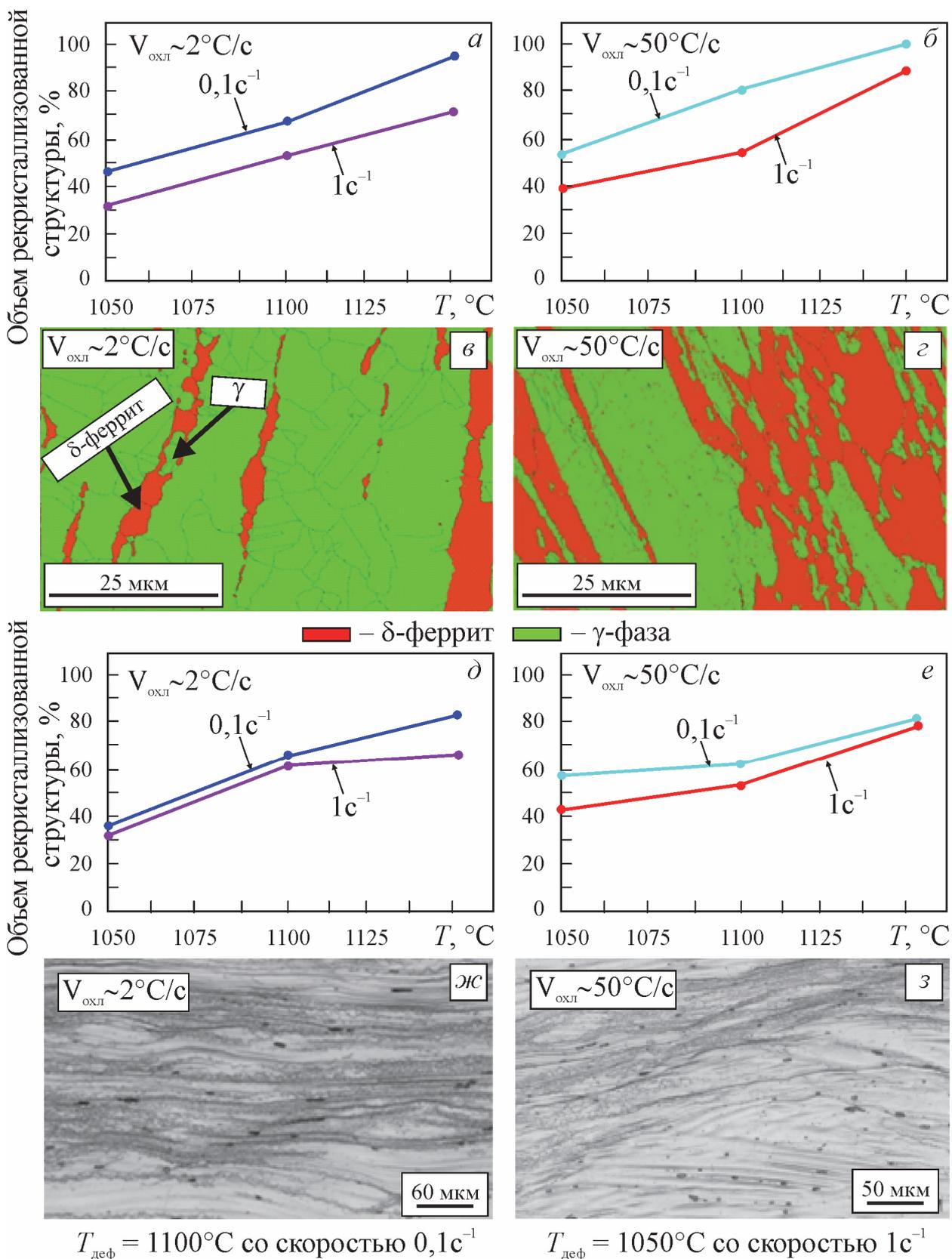


Рисунок 7 – Зависимость объема рекристаллизованной структуры от температуры деформации для стали состава П2 ( $\delta$ -феррит) (а, б) и П5 (аустенит) (д, е). Микроструктура образцов состава П2 (в и г) и П5 (ж и з) после деформации по различным режимам

Результаты сравнительных исследований влияния структуры слитков, сформированной по различным механизмам кристаллизации, на технологичность стали при последующей горячей деформации позволяют сделать вывод

о положительном влиянии  $\delta$ -феррита на горячую пластичность исследуемой стали. Косвенным подтверждением этого вывода является образование при горячей деформации трещин на поверхности образцов из стали П5, тогда как образование трещин в стали П2 обнаружено только на образцах, испытанных при наиболее жестких режимах ВТМО – деформированных при низких температурах и с высокой скоростью деформации. Таким образом, для исследуемой стали предпочтительным является механизм кристаллизации через  $\delta$ -феррит с последующим превращением в аустенит.

***Влияние термомодеформационных параметров на формирование структуры при ВТМО.*** Основная цель горячей деформации слитков на первом этапе за счет прохождения рекристаллизации – раздробить кристаллиты, которые сформировались в процессе кристаллизации. На следующих этапах горячей деформации необходимо сформировать требуемую структуру, последовательно реализуя процессы наклепа и разупрочнения.

Эти процессы протекают во времени с различной скоростью, обусловленные параметрами деформации и составом деформируемого металла. В зависимости от того, какой из процессов является преобладающим, сформированная в результате деформации конечная структура может быть различна. Регулируя термомодеформационные параметры, можно управлять формированием структуры стали за счет накопления необходимой пороговой деформации для начала, развития и завершения рекристаллизации в ходе горячей деформации. Основным механизмом, влияющим на структурообразование, при этом является динамическая рекристаллизация (ДР).

Определение условий начала и развития ДР, а также характеристик сопротивления деформации проводили на комплексе Gleeble 3800 для составов стали промышленной выплавки, приведенных в Таблице 3, с построением диаграмм деформации. Установлено, что при понижении температуры деформации с  $1200^{\circ}\text{C}$  до  $800^{\circ}\text{C}$  для всех составов наблюдается увеличение сопротивления деформации в 3–6 раз. ДР в азотсодержащей стали (состав 1 и 2) происходит при температурах не ниже  $900^{\circ}\text{C}$ . При этом увеличение скорости деформации с  $0,1$  до  $10\text{ c}^{-1}$  приводит к увеличению пороговой деформации в интервале температур  $1200\text{--}1000^{\circ}\text{C}$  (Рисунок 8). Наличие  $\delta$ -феррита в стали при этих температурах способствует началу и развитию ДР, приводящим к большему объему рекристаллизованной структуры по сравнению с составами 1 и 2. Снижение температуры деформации до  $900^{\circ}\text{C}$  обуславливает значительное увеличение сопротивления деформации и затруднение ДР, особенно при низких скоростях. При  $900^{\circ}\text{C}$  скорость деформации в диапазоне  $1\text{--}10\text{ c}^{-1}$  не влияет на значения пороговой деформации, снижение скорости деформации приводит к затруднению ДР и преобладанию процессов динамического возврата (полигонизации) (Рисунок 9). В стали состава 3 при температуре  $900^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $0,1\text{ c}^{-1}$  ДР не происходит.

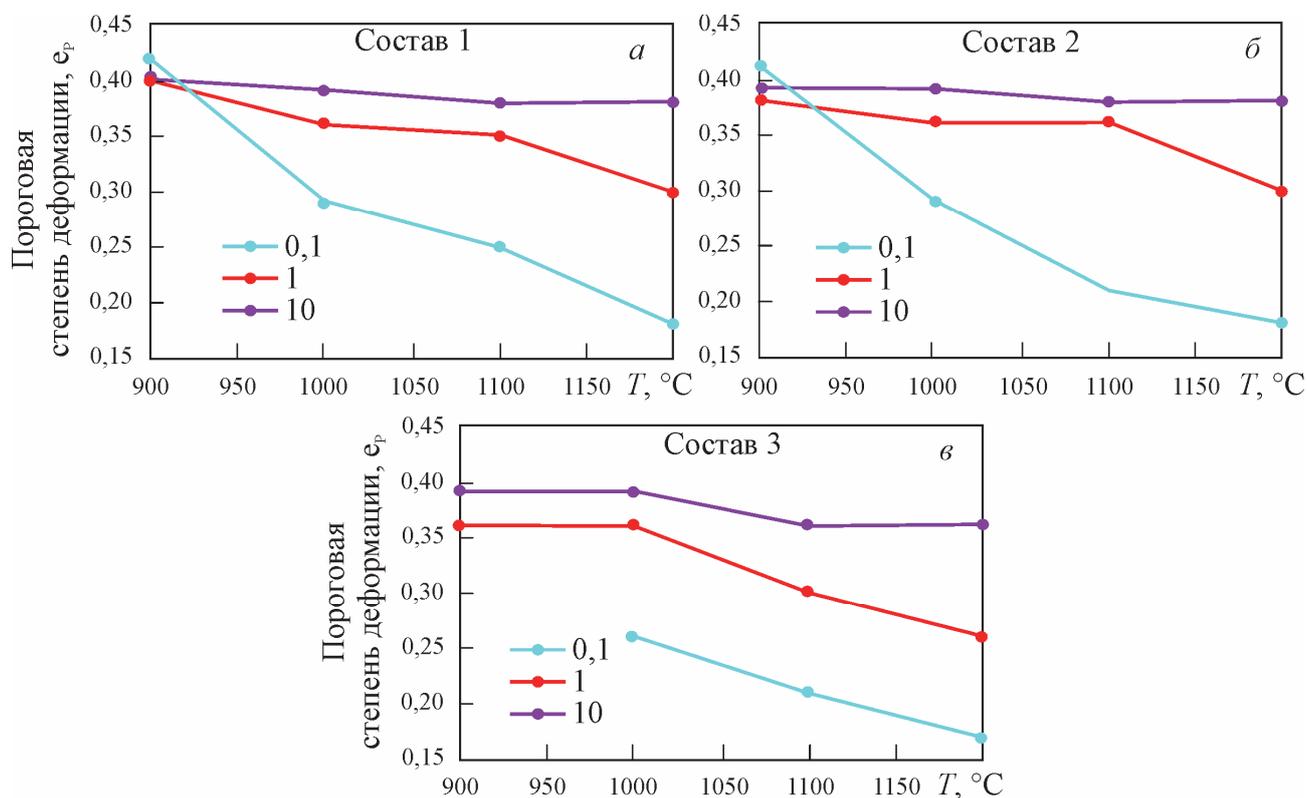


Рисунок 8 – Зависимости пороговой степени деформации исследуемой стали от фазового состава, скорости и температуры деформации

Исследования показали, что в аустенитной стали (состав 1) и в стали с содержанием 1%  $\delta$ -феррита (состав 2) при деформации реализуются одинаковые процессы. Отличие заключается в формировании большего объема рекристаллизованной структуры в стали состава 2.

По всей видимости, небольшое количество мелкодисперсных частиц  $\delta$ -феррита, равномерно распределенных на фоне основной аустенитной структуры, способствует зарождению новых зерен. Наличие в структуре стали  $\delta$ -феррита в количестве  $\sim 7\%$  (состав 3) оказывает существенное влияние на процессы при горячей деформации и способствует при температурах выше  $1000^\circ\text{C}$  и высокой скорости деформации началу и развитию ДР, приводящей к большему объему рекристаллизованной структуры и формированию при  $1200^\circ\text{C}$  зерен с меньшим размером по сравнению с составами 1 и 2 (Рисунок 9 *в* и *е*).

При изготовлении различных полуфабрикатов для обеспечения формирования однородной рекристаллизованной структуры имеет значение оптимальный температурный интервал горячей деформации, в котором пороговая деформация будет минимальной для скорости, соответствующей этой операции.

Для каждой скорости деформации в интервале  $0,1 \div 10 \text{ с}^{-1}$ , соответствующей операциямковки и прокатки, для азотсодержащей стали установлены значения пороговой деформации и определены оптимальные интервалы деформирования в промышленных условиях (Таблица 4 и Рисунок 8).

Таблица 4 – Оптимальные интервалы деформирования азотсодержащей стали

	Скорость деформации, $\text{c}^{-1}$				
	0,1		1		10
Технологическая операция	ковка на прессе		прокатка на листовом стане		прокатка на сортовом стане
Состояние	слиток	деформир. заготовка	слиток	деформир. заготовка	деформир. заготовка
Оптимальный температурный интервал, $^{\circ}\text{C}$	1200–1100		1200–1100		1200–1100
Пороговая деформация, $\varepsilon_p, \%$	~10–15	~20–25	~25–30	~30–35	~35–40

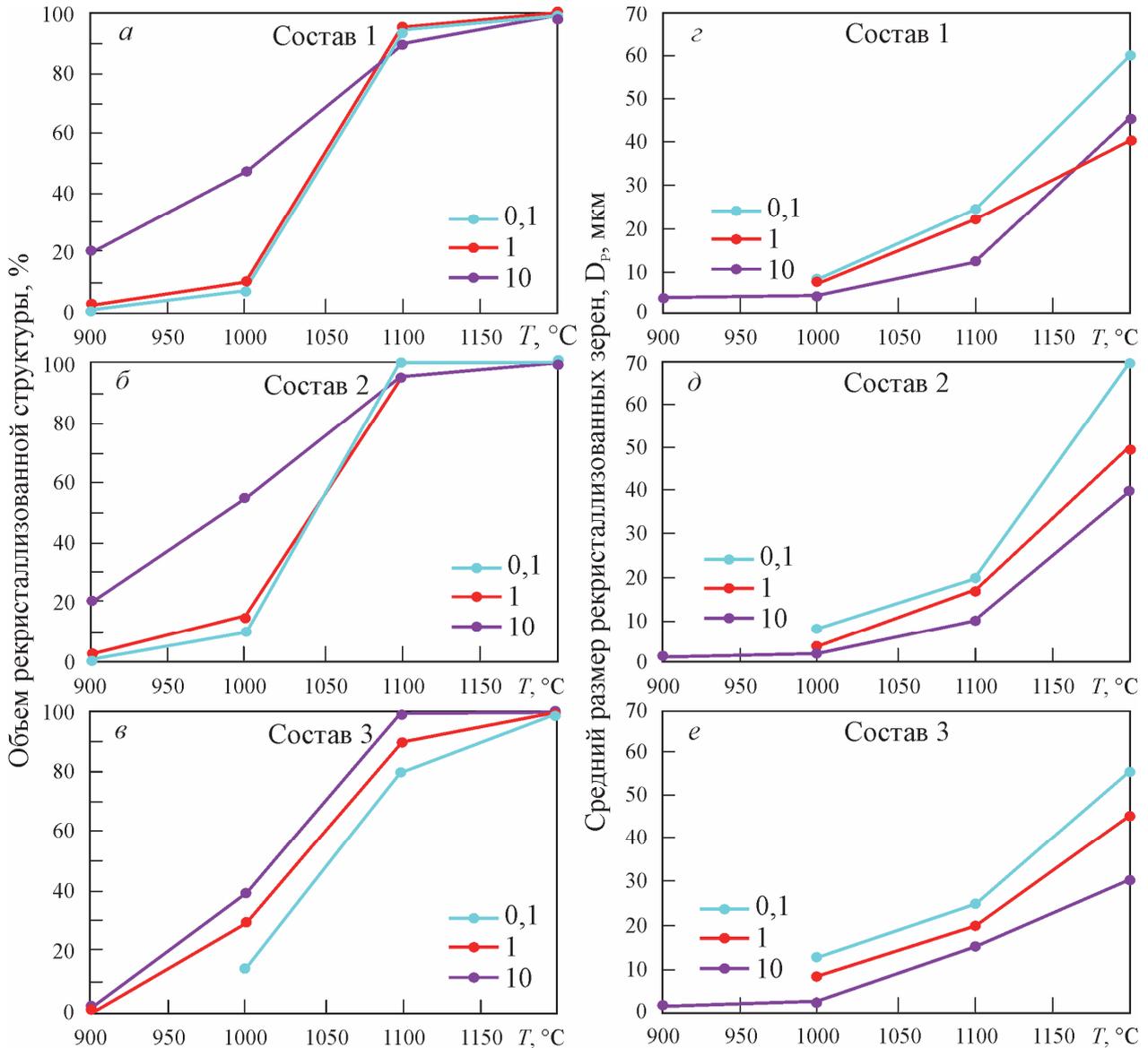


Рисунок 9 – Объем рекристаллизованной структуры (а–в) и размер рекристаллизованного зерна (z–e) в зависимости от температуры и скорости деформации: а и z – состав 1 (аустенит); б и d – состав 2 (аустенит+1%  $\delta$ -феррита); в и e – состав 3 (аустенит+7%  $\delta$ -феррита)

Установлено, что при низкой скорости деформации  $0,1 \text{ c}^{-1}$  в литой структуре значение пороговой деформации меньше, чем в деформированной заготовке. При увеличении скорости деформации исходная структура практически не влияет на значение пороговой деформации. В промышленных условиях при изготовлении

проката достижение пороговой деформации в 30–40% возможно только при ее накоплении в результате многопроходной деформации.

Важным фактором при формировании конечной структуры стали являются степень дробной деформации, обуславливающая процессы статического возврата (СВ), статической (СР) и метадинамической рекристаллизации (МДР), которые успевают пройти в междеформационных паузах или при охлаждении после окончания деформации. Реализация конкретного процесса разупрочнения в паузах зависит от того, на какой стадии была прервана горячая деформация.

Для определения условий, необходимых для начала и развития СР после горячей деформации, методом релаксации напряжений проведены исследования процессов после небольших степеней деформации 10–30% в диапазоне температур 1100–850°C со скоростью  $1\text{с}^{-1}$ , время постдеформационной выдержки задавали 300 и 1000 с. По кривым релаксации напряжений определены основные параметры СР для стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ, которые составили: инкубационный период  $\tau_0$  – 0,6–2 с в зависимости от температуры и степени деформации; нижний температурный порог  $T_{п.р.}$  при  $\varepsilon=10\%$  – 1000°C, при  $\varepsilon=20$  и 30% – 950°C; время завершения  $\tau_p$  СР –  $\sim 1000$  с при  $\varepsilon \leq 30\%$ .

Наличие 7%  $\delta$ -феррита в стали (состав 3) практически не влияет на параметры СР при температурах выше 1000°C, которые составляют:  $\tau_0 \sim 0,5$ –1,5 с,  $\tau_p$  около 1000 с. При этом происходит только рекристаллизация в аустенитной структуре, в  $\delta$ -феррите формируется развитая субструктура. Повышение температуры выдержки незначительно увеличивает объем рекристаллизации. Снижение температуры выдержки до 900°C, являющейся, согласно литературным данным, критической температурой превращения остаточного  $\delta$ -феррита в  $\sigma$ -фазу, приводит к распаду  $\delta$ -феррита с образованием смеси ( $\gamma+\sigma$ )-фазы и выделению карбонитридов хрома.

Таким образом, исследования показали, что для развития и завершения процесса СР в исследуемой стали требуется длительное время  $\sim 1000$  с. Подобные междеформационные паузы невозможно реализовать в промышленных условиях, кроме того, такая выдержка неизбежно приведет к существенному охлаждению листового проката и нецелесообразности дальнейшего проведения горячей деформации. Обычно при промышленном изготовлении проката междеформационные паузы делятся в среднем 10–15 с. Поэтому основными процессами структурообразования при ВТМО стали марки 04Х20Н6Г11М2АФБ должны быть ДР, протекающая непосредственно при горячей деформации, и МДР, реализующаяся в междеформационных паузах. Вклад СР при этом может быть минимален, поскольку МДР протекает с высокой скоростью и могут быть случаи, когда СР вообще не успевает развиться и разупрочнение во время пауз между проходами происходит за счет СВ и МДР. Чем выше температура деформации, тем выше скорость разупрочнения в паузах или при охлаждении после горячей деформации.

Исследование условий прохождения МДР также осуществляли на установке Gleeble 3800 методом релаксации напряжений. Варьирование значений степени поперходной деформации задавали исходя из условий накопления необходимой для начала ДР пороговой степени деформации 40%. Для сравнительного анализа проведена однократная деформация 40% с последующими выдержками при температуре деформации. На основании полученных данных построены «двойные» диаграммы, по которым проведена оценка изменения напряжения течения после первого нагружения  $\sigma_1$  и последующих нагружений в сравнении с диаграммой деформации при однократном нагружении.

Анализ диаграмм, результатов металлографических исследований и определения объема рекристаллизованной структуры показал, что чем меньше на первом этапе (около 40% суммарной степени горячей деформации) будут происходить процессы разупрочнения в междеформационных паузах (при этом накопленная энергия деформации будет выше), тем более равномерная рекристаллизованная структура сформируется при последующей междеформационной паузе (Рисунок 10).

***Влияние термдеформационных параметров на образование вторичных фаз при ВТМО.*** Процессы разупрочнения при деформировании могут быть затруднены из-за образования дисперсных выделений непосредственно в процессе горячей деформации. Исследование влияния степени деформации до достижения пороговой степени  $\varepsilon_p$  и начала ДР (10–30%) на образование дисперсных частиц вторичных фаз показало, что с увеличением степени деформации с 10 до 30% происходит увеличение количества частиц вторичных фаз (типа  $(Cr,Nb,V)_2N$ ,  $Nb(C,N)$ ) как в теле, так и по границам зерен. Уменьшение температуры деформации с 1100 до 900°C приводит к увеличению количества дисперсных частиц (~ на 10%), в основном по границам зерен, и дополнительному формированию крупных частиц карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$  размером ~300 нм. Увеличение степени до 60% приводит к еще большему увеличению количества выделений частиц и затруднению рекристаллизации как непосредственно в ходе горячей деформации, так и в паузах между проходами.

Одним из параметров термической и термдеформационной обработки является скорость охлаждения после окончания процесса, а также максимальное значение температуры окончания ускоренного охлаждения. В азотсодержащей стали, легированной Cr, V и Nb, при определенных температурных условиях происходит выделение вторичных фаз, которые могут способствовать снижению ее пластичности, вязкости и коррозионной стойкости. При помощи дилатометрических и металлографических исследований образцов установлено, что образование дисперсных частиц (типа  $Nb(C,N)$ ,  $(Cr,Nb,V)_2N$ ,  $Cr_{23}C_6$ ) происходит в температурном интервале 1050–400°C. Поэтому во избежание образования этих частиц необходимо проводить ускоренное охлаждение до температуры 400°C после окончания горячей деформации или термической обработки. Содержание ~7%  $\delta$ -феррита и менее не влияет на температурные интервалы образования вторичных фаз.

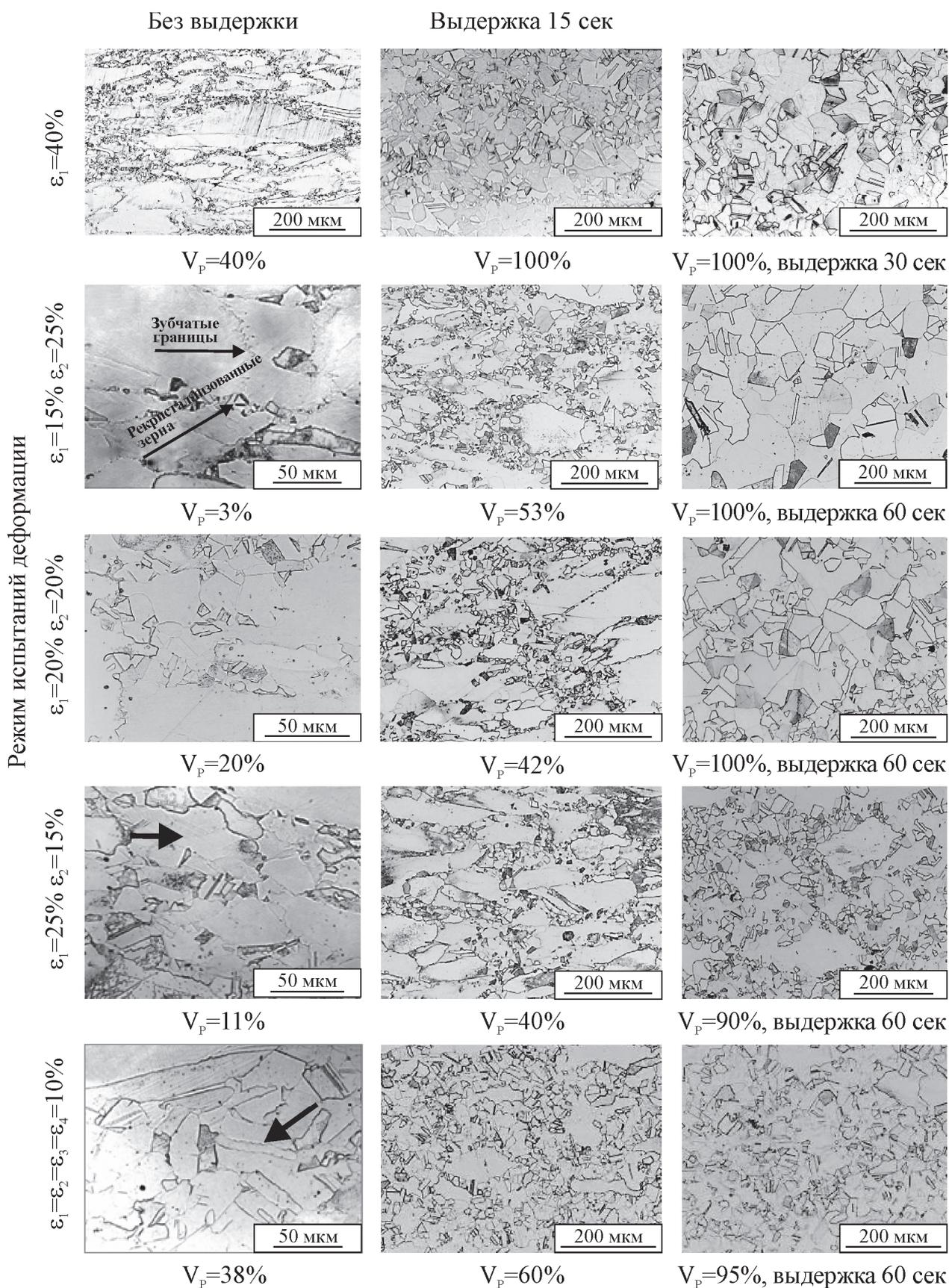


Рисунок 10 – Микроструктура стали состава 1 (аустенит) после деформации по различным режимам и последующей изотермической выдержки  
 $V_p$ , % – объем рекристаллизованной структуры

**Влияние температуры выдержки при ТО на изменение структуры.**

Установлены закономерности формирования структуры стали при термической обработке, и рекомендованы температурные интервалы ее проведения, позволяющие целенаправленно получать заданную структуру и соответствующие свойства стали за счет статического возврата при температуре 1000°C; первичной статической рекристаллизации в температурном интервале 1050–1100°C; собирательной рекристаллизации при температуре выше 1100°C.

Исследование влияния температуры выдержки при термической обработке на превращение  $\delta$ -феррита показало, что выдержка при 1200–1100°C приводит к частичному распаду  $\delta$ -феррита и образованию  $\gamma$ -фазы, сопровождается развитием диффузионных процессов, вызывающих перераспределение легирующих элементов и искривление межфазных границ  $\delta$ -феррит/аустенит. Снижение температуры выдержки до 900–1000°C обуславливает полный распад  $\delta$ -феррита с образованием смеси  $\gamma$ - и  $\sigma$ -фаз с примерно равным соотношением объемов (Рисунок 11). Превращение  $\delta$ -феррита при этих температурах выдержки происходит по прерывистому механизму, в результате которого происходит образование перлитоподобных колоний чередующихся пластин  $\gamma$ - и  $\sigma$ -фаз. Необходимое перераспределение хрома (с обогащением  $\sigma$ -фазы и обеднением аустенита) усиливается ускоренной диффузией по границам растущих колоний.

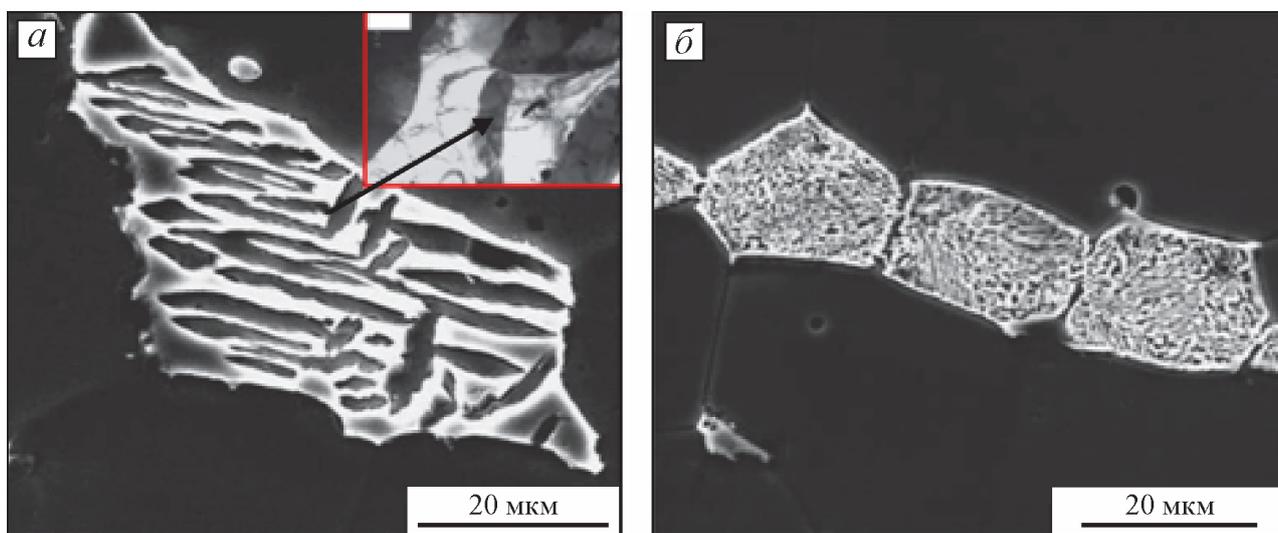


Рисунок 11 – Структура исследуемой стали состава 3 после выдержки при различных температурах: *а* – 1100°C, пластины  $\gamma$ -фазы внутри  $\delta$ -феррита; *б* – 900°C, пластины  $\gamma$ - и  $\sigma$ -фаз

На основании исследований влияния различных термомеханических параметров на формирование структуры азотсодержащей стали установлены **основные закономерности структурообразования**, происходящие в стали **при горячей деформации** для обоснования оптимальных технологических режимов изготовления полуфабрикатов за счет:

– накопления пороговой деформации, необходимой для начала ДР (не менее 40%), при этом дробная деформация ~10–15% затрудняет динамическую рекристаллизацию, но способствует интенсивному развитию последующих постдеформационных процессов. Увеличение степени дробной деформации до 20% и выше на этом этапе приводит к более раннему началу ДР, а также к интенсивному образованию дисперсных частиц при температуре выше 950°C, которые затрудняют последующее развитие ДР.

– развития и завершения рекристаллизации преимущественно по механизму МДР, при этом обеспечивается формирование однородной структуры с размером зерна 15–30 мкм.

Показано положительное влияние содержания  $\delta$ -феррита менее 7% в исследуемой стали на ее технологичность и процесс рекристаллизации при горячей деформации. Выдержка при 900–1000°C приводит к распаду  $\delta$ -феррита с образованием смеси ( $\gamma+\sigma$ )-фаз и выделению частиц типа  $Cr_2N$ , что может снижать пластичность и вязкость стали. Если одним из основных требований, предъявляемых к исследуемой стали, является ее немагнитность, которая обеспечивается только наличием стабильной аустенитной структуры, а также ее сохранением при последующих технологических операциях изготовления полуфабрикатов и эксплуатации конструкций из стали, то содержание легирующих элементов в стали марки 04X20H6Г11М2АФБ для выполнения этого требования должно удовлетворять соотношению  $Ni_{\text{экв}} = (-5,6+0,97Cr_{\text{экв}}) \pm 1$  при содержании Ni – 6,0÷8,0% и Mn – 11,0÷12,0%.

**Четвертая глава** посвящена разработке технологических режимов и освоению технологий изготовления листового, профильного проката и поковок различного сортамента в промышленных условиях с учетом имеющегося оборудования металлургических заводов, технические характеристики которого позволяют реализовать конкретное сочетание температуры, скорости и максимальной степени дробной деформации, а также обеспечить необходимые условия охлаждения после окончания горячей деформации. На основании комплексного анализа термодформационных параметров, структуры и свойств *листового проката толщиной 20–45 мм*, изготовленного в условиях стана «5000» ЛПЦ-3 ПАО «Северсталь» установлена взаимосвязь между термодформационными параметрами и формируемой в процессе прокатки структурой стали и ее свойствами. Показано, что деформирование в температурном интервале 1150–1020°C со степенью поперечной деформации 10–20% приводит к образованию однородной рекристаллизованной структуры за счет начала и завершения процессов ДР и МДР, обеспечивающих предел текучести около 500 МПа; при снижении температуры окончания прокатки до 970–950°C происходит последующий деформационный наклеп, обуславливающий получение предела текучести 650–770 МПа; снижение температуры деформирования на последнем этапе до 900–800°C и повышение интенсивности обжатий до 15–20% в конце прокатки позволяет обеспечить значения предела текучести 800–900 МПа за

счет незавершившейся рекристаллизации, деформационного упрочнения и дисперсных выделений нитридов и карбидов.

Таким образом, при изготовлении листов толщиной 20–45 мм из стали марки 04X20H6Г11M2АФБ следует соблюдать общие рекомендации для получения качественного листового проката с требуемыми свойствами, а именно:

- для формирования конечной квазиизотропной структуры первую стадию прокатки необходимо проводить при температурном интервале 1150–1100°С с максимально возможными обжатиями; позволяющими накопить пороговую деформацию для начала и развития преимущественно динамической рекристаллизации. В указанном температурном диапазоне пороговая деформация наименьшая и рекристаллизация протекает в более полном объеме;

- на второй стадии в интервале 1100–1050°С продолжается развитие и завершение процессов ДР и МДР, за счет обеспечения попоходной деформации 15–18%;

- третья стадия должна осуществляться в интервале температур 1020–850°С, для реализации необходимого наклепа в зависимости от требуемых механических свойств;

- на последних 2–3 проходах необходимо проводить деформирование со степенью деформации не более 5%, чтобы избежать поверхностного наклепа и выделения дисперсных частиц вторичных фаз, поскольку получение подобной структуры может отрицательно повлиять на технологические и эксплуатационные свойства.

По рекомендованной технологии изготовлена опытно-промышленная партия листового проката из азотсодержащей стали. Результаты испытаний показали, что разработанные режимы термомеханической обработки за счет регламентации термомеханических параметров на каждом этапе ВТМО обеспечивают получение стабильного уровня высоких механических свойств, соответствующих формируемой конечной структуре.

Разработанные в лабораторных условиях термомеханические режимы, опробованные на опытном стане «Кварто-800», позволили рекомендовать для реализации в условиях АО «ВМК «Красный Октябрь» технологию изготовления *листового проката толщиной 4–18 мм*, позволяющую также стабильно получать сталь с заданными механическими свойствами за счет формирования равномерной мелкозернистой структуры по сечению листа.

Получение подобной структуры обеспечивается за счет применения более интенсивных обжатий и накоплением на первых проходах суммарной деформации ~40–45%, необходимой для начала процессов ДР и МДР, а также сохранения высокой температуры прокатки 1100–1050°С на этом этапе, уменьшение интенсивности обжатий на следующем этапе до 10–15% приводит к завершению этих процессов. На последних проходах степень деформации должна составлять 8–4% за проход для обеспечения наклепа и минимальной возможности образования вторичных фаз. Суммарная степень деформации при этом – не менее 65–75%.

Окончание прокатки при температуре выше 1000°C обуславливает получение предела текучести не менее 660 МПа, за счет незначительного деформационного упрочнения. Снижение температуры конца прокатки до 950–900°C увеличивает наклеп рекристаллизованной структуры, формируемой в процессе ВТМО, соответственно, прочность увеличивается до  $\sigma_{0,2}=840\text{--}900$  МПа.

Установлено, что изготовление листового проката толщиной менее 10 мм, обладающего высокой пластичностью и ударной вязкостью только с применением ВТМО, невозможно из-за ускоренного охлаждения заготовки в процессе прокатки вследствие малой толщины. Основной задачей при горячей деформации является обеспечение максимально возможной температуры в течение всей прокатки для исключения образования вторичных фаз. После охлаждения листового проката после прокатки необходимо проводить термическую обработку в температурном интервале 1100–1200°C для получения заданных механических свойств за счет реализации процессов возврата, статической и собирательной рекристаллизации и обеспечения растворения дисперсных частиц на границах зерен.

Выдержка при температуре 1100°C приводит – в зависимости от времени выдержки – к снижению временного сопротивления  $\sigma_B$  до 950 МПа и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  до 650 МПа, повышению значений относительного удлинения  $\delta_5$  и сужения  $\psi$  до 43% и 62% соответственно, ударная вязкость повышается до 180–225 Дж/см<sup>2</sup>.

Увеличение температуры выдержки до 1200°C приводит к росту зерна, обеспечивая значение предела текучести  $\sigma_{0,2}\sim 475$  МПа и повышение характеристик пластичности  $\delta_5$  и  $\psi$  до 56 и 70% соответственно. Ударная вязкость также повышается до 225 Дж/см<sup>2</sup>.

При разработке технологии изготовления *профильного проката* (стан «630/420» ООО «РМ-стил») установлено, что, реализуя различные схемы деформирования, возможно получать изделия с пределом текучести 600–1000 МПа. При этом деформирование со степенью дробной деформации менее 20% приводит к формированию мелкозернистой структуры (размер зерна составляет 5–25 мкм) и обеспечивает значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  до 1000 МПа. При этом преобладающим механизмом структурообразования является метадинамическая рекристаллизация. Деформация с обжатиями не менее 20% приводит к развитию динамической рекристаллизации и осуществлению статических релаксационных процессов после окончания деформации. В результате формируется более однородная структура с размером зерна 15–40 мкм за счет меньшего градиента температур по сечению профиля. Для обеспечения получения профильного проката с пределом текучести менее 600 МПа, а также формирования однородной структуры по сечению после горячей деформации необходимо проводить термическую обработку по режимам, аналогичным режимам обработки листового проката.

Промышленное опробование изготовления листового и профильного проката азотсодержащей стали с использованием разработанных технологий подтвердило

эффективность предложенных схем. Разработанные технологии внедрены на стане 5000 ЧерМК ПАО «Северсталь» (по кооперации с ООО «ОМЗ-Спецсталь»), на стане 2000 АО «ВМК «Красный Октябрь» и ООО «РМ-стил» при изготовлении опытно-промышленных партий листового проката толщиной 4–18 мм и 20–45 мм, а также профильного проката. Изготовленный прокат обладает однородной равнозернистой структурой и обеспечивает заданный комплекс механических свойств.

Установлено, что содержание  $\delta$ -феррита в количестве менее 1% не влияет на механические свойства исследуемой стали, более высокое содержание  $\delta$ -феррита снижает ударную вязкость.

Проведен анализ причин повышенного трещинообразования азотсодержащей стали при изготовлении брам и поковок на ковочном прессе ООО «ОМЗ «Спецсталь» и выявлены наиболее опасные операции, приводящие к образованию трещин при ковке. Показано, что высокая загрязненность металла слитка неметаллическими включениями (оксидами и сульфидами всех размерных групп, расположенных как одиночно, так и скоплениями) способствует трещинообразованию. Другой причиной может являться наличие в прикорковой зоне слитка первичного  $\delta$ -феррита из-за более высокой скорости охлаждения при кристаллизации и/или вторичного  $\delta$ -феррита, образующегося при гомогенизационном отжиге слитка и нагреве под деформацию, из-за выгорания химических элементов, таких как марганец и азот, с поверхности.

Анализ технологических схем (степени деформации, температурного интервала деформирования на каждом выносе) изготовления поковок различного сортамента из азотсодержащей стали, формирующейся при этом структуры и механических свойств показал, что образование крупнозернистой структуры вследствие критических значений степени пластической деформации и мелкозернистой структуры по причине частичного прохождения рекристаллизации, может приводить к снижению уровня механических свойств и ресурса конструкций и изделий в сложных условиях эксплуатации.

Для *формирования однородной структуры поковок* необходимо осуществлять деформацию при температурах выше 1100°C со степенью не менее 20% на каждом выносе, для развития процесса МДР и СР при последующем нагреве. Для последних трех выносов необходимо снизить температуру нагрева заготовок до 1070°C (на последнем выносе до 1050°C) для обеспечения наклепа при деформировании.

**Пятая глава** посвящена исследованию технологичности стали при изготовлении деталей и конструкций различного назначения. Приведены результаты исследования влияния холодной деформации на изменение структуры и свойств стали. Рекомендованы технологические схемы изготовления деталей сложной формы. Показаны особенности формирования структуры металла шва, зоны термического влияния сварных соединений из азотсодержащей стали и представлены результаты оценки физико-механических и коррозионных свойств сварных соединений после

различных режимов сварки. Рассмотрены вопросы влияния параметров резания на износ инструмента при механической обработке азотсодержащей стали.

**Технологичность стали при изготовлении деталей сложной формы.** При проведении экспериментальных работ по **холодной деформации** азотсодержащей стали установлено, что исследуемая сталь, наряду с высокими прочностными характеристиками, обладает большим запасом пластичности. При предварительной пластической деформации изгибом до  $\varepsilon \approx 32\%$ , одновременно с происходящим увеличением прочностных характеристик (на  $\sim 30\%$ ), пластичность стали при последующем одноосном растяжении составляет  $\delta_5 = 25\%$ .

Способ деформирования вносит существенный вклад в формирование структуры и интенсивность упрочнения при холодной деформации (Рисунок 12). Сравнения полученные значения механических свойств для одинаковой степени деформации 8% при различных схемах гибки (Рисунок 10), можно отметить, что гибка в вальцах за несколько проходов приводит к большим значениям прочностных свойств при последующем одноосном растяжении ( $\sigma_{0,2} = 800\text{--}840$  МПа по сравнению с  $\sigma_{0,2} = 725\text{--}750$  МПа при непрерывном трехточечном изгибе).

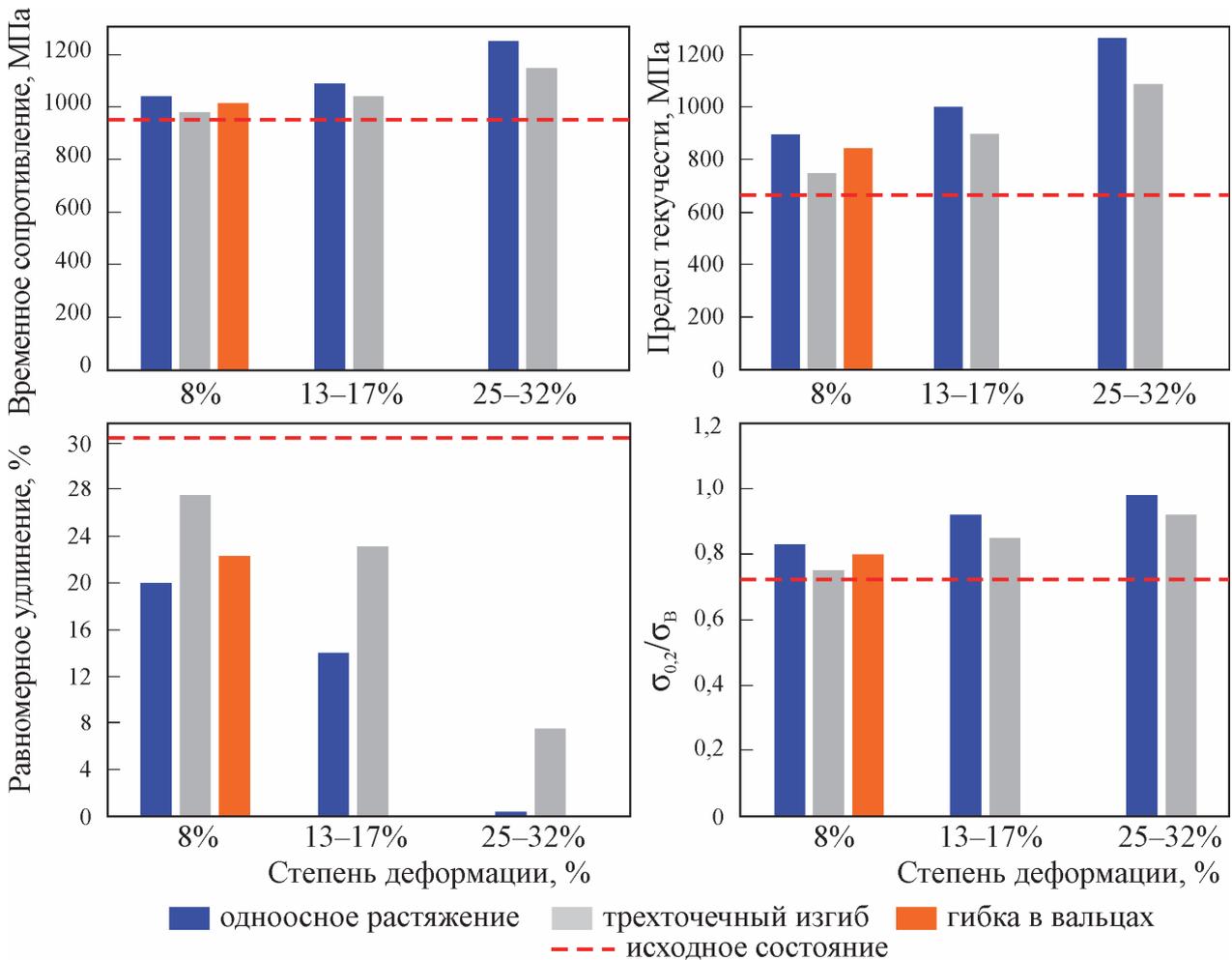


Рисунок 12 – Влияние способа холодной деформации образцов из азотсодержащей стали толщиной 25 мм на изменение механических свойств

При многократной холодной деформации изгибом с невысокой степенью ( $\sim 0,5\%$  за проход) одновременно с полосами скольжения образовались обрывающиеся в теле зерна двойники деформации. Доля таких зерен составляет около 20% от всего объема исследуемых образцов, в то время как при трехточечном изгибе при той же степени деформации в объеме зерен наблюдаются только отдельные линии скольжения. Сформировавшаяся деформационная структура при многократной гибке обуславливает более высокую прочность и снижение пластичности.

Анализ изменения механических свойств в зависимости от степени холодной деформации стали (8–25%) при непрерывном одноосном растяжении показал, что прочностные характеристики увеличиваются, причем  $\sigma_{0,2}$  более значительно (в 1,85 раза) по сравнению с  $\sigma_b$  (в 1,3 раза). Относительное удлинение  $\delta_5$  и ударная вязкость уменьшаются в 2,5 и 2,9 раза соответственно. При данном виде нагружения относительное сужение образцов  $\psi$ , вырезанных после деформирования с различными степенями, монотонно уменьшается с увеличением деформации. При  $\varepsilon \approx 25\%$  уменьшение достигает  $\sim 15\%$ . При других способах деформирования снижение запаса пластичности существенно меньше. Данный результат свидетельствует об анизотропном упрочнении стали и высокой внутренней энергии, обусловленной генерацией дефектных структурных элементов.

Исследование микроструктуры образцов после деформации с различной степенью показало, что с увеличением степени деформации увеличивается количество полос скольжения. При  $\varepsilon \approx 25\%$  формируется структура, состоящая из пересекающихся двойников деформации.

Для получения качественных деталей сложной формы при холодной штамповке методом последовательного локального деформирования необходимо обеспечить равномерное распределение деформации по площади и толщине детали. При проведении опытных работ по изготовлению штампованной детали сферической формы в промышленных условиях АО «Адмиралтейские верфи» установлено, что при неравномерном распределении деформации в объеме заготовки образуются локализованные области с более высокой степенью деформации, обуславливающие значительное упрочнение за счет формирования при многократном деформировании областей с дефектной наклепанной структурой, которая состоит из пересекающихся дефектов упаковки и тонких двойников деформации и полос сдвига, образовавшихся на самой последней стадии деформирования. Наличие подобных областей создает неоднородное напряженное состояние в заготовке, что может приводить к более раннему зарождению трещин. При обеспечении равномерного распределения деформация протекает более однородно во всем объеме материала. Оптимальное значение максимальной деформации, обеспечивающее небольшое деформационное упрочнение (до 25%) при сохранении высокой пластичности и вязкости стали, обусловленное формированием слаборазориентированных областей (до  $5-7^\circ$ ) и незначительным количеством двойников деформации, составляет  $\sim 8\%$ .

На основании анализа полученных результатов изменения структуры и свойств исследуемой стали, распределения деформации по объему заготовки, ограничения допустимой предельной деформации предложены технологические схемы изготовления штампованных деталей из высокопрочной азотсодержащей стали.

По разработанным рекомендациям на оборудовании АО «Адмиралтейские верфи» из листового проката толщиной 15–45 мм изготовлена партия штампованных деталей сферической и торосферической формы для последующего изготовления сварной конструкции. Результаты изготовления показали, что разработанные рекомендации обеспечивают стабильное получение заданной геометрической формы, равномерное распределение деформации по объему детали и допустимое изменение механических свойств. Кроме того, исследуемая сталь обладает высоким запасом пластичности, значительно превышающим показатели для низколегированных сталей, что позволяет при применении соответствующей штамповой оснастки и технологических схем деформирования изготавливать из нее цельноштампованные детали большого радиуса.

**Формирование структуры металла шва, зоны термического влияния сварных соединений из азотсодержащей стали.** При сварке азотсодержащих коррозионно-стойких сталей применяют сварочные материалы, которые по своему химическому составу могут значительно отличаться от основного металла. Одной из важных задач обеспечения качества сварного соединения является предотвращение образования пор и горячих трещин. Химический состав основного аустенитного металла снижает склонность к образованию горячих трещин при сварке. Ускоренное охлаждение, реализуемое при сварке, в случае аустенитных сталей, кристаллизующихся через  $\delta$ -феррит, может приводить к его фиксации в структуре, тем самым способствуя предотвращению образования горячих трещин.

Оценку свариваемости исследуемой стали проводили с применением отечественных сварочных материалов аустенитного (проволока марки ЭП-868 для сварки под флюсом, покрытые электроды марки ЭА-981/15 и ЭА-868/20 для ручной сварки, проволоки ПП-16/25 для механизированной сварки в газах) и аустенитно-ферритного (проволока марки ЭП-647 для механизированной сварки) классов. Все сварочные материалы как аустенитные, так и аустенитно-ферритные обеспечивают высокий уровень прочностных свойств металла шва при достаточно высокой его пластичности и ударной вязкости.

Исследования шлифов сварных соединений, выполненных аустенитными материалами, показали, что в зависимости от локализации по сечению сварного соединения литая структура аустенита обладает различной дисперсностью (Рисунок 13 *а*), что связано с различными скоростями охлаждения при кристаллизации и последующем охлаждении для нижнего шва, центра сварного соединения и облицовочного шва. На Рисунке 13 *б* представлены характерные области сварного соединения при сварке проволокой ПП-16/25: 1 – основной

металл; 2 – зона частичного оплавления ОМ; 3 – зона начала смешивания ОМ и металла шва (МШ) (светлая полоса, примыкающая к зоне 2; 4 – зона смешивания (градиентная серая полоса, примыкающая к зоне 3); 5 – металл шва.

Изменение концентрации основных элементов (хром, никель, молибден, марганец, ванадий) по сечению сварного шва происходит скачкообразно на разном расстоянии от линии сплавления для различных легирующих элементов. Содержание хрома снижается с 20,5% в основном металле (ОМ) до 19% в металле шва (МШ), концентрация марганца снижается с 12% в ОМ до 3,5% в МШ. Концентрации ванадия и кремния возрастают с 0,4% до 1% и с 0,6 до 0,8%, соответственно. Концентрации никеля и молибдена повышаются с 8 до 22% и 1,5 до 5%, соответственно. Интенсивного перемешивания основного металла в металле шва не происходит. Ширина зоны перехода не превышает 20–30 мкм для всех исследованных сварных соединений. Исследования ЗТВ показали, что ее ширина составляет от 300 до 450 мкм в зависимости от толщины металла и способа сварки.

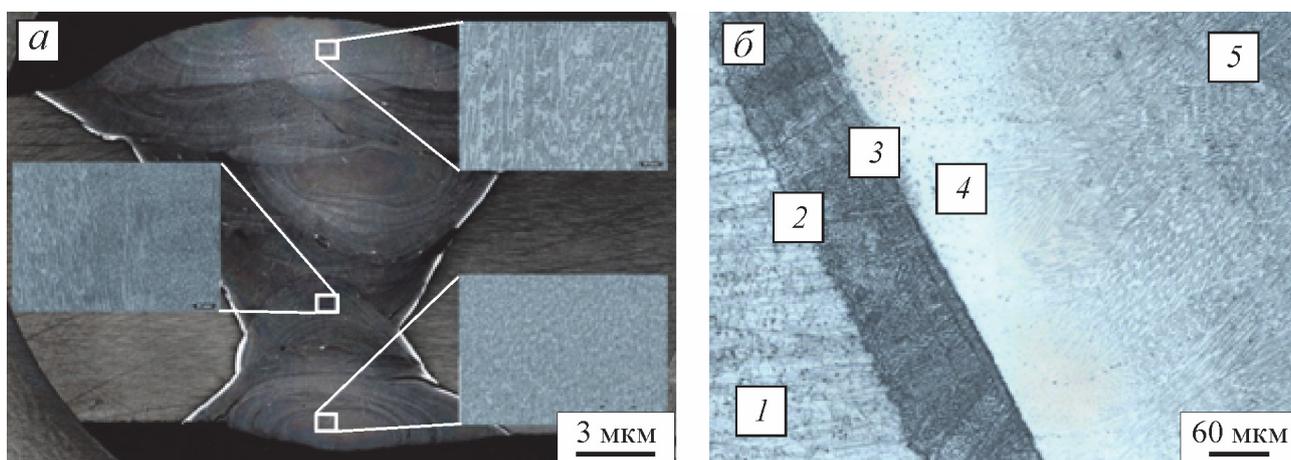


Рисунок 13 – Панорамное изображение структуры сварного соединения при сварке проволокой ПП-16/25 после травления реактивом Марбле с микроструктурой участков, расположенных в различных зонах шва (а) и микроструктура сварного соединения с обозначенными характерными областями (б)

При этом в ЗТВ могут образовываться дисперсные выделения вторичных фаз. Металлографические исследования показали, что металл исследованных сварных соединений содержит частицы вторичных фаз (нитриды и карбонитриды хрома,  $\chi$ -фаза –  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ) (Рисунок 14 а), которые образуются в температурном интервале 600–950°С, причем чем ниже скорость охлаждения, тем большее количество их образуется. Кроме того, в различных зонах сварного соединения обнаружены неметаллические включения, незначительное количество микротрещин на линии сплавления и поры (Рисунок 14). Частицы вторичных фаз, неметаллических включений и цепочки пор могут являться центрами зарождения микротрещин при воздействии внешних напряжений.

Одной из причин образования микротрещин в сварном шве является высокая разница в  $T_S$  основного металла и металла шва в зоне сплавления и перемешивания, из-за которой могут возникать сильные термические напряжения, вызванные различными условиями усадки для кристаллизующихся переплавленных объемов основного металла, с одной стороны, и для кристаллизующегося металла шва, с другой. Кроме того, известно, что при содержании феррита в сварочном материале в пределах 2–6% риск развития трещин существенно снижается. Количество ферритной фазы в наплавленном металле после его охлаждения зависит от состава этого металла и скорости охлаждения в области высоких и средних температур.

Для сравнения  $T_L$  и  $T_S$  аустенитного, аустенито-ферритного и основного металла с использованием программного обеспечения Fact Sage проводили расчет этих температур, результаты представлены в Таблице 5.

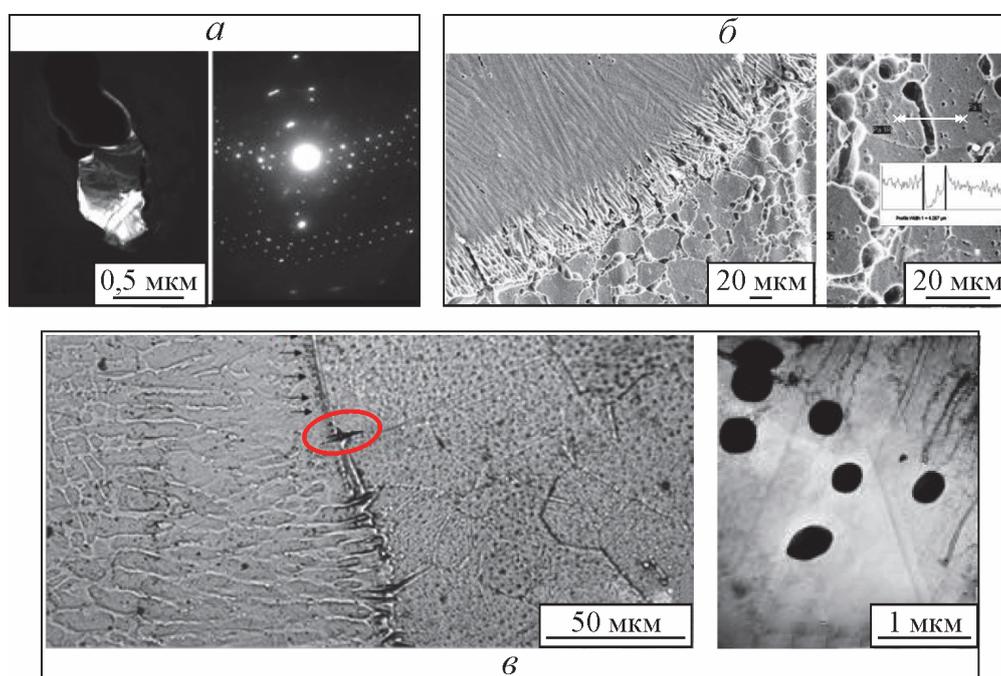


Рисунок 14 – Микроструктура сварного соединения при ручной сварке электродами ЭА-868/20: *a* – темнопольное изображение в рефлексе (330) ОЦК частицы  $\chi$ -фазы и микроэлектроннограмма ось зоны [111] ОЦК; *б* – поры и частицы на линии сплавления и в ЗТВ; *в* – микротрещины на линии сплавления и круглые включения в аустенитной матрице

Полученные данные показали, что в случае применения глубокоаустенитного материала ОМ обладает существенно более высокой  $T_L$ , что требует перегрева сварочного материала при сварке, а также  $T_S$  ОМ на 20°C превышает  $T_S$  МШ, что может приводить к усадке и вызывать микронадрывы при кристаллизации.

При использовании аустенито-ферритного материала (по результатам расчета)  $T_L$  ОМ и МШ практически совпадают, а  $T_S$  МШ выше, чем ОМ, что позволяет предполагать положительные результаты применения данного сварочного материала для обеспечения минимальной усадки металла шва при кристаллизации и устранения термических напряжений.

Таблица 5 – Результаты расчета температур ликвидус и солидус для сварочного и основного материала

Материал	$T_L, ^\circ\text{C}$	$T_S, ^\circ\text{C}$
ПП-16/25 (МШ)	1390	1310
ЭП-647(МШ)	1430	1360
Сталь марки 04Х20Н6Г11М2АФБ (ОМ) *	1436	1329

\* результаты экспериментального определения  $T_L$  и  $T_S$  для ОМ

Однако полученное содержание остаточного  $\delta$ -феррита в металле наплавки, во-первых, возможно является избыточным для предотвращения образования горячих трещин, во-вторых, не обеспечивает требуемые значения магнитной проницаемости, а также может отрицательно влиять на ударную вязкость сварного соединения из-за образования замкнутой ферритной сетки при быстрой кристаллизации и  $\sigma$ -фазы при охлаждении.

Проведенные исследования свариваемости стали с применением различных способов сварки и сварочных материалов показали, что высокопрочная азотсодержащая сталь сваривается всеми видами сварки и не требует последующей термообработки. Сварные соединения из стали обладают высоким комплексом механических свойств и коррозионной стойкостью ко всем видам коррозии.

Магнитная проницаемость  $\mu$  всех сварных соединений, выполненных с применением глубокоаустенитных материалов, не превышает 1,003 Гс/Э, что позволяет считать их маломанитными. Сварные соединения с применением проволоки ЭП-647 имеют магнитную проницаемость  $\mu$  от 2,3 до 3,6 Гс/Э.

**В шестой главе** представлены результаты исследований влияния скорости деформации при статическом и динамическом нагружении на изменение механических свойств и характера деформирования азотсодержащей стали. Определены параметры формирования критических структур при этих нагружениях. Рассмотрено влияние циклического нагружения на усталостные характеристики и характер разрушения стали при мало- и многоцикловом нагружении. Приведены результаты влияния упругопластической деформации на магнитные свойства стали.

**Влияние динамического нагружения на изменение структуры и механических свойств стали.** При проведении исследований установлено, что в процессе динамического нагружения азотсодержащей стали происходит ее значительное упрочнение (на 26–40%), и чем выше ее исходные прочностные характеристики, тем больше упрочнение. Увеличение значений прочностных характеристик зависит как от исходной структуры, так и от степени остаточной деформации. Интенсивность снижения пластических свойств, особенно значений равномерного удлинения и ударной вязкости, зависит от количества нагружений и формирующейся структуры.

Исследования микроструктуры азотсодержащей стали после однократного динамического нагружения со скоростью  $\sim 10^3\text{--}10^4\text{c}^{-1}$  показали, что:

– нагружение до степени деформации  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,1$  ( $\epsilon_{\text{дин}} \approx 10\%$ ) приводит к появлению в исходной структуре множества планарных дефектов в виде плоских скоплений и незначительного количества дефектов упаковки, расстояние между которыми составляет 0,1–0,5 мкм. Отсутствие образования при этой степени деформации двойников позволяет сделать вывод, что механическое двойникование появляется только по достижении некоторого критического значения степени деформации  $\epsilon_{\text{кр}}^{\text{д}} \geq 0,1$ ;

– при нагружении до деформации  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,2$  ( $\epsilon \approx 20\%$ ) в объеме материала происходит динамическая рекристаллизация с одновременным протеканием деформационного упрочнения и образованием дефектов упаковки и двойников деформации, приводящие к формированию смешанной структуры, состоящей из мелких рекристаллизованных зерен, ячеистой субструктуры и пересекающихся двойников деформации, что приводит к существенному увеличению прочностных свойств, а также к уменьшению пластичности азотсодержащей стали.

Исследования предельной деформационной способности стали показали, что при многократном нагружении (14 раз) происходит существенное деформационное упрочнение как следствие накопленных пластических деформаций ( $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,4$ ), которое сопровождается резким снижением деформационной способности материала. Распределение деформации в объеме заготовки происходит неравномерно как по толщине (наибольшая деформация видна вблизи лицевой и тыльной поверхностей образца по сравнению с серединой), так и по его площади (наиболее деформирована центральная зона). Наиболее дефектная структура наблюдается вблизи тыльного участка центральной зоны за счет формирования фрагментированной структуры с размером субзерен до 5 мкм.

Показано, что характер разрушения азотсодержащей стали как в исходном состоянии, так и после динамического нагружения, носит вязкий транскристаллитный характер, разрушение происходит по механизму зарождения, роста и слияния микропор, что демонстрирует высокую работу разрушения и большой запас пластичности. Наличие 7%  $\delta$ -феррита в структуре стали снижает ее ударную вязкость, при этом разрушение происходит, в основном, по границам раздела матрица /  $\delta$ -феррит.

Исходя из полученных данных можно сделать вывод о достаточно высоком запасе пластичности и вязкости исследуемой стали и ее способности выдерживать значительные динамические нагрузки.

***Влияние статического нагружения на структуру и механические свойства стали.*** Установлено, что при статическом нагружении сталь является чувствительной к изменению скорости деформации: увеличение скорости деформации с  $10^{-4}$  до  $1\text{с}^{-1}$  приводит к увеличению предела текучести на  $\sim 15\%$  и снижению пластичности на  $\sim 25\%$ . До скорости  $10^{-2}\text{с}^{-1}$  происходит интенсивное снижение относительного полного и равномерного удлинения, далее эти

характеристики практически не изменяются в диапазоне скоростей. Сравнительный фрактографический анализ показал, что все образцы разрушаются вязко с образованием ярко выраженной «шейки», по типу «чашка – конус». Увеличение скорости деформации с  $10^{-4}$  до  $1\text{с}^{-1}$  приводит к увеличению диаметра чашек и высоты стенок. Показано, что в результате квазистатического нагружения со скоростью деформации  $10^{-3}\text{с}^{-1}$  эволюция дефектной структуры азотсодержащей стали в условиях одноосного растяжения протекает следующим образом: в структуре на самых ранних стадиях пластического течения ( $\epsilon \approx 0,02$ ) появляются плоские скопления дислокаций и дефекты упаковки, плотность которых увеличивается по мере увеличения степени деформации.

При дальнейшем развитии деформации по достижении критического значения в структуре образуются двойники деформации, плотность которых повышается с увеличением степени деформации. В зоне, предшествующей локализации деформации ( $\epsilon_{\text{лок}} = \epsilon_{\text{стат}} \approx 0,3$ ), в зернах формируются каркасы из пересекающихся двойников толщиной  $0,1\text{--}0,2$  мкм, характерные расстояния между ними варьируются от  $0,3$  до  $0,8$  мкм. При дальнейшем увеличении деформации расстояние между соседними двойниками уменьшается и достигает непосредственно перед разрушением ( $\epsilon_{\text{кр}} \approx 1,2$ ) величины  $0,1\text{--}0,2$  мкм.

Исследование влияния предварительного динамического нагружения на формирование структуры стали в результате последующего статического растяжения показало, что динамическое нагружение до  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,1$ , практически не влияет при последующем одноосном растяжении на значения деформации локализации ( $\epsilon_{\text{стат}} \approx 0,22$ ) и критического разрушения  $\epsilon_{\text{кр}} \approx 1,1$  (Таблица 6). При этом во внутренних объемах зерен формируются каркасы из пересекающихся двойников, которые соответствуют основным характеристикам критического структурного состояния начала локализации пластического течения в образцах, не подвергнутых предварительному динамическому нагружению ( $\epsilon_{\text{стат}} \approx 0,3$ ).

Динамическое нагружение с  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,2$  приводит к тому, что при последующем одноосном растяжении уже при малой деформации  $\epsilon_{\text{стат}} \approx 0,025$  формируются каркасы пересекающихся двойников деформации, соответствующих стадии начала образования «шейки». На стадии локализованной деформации, непосредственно предшествующей макроскопическому разрушению ( $\epsilon_{\text{кр}} \approx 0,9$ ), расстояние между соседними двойниками уменьшается до  $0,2$  мкм (Таблица 6).

Высокая плотность планарных дефектов, сформировавшихся при динамическом нагружении  $\epsilon_{\text{дин}} \approx 0,2$ , является мощным препятствием для латентных («скрытых») ранее систем скольжения и двойникования и активизирующихся в условиях последующего одноосного растяжения. Взаимодействие дислокаций и двойников этих новых систем с упомянутыми выше препятствиями приводит к резкому повышению деформирующего напряжения и макромасштабной локализации пластического течения (образованию «шейки») при малых степенях деформации.

Таблица 6 – Параметры деформированной структуры стали после одноосного статического растяжения

Состав	Состояние материала	Степень деформации, е	Толщина двойников, мкм	Расстояние между двойниками, мкм
1	до ДН*	0,30	0,08–0,12	0,4–1,3
		1,18	0,1–0,2	0,1–0,2
	после ДН	0,22	0,08–0,15	0,3–1,0
		1,1	0,1–0,2	0,1–0,2
2	до ДН	0,17	0,01–0,03	~0,5
		0,29	0,1–0,2	0,3–0,8
		1,2	0,1–0,2	0,1–0,2
	после ДН	0,025	0,1–0,3	0,2–1,5
		0,9	0,1–0,2	0,1–0,2

\* ДН – динамическое нагружение

**Влияние циклического нагружения на структуру и свойства стали.** При проведении малоциклового нагружения установлено, что азотсодержащая сталь имеет высокую циклическую долговечность на воздухе, в 2 раза превышающую долговечность высокопрочной низколегированной судостроительной стали. При циклическом нагружении происходит уменьшение сопротивления деформированию с увеличением количества циклов, то есть наблюдается циклическое разупрочнение стали, которое в целом достигает 25–30% от значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . Наблюдаемое разупрочнение обусловлено формированием слабо разориентированной ячеисто-сетчатой и ячеистой структуры с размером ячеек от 0,2 до 0,5 мкм.

Амплитуда деформации в диапазоне  $\varepsilon_a=0,2-0,4\%$  не влияет на значения временного сопротивления  $\sigma_b$ , в то время как предел пропорциональности  $\sigma_{пц}$  и предел текучести  $\sigma_{0,2}$  монотонно снижаются при увеличении амплитуды циклической деформации. Зарождение и распространение трещины происходит ступенчато по типично усталостному механизму разрушения с образованием систем бороздок.

Циклическое нагружение в упруго-пластической области приводит к появлению в стали остаточной деформации, которая интенсивно нарастает в первые 10 циклов, затем скорость нарастания уменьшается. Процесс накопления остаточной деформации непрерывен вплоть до разрушения. При этом поведение материала существенно зависит от размаха напряжений  $\sigma_a$  и от вида нагружения. При нагружении менее  $0,8\sigma_{0,2}$  накопления остаточной деформации не происходит. Уровень нагружения при мягком цикле не влияет на прочностные свойства стали, уменьшается только предел пропорциональности при  $\sigma_{max} > 0,7 \sigma_{0,2}$ .

Установлено, что предварительное одноосное растяжение до степени деформации 25% при комнатной температуре не влияет на значения остаточной деформации стали при последующем циклическом нагружении.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образца после циклического нагружения показали, что размер усталостной зоны у азотсодержащей

стали незначителен и составляет  $\sim 0,5$  мм. Для исследуемой стали характерно меньшее количество циклов между зарождением трещины и разрушением образца по сравнению с обычными аустенитными сталями, т.е. более высокопрочная сталь обладает большей долговечностью, но плохо сопротивляется развитию усталостной трещины.

Наличие 7%  $\delta$ -феррита в структуре стали не влияет на усталостные характеристики при нагружении с амплитудой деформации  $\varepsilon_a = \pm 0,43 \div \pm 0,6\%$ . При нагружении по мягкому циклу наблюдается снижение долговечности: нагружение с  $\sigma_a = 0,7\sigma_{0,2}$  приводит к разрушению при  $N = 8,4 \times 10^4$  циклов, в то время как для стали с 1%  $\delta$ -феррита это отношение составляет 0,85.

#### ***Влияние упругопластической деформации на магнитные свойства стали.***

Исследование влияния фазового состава на изменение магнитных свойств азотсодержащей стали при приложении нагрузки показало, что в упругой области деформирования до  $\sigma \approx 200$  МПа магнитные характеристики стали с содержанием 7%  $\delta$ -феррита практически не изменяются. С увеличением напряжений выше 200 МПа наблюдается снижение значений коэрцитивной силы  $H_c$  на  $\sim 40\%$ , остаточная индукция  $B_r$  и максимальная магнитная проницаемость  $\mu_{\max}$  возрастают в 2,5 раза, причем наиболее интенсивный рост наблюдается по мере приближения нагрузки к значению, соответствующему пределу текучести стали. Для чисто аустенитной стали значения намагниченности в максимально приложенном поле не превышают 5 А/см. Начальная магнитная проницаемость составила  $\mu = 0,99 - 1,001$ , это значение сохраняется во всем диапазоне приложенных растягивающих напряжений.

В **приложении** представлены акты внедрения разработанных технологий изготовления листового и профильного проката различного сортамента, штамповок из азотсодержащей стали.

### **ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ**

На базе современных научных подходов, взаимодополняющих методик исследования и анализа большого объема известных теоретических и экспериментальных данных решены задачи по совершенствованию химического состава стали марки 04X20H6Г11M2АФБ и разработке технологий ее производства и обработки на всех возможных технологических этапах изготовления изделий и конструкций из нее. Проведено исследование влияния эксплуатационных нагрузок на изменение структуры и свойств высокопрочной азотсодержащей стали.

**I. Экспериментальные исследования формирования структуры стали при кристаллизации, горячей деформации, термической обработке и разработка технологических режимов изготовления полуфабрикатов (листового и профильного проката, поковок)**

1. Показано, что кристаллизация через  $\delta$ -феррит приводит к:  
– большей (в 2–3 раза) химической неоднородности стали в литом состоянии.

После высокотемпературной выдержки (гомогенизации) химическая неоднородность по хрому и молибдену при кристаллизации через  $\delta$ -феррит исчезает, при кристаллизации через аустенит характер распределения легирующих элементов практически не изменяется;

– формированию аустенитной структуры с размером зерна 150–200 мкм, при этом скорость охлаждения в диапазоне 2–50°С/с практически не влияет на размер зерна.

2. Для получения стабильной однофазной аустенитной структуры азотсодержащей стали и значений магнитной проницаемости  $\mu$  менее 1,01 Гс/Э необходимо обеспечить соотношение  $Ni_{\text{экв}} = (-5,6 + 0,97Cr_{\text{экв}}) \pm 1$ , при содержании Ni – 6,0÷8,0% и Mn – 11,0÷12,0%.

3. Установлено, что наличие  $\delta$ -феррита (менее 7%) при температурах горячей деформации 1150–1050°С в стали в литом состоянии приводит к реализации процессов рекристаллизации в более полном объеме чем в стали без  $\delta$ -феррита, благодаря наличию дополнительных центров рекристаллизации, при этом формируется однородная зеренная структура.

4. Наличие  $\delta$ -феррита (менее 7%) оказывает существенное влияние на процессы, происходящие при горячей деформации предварительно деформированной заготовки (образцы из листового проката), способствуя при высокой скорости деформации и температурах выше 1000°С началу и развитию ДР, приводящей к большему объему рекристаллизованной структуры и формированию при 1200°С зерен с меньшим размером по сравнению с составом без  $\delta$ -феррита.

5. Показано, что формирование рекристаллизованной структуры в исследуемой стали при многопроходной деформации происходит преимущественно за счет динамической и метадинамической рекристаллизации, вклад статической рекристаллизации минимален, поскольку длительность ее начала и завершения в температурном интервале 1000–1150°С составляет более 1000 с. Наличие  $\delta$ -феррита в структуре исследуемой стали не влияет на параметры статической рекристаллизации в указанном температурном диапазоне.

6. Установлены закономерности формирования структуры, происходящие при термической обработке, в зависимости от температуры выдержки:

– в интервале температур 1200–1050°С происходит статическая рекристаллизация, приводящая к полному снятию наклепа, при этом при температуре выше 1100°С начинается собирательная рекристаллизация;

– при температуре выдержки не выше 1000°С происходят процессы статического возврата, приводящие к частичному снятию наклепа;

– в интервале температур 900–950°С активно формируются и коагулируют вторичные фазы типа  $Cr_2N$ ,  $Cr_{23}C_6$ , также происходит распад  $\delta$ -феррита с образованием смеси ( $\gamma + \sigma$ -фазы). Образование подобных фаз отрицательно сказывается на пластичности и ударной вязкости стали.

7. На основании анализа термомодеформационных режимов, взаимосвязи структуры и свойств листового проката толщиной 20–45 мм, изготовленного на стане «5000» ЛПЦ-3 ПАО «Северсталь», установлено, что формирование структуры стали происходит за счет реализации динамической и метадинамической рекристаллизации, которые стимулируются на первой стадии высокой температурой прокатки 1150–1100°C и постепенным накоплением деформации от прохода к проходу.

Последующее снижение температуры до 1100–1050°C при степени дробной деформации 15–18% способствует развитию и завершению рекристаллизации. Последние проходы должны осуществляться в интервале температур 1020–850°C в зависимости от требуемых механических свойств, при этом деформирование на последних 2–3 проходах необходимо проводить со степенью деформации не более 5%, чтобы избежать поверхностного наклепа и выделения нитридов и карбидов. Реализуемые схемы позволяют получать листовой прокат с пределом текучести 500–800 МПа при сохранении высокой пластичности и ударной вязкости.

8. Показано, что при изготовлении листового проката толщиной 10–18 мм на стане «2000» АО «ВМК «Красный Октябрь» получение рекристаллизованной структуры обеспечивается накоплением на первых проходах суммарной степени деформации около 40–45%, необходимой для начала процессов динамической и метадинамической рекристаллизации и сохранения высокой температуры (1100–1050°C) на начальных этапах горячей прокатки, с последующим постепенным уменьшением интенсивности обжатий до 10–15% для развития и завершения этих процессов. На последних проходах степень деформации должна составлять 8–4% за проход для обеспечения наклепа и исключения образования вторичных фаз. Снижение температуры конца прокатки до 950–900°C увеличивает наклеп рекристаллизованной структуры. Суммарная степень деформации при этом должна составлять не менее 65–75%. Листовой прокат после термомеханической обработки по указанным режимам обладает пределом текучести 650–900 МПа.

Для изготовления листового проката толщиной менее 10 мм, обладающего высокими пластическими свойствами и ударной вязкостью, необходимо применение последующей термической обработки для реализации процессов статического возврата и рекристаллизации, а также растворения дисперсных частиц по границам зерен. При этом температура выдержки при 1100°C приводит к снижению предела текучести  $\sigma_{0,2}$  до 650 МПа, повышению относительного удлинения  $\delta_5$  до 43%, относительного сужения  $\psi$  до 62% и ударной вязкости до 225 Дж/см<sup>2</sup>. Увеличение температуры выдержки до 1200°C приводит к собирательной рекристаллизации, обеспечивая значение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  475–520 МПа и повышение характеристик пластичности  $\delta_5$  и  $\psi$  до 56 и 70% соответственно.

9. Разработаны технологические схемы изготовления профильного проката с пределом текучести 600–1000 МПа на стане «630/420» ООО «РМ-стил». Показано,

что дробная степень деформации до 20% и преобладание метадинамической рекристаллизации приводит к формированию мелкозернистой структуры (размер зерна составляет 5–25 мкм) и обеспечивает получение предела текучести 950–1000 МПа. Увеличение степени дробной деформации способствует развитию преимущественно динамической рекристаллизации и реализации постдеформационных процессов после окончания деформации. В результате меньшего градиента температур формируется более изотропная структура с размером зерна порядка 15–40 мкм, которая обеспечивает  $\sigma_{0,2}$  600–700 МПа.

10. Установлены основные причины формирования крупнозернистой и разнотернистой структуры стали и предложены рекомендации по оптимизации технологических схем изготовления поковок из азотсодержащей стали, учитывающие процессы упрочнения при деформации и разупрочнения в междеформационных паузах, обеспечивающие прохождение частичной рекристаллизации или наклепа для получения значений предела текучести более 600 МПа при сохранении высокой пластичности и ударной вязкости за счет снижения температуры нагрева заготовок перед последними тремя выносами до 1070°C (на последнем выносе до 1050°C). Длительность выдержки должна быть оптимальной для обеспечения минимальной реализации процессов возврата (полигонизации) при нагреве под деформацию.

## **II. Исследование технологичности азотсодержащей стали**

11. При проведении экспериментальных работ по изучению влияния способа холодного деформирования показано, что:

– высокопрочная сталь марки 04X20H6Г11М2АФБ обладает большим запасом пластичности при холодном деформировании. Даже при высокой степени предварительной пластической деформации для сталей подобного класса ~32%, одновременно с происходящим увеличением прочностных характеристик (на ~30%) ее остаточная пластичность остается на высоком уровне ( $\delta_5=25\%$  и  $\psi=67\%$ );

– при неравномерном распределении деформации при штамповке в объеме заготовки образуются локализованные области с более высокой степенью деформации, способствующие значительному деформационному упрочнению за счет формирования областей с дефектной структурой, обуславливающей существенное снижение запаса пластичности и ударной вязкости. При обеспечении равномерного распределения деформация протекает более однородно во всем объеме материала.

12. Показано, что предел текучести при одноосном растяжении предварительно продеформированного образца при двухосном нагружении изгибом (трехточечный изгиб  $\approx 32\%$ ) меньше, чем значение предела текучести образца после предварительной деформации при одноосном растяжении до пластической деформации  $\approx 25\%$  (стадия равномерной деформации). Полученный результат свидетельствует о возникновении в исследуемой стали при холодной деформации микронапряжений в объеме заготовки и об анизотропном упрочнении стали. В результате холодной деформации в стали накапливается высокая внутренняя энергия,

обусловленная генерацией дефектов упаковки и пересекающихся двойников деформации. Возникновение при деформировании тензора микронапряжений обуславливает возможность оптимизации последовательности деформирования и управление распределением деформации при штамповке.

13. Разработаны технологические схемы изготовления штампованных деталей из высокопрочной азотсодержащей стали, в том числе с применением специальных объемных штампов, в соответствии с которыми в условиях АО «Адмиралтейские верфи» изготовлена опытная партия штампованных деталей сферической и торосферической формы. Рекомендовано для изготовления сферических деталей с диаметром более 1000 мм использовать исходный листовой прокат с меньшим значением прочностных характеристик для получения близких значений прочностных свойств штампованных деталей и нештампованных при строительстве крупногабаритных сварных конструкций.

14. При исследовании свариваемости стали марки 04X20H6Г11М2АФБ установлено, что:

– исследуемая сталь сваривается всеми видами сварки. Сварные соединения из стали обладают высоким комплексом механических и коррозионных свойств;

– при сварке не происходит интенсивного растворения основного металла в металле шва, глубина вовлечения основного металла в процессы формирования шва не превышает 20–30 мкм. Изменение концентраций основных легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена, марганца, ванадия) по сечению сварного шва (от основного металла к металлу шва) носит скачкообразный характер, при этом для каждого элемента изменение происходит на разном расстоянии от линии сплавления;

– сварные соединения из азотсодержащей стали имеют относительно узкую зону термического влияния (300–450 мкм);

– в зоне термического влияния происходит образование вторичных фаз (нитридов и карбонитридов хрома,  $\chi$ -фазы –  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ), которые, в основном, образуются в температурном интервале 600–950°C. Частицы вторичных фаз могут являться центрами зарождения микротрещин при воздействии внешних напряжений.

### **III. Исследование влияния внешних воздействий на изменение структуры, характера разрушения и свойства высокопрочной азотсодержащей стали**

15. При исследовании влияния динамического нагружения стали марки 04X20H6Г11М2АФБ на изменение структуры и свойств установлено, что:

– происходит значительное упрочнение стали, причем интенсивность изменения прочностных характеристик зависит от исходной структуры и степени пластической деформации: чем выше исходные прочностные характеристики стали, тем больше упрочнение. Снижение пластичности, особенно значений равномерного удлинения и ударной вязкости, зависит от количества нагружений и формирующейся структуры.

Многokратное динамическое нагружение приводит к неоднородному изменению исходной структуры в объеме образца стали вследствие неодинакового накопления

пластической деформации в его различных зонах. Практически во всем объеме деформируемого металла происходит деформационное упрочнение. Наиболее существенное увеличение предела текучести (на 43%) наблюдается в зоне с наибольшей накопленной деформацией. Упрочнение сопровождается резким снижением запаса пластичности исследуемой стали.

16. Показано, что при статическом одноосном нагружении азотсодержащей стали увеличение скорости деформации в диапазоне  $10^{-4} \div 1 \text{ с}^{-1}$ :

- приводит к увеличению предела текучести на  $\sim 15\%$  и снижению пластичности на  $\sim 25\%$ . Основное снижение значений относительного полного и равномерного удлинения происходит при увеличении скорости деформации с  $10^{-4}$  до  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ , при увеличении скорости деформации до  $1 \text{ с}^{-1}$  эти характеристики практически не изменяются;

- не приводит к изменению характера разрушения, которое носит вязкий чашечный характер и происходит по телу зерен, однако способствует увеличению диаметра чашек и высоты стенок. Предварительное динамическое нагружение не влияет на характер разрушения стали в условиях последующего статического одноосного растяжения.

17. Показано, что при статическом одноосном растяжении со скоростью деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  на ранних стадиях пластического течения в структуре появляются плоские скопления дислокаций, плотность которых закономерно увеличивается по мере увеличения степени деформации, при дальнейшем развитии деформации по достижении критического значения в структуре появляется и развивается двойникование. На стадии равномерной деформации  $\epsilon_{\text{лок}} \approx 0,29$ , непосредственно предшествующей локализации пластического течения, во внутренних объемах зерен формируются каркасы из пересекающихся двойников толщиной  $0,1\text{--}0,2$  мкм, расстояния между ними составляют  $0,3\text{--}0,8$  мкм. При дальнейшем увеличении степени деформации толщина и расстояние между соседними двойниками уменьшается и непосредственно перед разрушением достигает величины  $0,1\text{--}0,2$  мкм. Формирование таких структур объясняет высокие значения деформирующего напряжения.

18. При исследовании влияния малоциклового нагружения установлено, что:

- исследуемая сталь относится к классу циклически разупрочняемых сталей, что не характерно для традиционных аустенитных сталей. Остаточная деформация при амплитуде нагружения, превышающей  $0,4\sigma_{0,2}$ , интенсивно нарастает в первые 10 циклов, затем скорость нарастания уменьшается. Процесс накопления остаточной деформации непрерывен вплоть до разрушения. Уровень напряжений  $0,8\sigma_{0,2}$  является достаточно высоким для реальных эксплуатационных нагрузок, и свидетельствует о высокой работоспособности стали при циклических нагрузках;

- циклическое нагружение по-разному влияет на механические характеристики азотсодержащей стали. Значение временного сопротивления  $\sigma_{\text{в}}$  не зависит от уровня

мягкого или жесткого нагружения. Значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  при мягком нагружении не изменяются вплоть до  $\sigma_{\max}=\sigma_{0,2}$ . Значение предела пропорциональности  $\sigma_{\text{пц}}$  начинает уменьшаться при  $\sigma_{\max}>0,7\sigma_{0,2}$ . Жесткое нагружение приводит к уменьшению как  $\sigma_{0,2}$  так и  $\sigma_{\text{пц}}$  в исследованных пределах амплитуд деформации от  $\varepsilon=\pm 0,2\%$  до  $\varepsilon=\pm 1\%$ ;

– длина зоны усталостного разрушения составляет около 0,5 мм. Количество циклов между зарождением трещины и разрушением образца меньше по сравнению с традиционными аустенитными сталями, т.е. азотсодержащая сталь имеет большую долговечность, но слабо сопротивляется развитию усталостной трещины.

19. Контроль магнитной проницаемости  $\mu$  после проведенных эксплуатационных нагружений показал, что ее значение не изменяется в процессе технологического передела и эксплуатационных нагрузок и не превышает значения 1,01 Гс/Э. Проведенные исследования структуры стали подтвердили, что в результате эксплуатационных нагружений аустенит проявляет высокую стабильность без образования мартенситной фазы.

20. Показано, что при приложении напряжений, не превышающих значение предела текучести магнитные характеристики (коэрцитивная сила, остаточная индукция, максимальная магнитная проницаемость и намагниченность) в максимальном приложенном поле для стали:

– с содержанием менее 7%  $\delta$ -феррита в упругой области деформирования до  $\sigma\approx 200$  МПа практически не изменяются. С увеличением напряжений выше 200 МПа наблюдается снижение значений коэрцитивной силы  $H_c$ , остаточная индукция  $B_r$  и максимальная магнитная проницаемость  $\mu_{\max}$  возрастают в 2,5. Намагниченность сохраняет свои значения на исходном уровне во всем диапазоне приложенных нормальных напряжений.

– для стали без  $\delta$ -феррита, значение магнитной проницаемости не изменяется во всем диапазоне приложенных растягивающих напряжений и составляет  $\mu\sim 1,001$  Гс/Э.

21. Показано, что наличие  $\delta$ -феррита (до 7%) в стали марки 04X20H6Г11M2АФБ:

– повышает горячую пластичность и уменьшает склонность к образованию горячих трещин при деформации;

– повышает степень динамической рекристаллизации в интервале температур 1000–1200°C, при этом снижается напряжение течения по достижению пороговой степени деформации;

– не влияет на образование зародышей и кинетику статической рекристаллизации, а также интервалы образования вторичных фаз при выдержке и охлаждении;

– при содержании более 1%  $\delta$ -феррит снижает ударную вязкость, при этом разрушение происходит, в основном, по границам раздела «аустенитная матрица/ $\delta$ -феррит», снижает долговечность стали при циклическом нагружении.

Результаты выполненных лабораторных исследований и опытно-промышленных работ по созданию новых высокопрочных азотсодержащих сталей существенно уточняют и дополняют предшествующие научные и практические знания в этой области материаловедения и обеспечивают возможности их широкого внедрения. Разработанные технологии позволят в рамках одного марочного состава получать стальные полуфабрикаты различного сортамента в широком диапазоне механических и служебных свойств и обеспечить потребности ключевых отраслей промышленности перспективными материалами. Проведена полномасштабная оценка технологичности стали и изучено влияние внешних воздействий при различных видах эксплуатационных нагрузений, подтвердивших высокую работоспособность материала.

### ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. **Фомина О.В.**, Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Зотов О.Г. и др. Физическое моделирование процессов термомеханической обработки высокопрочной азотсодержащей аустенитной стали и исследование их влияния на микроструктуру и свойства // **Металлы**. – 2011. – № 2. – С. 40–47.

**Fomina O.V.**, Kalinin G.Y., Mushnikova S.Y., Zotov O.G. et al. Physical simulation of thermomechanical treatment of a high-strength nitrogen-bearing austenitic steel and its effect on the microstructure and properties of the steel // **Russian Metallurgy (Metally)**. – 2011. – No 3. – P. 202–208.

2. Терентьев В.Ф., Блинов Е.В., **Фомина О.В.**, Мушникова С.Ю. и др. Механические свойства аустенитной коррозионно-стойкой стали с повышенным содержанием азота // **Деформация и разрушение материалов**. – 2011. – № 5. – С. 30–37.

3. Калинин Г.Ю., Малышевский В.А., **Фомина О.В.**, Мушникова С.Ю. и др. Высокопрочные аустенитные свариваемые стали для судостроения // **Вопросы материаловедения**. – 2014. – № 2(78). – С. 26–35.

Kalinin G.Y., Malyshevsky V.A., Fomina O.V., Mushnikova, S.Y., et al. High-strength austenitic welded steel for shipbuilding // **Inorganic Materials: Applied Research**. – 2015. – V. 6. – Is. 6. – P. 559–565.

4. **Фомина О.В.**, Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Круглова А.А., Вихарева Т.В. Особенности формирования структуры азотсодержащей стали при термомеханическом воздействии и ее взаимосвязь с механическими свойствами // **Электromеталлургия**. – 2014. – № 9. – С. 23–31.

**Fomina O.V.**, Malyshevsky V.A., Kalinin G.Y., Kruglova A.A., Vikhareva T.V. Structure formation in a nitrogen-bearing steel under thermodeformation conditions and its relation to the mechanical properties // **Russian Metallurgy (Metally)**. – 2014. – No 12. – P. 968–975.

5. Костина М.В., **Фомина О.В.**, Калинин Г.Ю. и др. Структура и свойства толстолистовых сварных соединений новой аустенитной азотсодержащей стали для работы в условиях высоких статических и знакопеременных нагрузок коррозионной среды // **Вопросы материаловедения**. – 2015. – №1(87). – С. 95–108.

6. Горкунов Э.С., Путилова Е.А., Задворкин С.М., Мушникова С.Ю., **Фомина О.В.** и др. Особенности поведения магнитных характеристик перспективных азотсодержащих сталей при упругопластической деформации // **Физика металлов и металловедение**. – 2015. – Т. 116. – № 8. – С. 884–896.

Gorkunov E.S., Putilova E.A., Zadvorkin S.M., Mushnikova S.Y., **Fomina O.V.** et al. Behavior of magnetic characteristics in promising nitrogen-containing steels upon elastoplastic deformation // *Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – V. 116. – Is. 8. – P. 838–849.

7. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В., Калинин Г.Ю., Грибанова В.Б. Исследование динамической и статической рекристаллизации в аустенитной азотсодержащей стали в процессе ВТМО // *Металлург*. – 2016. – № 3. – С. 60–65.

**Fomina O.V.**, Vikhareva T.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. – V. 60. – Is. 3–4. – P. 281–288.

8. Горкунов Э.С., Путилова Е.А., Задворкин С.М., Мушникова С.Ю., **Фомина О.В.** и др. Исследование структуры и свойств материала различных зон сварного соединения аустенитной азотсодержащей стали при упругопластической деформации // **Физика металлов и металловедение**. – 2016. – Т. 117. – № 11. – С. 1196–1206.

Gorkunov E.S., Putilova E.A., Zadvorkin S.M., Mushnikova S.Y., **Fomina O.V.** et al. Investigation of the structure and properties of the material of various zones of the welded joint of the austenitic nitrogen-containing steel upon elastoplastic deformation // *Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – V. 117. – Is. 11. – P. 1152–1162.

9. **Фомина О.В.** Формирование структуры высокопрочной азотсодержащей стали в процессе горячей деформации // **Известия ВУЗов. Черная металлургия**. – 2017. – Т.60. – № 3. – С. 216–222.

**Fomina O.V.** Structure formation in high-strength nitrogen-bearing steel on hot deformation // *Steel in Translation*. – 2017. – V. 47. – Is. 3. – P. 172–177.

**Fomina O.V.**, Structure formation in high-strength nitrogen-bearing steel on hot deformation // *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*. – V. 60(3). – P. 216–222.

10. Казаков А.А., Орыщенко А.С., **Фомина О.В.**, Житенев А.И., Вихарева Т.В. Управление природой  $\delta$ -феррита в азотсодержащих хромоникельмарганцевых сталях // **Вопросы материаловедения**. – 2017. – № 1(89). – С. 1–14.

Kazakov A.A., Oryshchenko A.S., **Fomina O.V.**, Zhitenev A.I., Vikhareva T.V., Controlling behavior of  $\delta$ -ferrite in nitrogen-containing chromium–nickel–manganese steels // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2017. – V. 8. – Is. 6. – P. 817–826.

11. **Фомина О.В.**, Костина М.В. Влияние температуры и степени деформации при ВТМО на образование вторых фаз в высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали // *Вопросы материаловедения*. – 2017. – № 2 (90). – С. 17–28.

12. Ильин А.В, **Фомина О.В.**, Глибенко О.В., Вихарева Т.В., Исследование изменения структуры и механических свойств высокопрочной азотсодержащей аустенитной стали после динамического нагружения // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2017. – V. 4. – P. 1–10.

13. Сагарадзе В.В., **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В., Завалишин В.А. и др. Особенности распада дельта-феррита в азотсодержащих аустенитных сталях // *Физика металлов и материаловедение*. – 2018. – Т. 119. – № 3. – С. 296–302.

Sagaradze V.V., **Fomina O.V.**, Vikhareva T.V., Zavalishin V.A. et al. Features of the Decomposition of Delta Ferrite in Nitrogen-Containing Austenitic Steels // *Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – V.119. – Is. 3. – P. 282–288.

14. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Формирование структуры азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ при горячей деформации. Ч. 1: Влияние температуры и скорости деформации на процесс динамической рекристаллизации // *Вопросы материаловедения*. – 2018. – № 2(94). – С. 7–21.

15. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В. Формирование структуры азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ при горячей деформации. Ч. 2: Влияние фазового состава и условий горячей деформации на процесс динамической рекристаллизации // *Вопросы материаловедения*. – 2018. – № 2(94). – С. 22–29.

16. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В., Калинин Г.Ю., Грибанова В.Б. Исследование механизмов кристаллизации и структуры высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали в литом состоянии // *Металлург*. – 2018. – № 6. – С. 22–27.

17. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В. Формирование структуры листового проката из высокопрочной азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ при многопроходной горячей деформации // *Тяжелое машиностроение*. – 2018. – № 6. – С. 2–8.

18. **Фомина О.В.**, Вихарева Т.В., Грибанова В.Б., Маркова Ю.М. Исследование кинетики метадинамической рекристаллизации в процессе термомеханической обработки азотсодержащей стали // *Материаловедение*. – 2018. – № 9. – С. 3–11.

19. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., **Фомина О.В.** и др. Коррозионно-стойкая высокопрочная немагнитная сталь и способ ее термомеханической обработки // Патент на изобретение № RU 2392348. Бюл. № 17 от 20.06.2010 г.