

На правах рукописи



**ЛУКИН ЕВГЕНИЙ ИГОРЕВИЧ**

**ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НИКЕЛЕВЫХ И  
ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ АЗОТИСТОГО  
МАРТЕНСИТА ДЛЯ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

**АВТОРЕФЕРАТ**  
**диссертации на соискание ученой степени**  
**кандидата технических наук**

**Москва – 2016**

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

**Научный руководитель:**

доктор технических наук, профессор,  
главный научный сотрудник ИМЕТ РАН

Блинов Виктор Михайлович

**Официальные оппоненты:**

Доктор технических наук,  
Зам. директора ЦФМК Федерального  
государственного унитарного предприятия  
«Центральный научно-исследовательский  
институт черной металлургии им. И.П.Бардина»

Родионова Ирина Гавриловна

Кандидат технических наук,  
Доцент кафедры Обработка металлов давлением  
Федерального государственного автономного  
образовательного учреждения высшего образования  
«Национальный исследовательский технологический  
университет «МИСиС»

Смарыгина Инга Владимировна

**Ведущая организация:** Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»

Защита состоится « 9 » июня 2016 г. в 14:00 часов на заседании диссертационного совета Д. 002.060.01 в ИМЕТ РАН по адресу: 119991, Москва, Ленинский проспект, 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института (ИМЕТ РАН) и на сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru>. Автореферат диссертации размещен на сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и на сайте ВАК <http://vak.ed.gov.ru>.

Автореферат разослан «    » апреля 2016 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета,  
доктор технических наук,  
профессор



В. М. Блинов

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность работы.

Развитие современной техники в таких отраслях, как авиация, машиностроение, топливно-энергетический, комплекс требует создания новых высокопрочных материалов.

Новые и весьма широкие возможности применения в разных отраслях техники открываются у коррозионностойких сталей со структурой азотистого мартенсита. Актуальность создания таких сталей, способных надежно работать в условиях статических, циклических и динамических нагрузок и коррозионно-активных сред, определяется тем, что резервы повышения уровня и сочетания вышеуказанных свойств у традиционных коррозионностойких углеродсодержащих сталей практически исчерпаны. Наиболее широкое применение из нержавеющей сталей со структурой азотистого мартенсита для нагруженных деталей авиационной техники получила сталь 1X15H5AM3. Однако эта сталь имеет недостаточную прочность ( $\sigma_{0,2} < 1400$  МПа) для многих деталей техники нового поколения. Кроме того, в этой стали высокое содержание дефицитного молибдена. Создание сталей со структурой азотистого мартенсита важно так же для нагруженных конструкций вместо применяемых с низкой прочностью сталей X18H9 ( $\sigma_{0,2} = 200$  МПа) для корпусов вагонов пассажирских поездов и стали 0H9 ( $\sigma_{0,2} = 520$  МПа) для конструкций криогенной техники.

Одним из перспективных путей решения отмеченной проблемы является разработка экономнолегированных высокопрочных коррозионностойких сталей со структурой азотистого мартенсита, не содержащей зернограницных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$ ,  $\delta$ -феррита и  $\sigma$ -фазы, снижающих пластичность и коррозионную стойкость. Высокопрочное состояние у таких сталей может быть получено при использовании горячей прокатки (температура окончания которой ниже температуры рекристаллизации) с охлаждением в воде от температуры окончания деформации, обработки холодом и низким отпускком. После такой обработки возможно формирование мелкозернистой структуры с заданным количеством мартенсита и аустенита с высокой плотностью деформационных дефектов и дисперсными карбонитридными частицами. Указанная обработка не включает высокотемпературную закалку, которая приводит к росту зерна, снятию внесенного деформацией наклепу и выделению зернограницных карбидов хрома. Структура и свойства сталей со структурой азотистого мартенсита недостаточно изучены, поэтому сохраняются проблемы при

разработке оптимальных режимов термопластической обработки, обеспечивающие стабильность структуры и свойств таких сталей.

**Целью работы** являлось установление закономерностей формирования структуры и свойств в процессе нагрева, охлаждения и пластической деформации Fe-Ni-N и Fe-Cr-Ni-N мартенситных и мартенситно-аустенитных сплавов и разработка на этой основе новых сталей для высоконагруженных деталей и конструкций.

Для достижения указанной цели в работе решались следующие **основные задачи:**

- Изучение фазовых превращений при нагреве, охлаждении и пластической деформации новых Ni-N и Cr-Ni-N сталей;
- Исследование влияния термической обработки и пластической деформации на структуру и свойства новых Ni-N и Cr-Ni-N сталей;
- Исследование технологических свойств полуфабрикатов из новой стали 0X15АН4ФД, промышленной выплавки.

**Научная новизна** полученных результатов заключается в следующем:

1. Обоснован и рассчитан химический состав коррозионностойких азотосодержащих сталей для высоконагруженных деталей и конструкций. При выборе химического состава стали использован принцип формирования структуры с азотистым мартенситом, не содержащей  $\delta$ -феррита,  $\sigma$ -фазы и зернограницных карбидов типа  $Me_{23}C_6$ .
2. Изучены фазовые превращения в процессе нагрева и охлаждения новых азотосодержащих сталей 20X15АН3МД2, 0X15АН4ФД и 04Н9Х2А. Определены температуры начала и конца обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения.
3. Установлено, что лучшее сочетание прочности и пластичности достигается у стали 20X15АН3МД2 после горячей прокатки, обработки холодом и отпуска при 400°C. В процессе такой обработки формируется мелкозернистая (10-15 мкм) структура, состоящая из пакетного мартенсита (~70%), аустенита (~30%) и дисперсных карбонитридных частиц.
4. Выявлен механизм формирования высокопрочного состояния стали 20X15АН3МД2 в процессе горячей прокатки.
5. Установлены закономерности формирования структуры и свойств новой экономнолегированной стали 0X15АН4ФД в зависимости от режимов термической обработки. Сталь после закалки от 1000°C и отпуска при 400°C обладает высоким уровнем механических и технологических свойств.
6. Впервые изучены закономерности изменения структуры и свойств стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота в зависимости от

режимов термопластической обработки. Методом электронной микроскопии выявлены особенности структуры пакетного частично сдвойникового мартенсита в стали после закалки от 850-1000°C, а после отпуска при 500°C-дисперсные частицы CrN.

**Практическая значимость** работы состоит в следующем:

- 1) Развита основа создания новых Ni-N сталей с высокими механическими свойствами при комнатной и криогенной температурах.
- 2) На основании систематических исследований влияния термической и термопластической обработок на структуру и свойства Ni-N, Cr-Ni-N сталей разработаны новые высокопрочные стали 20X15АНЗМД2 (патент РФ № 2576773), 0X15АН4ФД (решение о выдаче патента от 02.02.2016, заявка №2015111271), 04Н9Х2А (патент РФ №2516187), и режимы их термопластической и термической обработки для формирования высокопрочного состояния.
- 3) На заводе «Электросталь» и в ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» изготовлены из сталей 20X15АНЗМД2 и 0X15АН4ФД опытные партии кованых прутков и горячекатаного листа 2-14 мм.

**Личный вклад автора.**

Соискатель принимал участие в постановке задач и экспериментов, самостоятельно анализировал их результаты. Эксперименты и испытания выполнены им лично, либо с его непосредственным участием. Анализ полученных результатов и подготовка публикаций выполнена при участии соавторов.

**Апробация работы.** Материалы диссертационной работы доложены на конференциях: XI и XII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, ИМЕТ РАН. 2014, 2015; V Международная конференция «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества», Москва, ИМЕТ РАН. 2014; VI Международная Конференция «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов», Москва, ИМЕТ РАН. 2015; Вторая Всероссийская молодежная научно-техническая конференция с международным участием «Инновации в материаловедении», Москва, ИМЕТ РАН. 2015; X Международная школа-конференция для молодых ученых и специалистов «Материалы для экстремальных условий эксплуатации: разработка, получение и применение», Москва, НИЯУ «МИФИ». 2015.

**Публикации.** По теме диссертации опубликовано 12 работ (в том числе 3 патента на изобретение), 3 из которых – в перечне отечественных

рецензируемых научных изданий, рекомендуемых ВАК. Список публикаций приведен в конце автореферата.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы и приложения. Объем диссертации составляет **117** страниц, включая **47** рисунков, **33** таблиц и список литературы из **104** наименований.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Введение.** Во введении обоснована актуальность создания экономнолегированных высокопрочных коррозионностойких мартенситно-аустенитных Cr-Ni-N сталей для высоконагруженных изделий и Ni-N стали для низкотемпературной службы. У таких сталей после оптимальных режимов термопластической и термической обработки возможно получение лучшего сочетания свойств, по сравнению с углеродсодержащими аналогами.

**Литературный обзор.** В первой главе представлен аналитический обзор литературных данных по структуре и свойствам азотосодержащих Cr-Ni и Ni сталей, позволяющий выявить их перспективность использования для изготовления высоконагруженных деталей и конструкций низкотемпературной техники. На основании этого анализа сформулированы цель и задачи данного исследования.

**Во второй главе** дано обоснование выбора химического состава стали на основе азотистого мартенсита для решения поставленных задач, описываются условия их выплавки и пластической деформации, изложены методы исследования, использованные в работе. Химические составы коррозионностойких сталей рассчитаны с учетом формирования структуры, не содержащей  $\delta$ -феррита,  $\sigma$ -фазы и зернограничных карбидов хрома, снижающих пластичность.

При выборе стали выполнялись следующие условия для:

- высоконагруженных деталей:  $C + N = 0,25 \div 0,45$ ;  $C / N = 1,1 \div 2,3$ , соотношение аустенито и ферритообразующих элементов (определяющих фазовый состав стали по диаграмме Шеффлера)  $12 < Cr_{eqv} < 17$ ;  $9 < Ni_{eqv} < 14$  (стали пл. 1-5, таб. 1);

- сварных конструкций, изготавливаемых с применением холодной и горячей пластической деформации:  $C + N = 0,10 \div 0,25$ ;  $C / N \leq 0,2$ ; соотношение  $12 \leq Cr_{eqv} \leq 16$ ;  $5 \leq Ni_{eqv} \leq 11$ ;  $Ni_{eqv} = 1,113 Cr_{eqv} - 7,44$  (стали пл. 6-8, таб. 1).

Азот и углерод вводили для повышения прочности, а Cr, Mo и Cu – обеспечения коррозионной стойкости, Ni – повышения пластичности и

снижения температуры вязко-хрупкого перехода, добавки V –получения мелкозернистой структуры.

За основу разработки стали для низкотемпературной службы с повышенной прочностью и пластичностью была взята сталь типа 0Н9, в которую вводили N. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, масс. %.

№ пл.	Сталь	C	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	V
1	09X16АНЗМФ	0,09	0,12	16,1	2,9	0,52	0,8	0,18	-	0,18
2	16X15АНЗМД2	0,12	0,14	14,5	2,85	1,06	1,55	0,51	1,7	-
3	13X15АН4ГМФД	0,13	0,14	14,5	3,8	0,5	1,0	0,3	0,5	0,5
4	20X15АНЗМД2	0,25	0,12	14,3	2,94	1,11	1,31	0,23	1,7	0,09
5	40X13АНЗМ2	0,40	0,11	12,7	2,88	2,2	2,02	0,04	-	-
6	0X16АГ2Н2Б	0,03	0,08	16,1	2,4	1,6	-	0,1	-	-
7	0X15АН4ФД	0,02	0,14	15,3	4,2	1,5	-	0,3	0,9	0,20
8	0X15АН2ФД	0,03	0,14	15,9	2,1	1,4	-	0,2	0,68	0,25
9	04Н8Х2А <sup>1</sup>	0,02	0,08	1,5	8,2	0,30	-	0,18	-	-
10	04Н9Х2А <sup>1</sup>	0,04	0,18	2,5	8,9	0,35	-	0,10	-	-
11	0Н10Х2А <sup>1</sup>	0,06	0,22	2,0	10,4	0,59	-	0,27	-	-

<sup>1</sup> - выплавка стали пл. 10-12 проводилась на установке для литья под давлением 30-40 атм. азота;

Для определения фазового состава стали и параметров кристаллических решеток проводили рентгеноструктурный анализ на дифрактометре Shimadzu – XRD 6000. Микроструктуру сплавов изучали с помощью оптической (Olympus GX-51), просвечивающей (JEM-200СХ фирмы JEOL) и растровой (LEO-430 фирмы Cambridge Instrument) микроскопии. Дилатометрические исследования проводили с целью изучения фазовых превращений при нагреве и охлаждении на дилатометре DIL 805 A/D фирмы Baehr Thermoanalyse GmbH. Твердость образцов измеряли по Роквеллу на твердомере Wilson 3JR. Микротвердость определяли на твердомере Volpert 402 MVD, Shimadzu DUH-211. Механические испытания на растяжение проводили на машине INSTRON-3382, ударную вязкость на маятниковом копре Amsler RKP-450, испытания на многоцикловую усталость на машине Shenck PSB 10. Коррозионную стойкость определяли путем испытаний на стойкость к электрохимической коррозии в 3,5%-ном водном растворе NaCl при 20°С.

**Глава 3** посвящена исследованию влияния термической и термопластической обработок на структуру и свойства коррозионностойких азотосодержащих сталей для высоконагруженных деталей (пл. 1-5, таб. 1). Результаты механических испытаний сталей после термической обработки показали высокий уровень прочности (таб. 2). Лучший комплекс механических свойств имеет сталь 20X15АНЗМД2, структура и свойства которой подробно изучены.

Таблица 2 – Механические свойства сталей плавов 1-6 после закалки от 1000°C и отпуска 400°C – 2 час.

№ пл.	Сталь	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
1	09X16АНЗМФ*	1520	1370	14	40
2	16X15АНЗМД2*	1670	1420	12	23
3	13X15АН4МФД*	1450	1310	13	43
4	20X15АНЗМД2	1850	1550	12	30
5	40X13АНЗМ2*	1990	1700	3	6

\*- с обработкой холодом при -196°C.

При выборе режимов термической обработки учитывали температуры фазовых превращений при нагреве и охлаждении. По результатам dilatометрического исследования стали 20X15АНЗМД2 определены температуры начала и конца  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при нагреве ( $A_n = 720^\circ\text{C}$ ,  $A_k = 860^\circ\text{C}$ ) и начала  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситного превращения при охлаждении ( $M_n = 540^\circ\text{C}$ ). Показано, что закалка от 1050°C по сравнению с горячей прокаткой сужает интервал обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  - превращения со 140°C до 100°C, не влияя при этом на положение мартенситной точки (таб. 3).

Таблица 3 – Влияние горячей прокатки (ГП) и закалки 1050°C – 1ч. (З.) на критические температуры фазовых превращений ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ,  $\gamma \rightarrow \alpha$ ).

Обработка	$M_n$ , °C	$A_n$ , °C	$A_k$ , °C
ГП	540	740	840
З.	540	720	860

Повышение скорости нагрева сдвигает температуру начала обратного превращения  $\alpha \rightarrow \gamma$  ( $A_n$ ) в область более высоких температур (таб. 4).

Таблица 4 – Влияние скорости нагрева на критические температуры фазового превращения ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ).

Скорость нагрева, °C/сек	$A_n$ , °C	$A_k$ , °C
0,05	700	820
0,20	720	860
7,5	740	880

Повышение скорости охлаждения понижает температуру ( $M_n$ ) начала мартенситного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  (таб. 5).

Таблица 5 – Влияние скорости охлаждения на критические температуры фазового превращения ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ).

Скорость охлаждения, °C/сек	$M_n$ , °C
3,5	560
7,6	540



Температура закалки влияет на фазовый состав и механические свойства стали 20X15АНЗМД2, так как определяет размер зерна и количество растворившихся избыточных фаз, содержание углерода и азота в  $\gamma$ -твердом растворе и температуру начала мартенситного превращения (рис. 1 а, б).

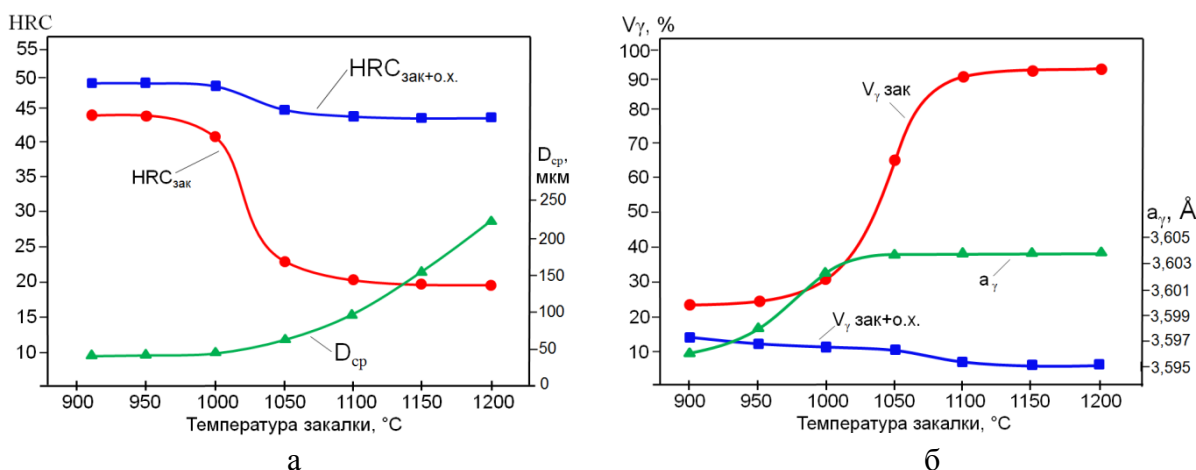


Рис. 1 – Влияние температуры закалки (зак.) и обработки холодом (о.х.) при  $-196^\circ\text{C}$  на твердость и размер зерна ( $D_{cp}$ ) (а), количество ( $V_\gamma$ ) и параметр кристаллической решетки ( $a_\gamma$ ) аустенита (б), стали 20X15АНЗМД2.

Практически полное растворение карбонитридных фаз при сохранении мелкозернистой структуры достигается у стали после закалки от температур выше  $1000^\circ\text{C}$ , о чем свидетельствует выход на «плато» зависимости параметра кристаллической решетки аустенита (рис. 1 б). Обработка холодом при  $-196^\circ\text{C}$  приводит к увеличению количества мартенсита, которое особенно резко выражено для температур закалки выше  $1000^\circ\text{C}$  (рис. 1 б).

Основной структурной составляющей стали 20X15АНЗМД2 после закалки от  $1000^\circ\text{C}$  является дислокационный пакетный  $\alpha$ -мартенсит со значительным количеством двойников (рис. 2).

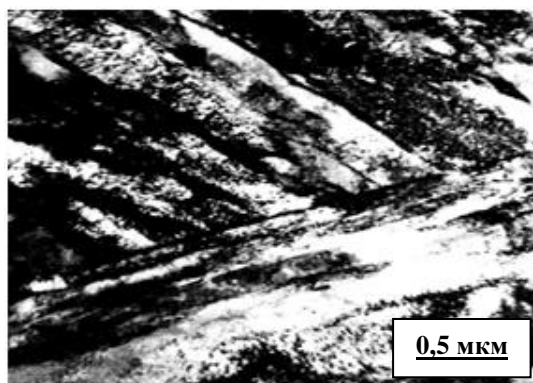


Рис. 2 - Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после закалки от  $1000^\circ\text{C}$ .

В структуре стали после закалки от 1000°C присутствует небольшое количество дисперсных выделений карбонитридов хрома в мартенсите и отсутствует  $\delta$ -феррит,  $\sigma$ -фаза и карбиды хрома типа  $M_{23}C_6$ .

Максимальную прочность, при сохранении повышенной пластичности и ударной вязкости сталь имеет после закалки от 1000°C и последующего нагрева при 400°C – 2 час. (рис. 3 а, б).

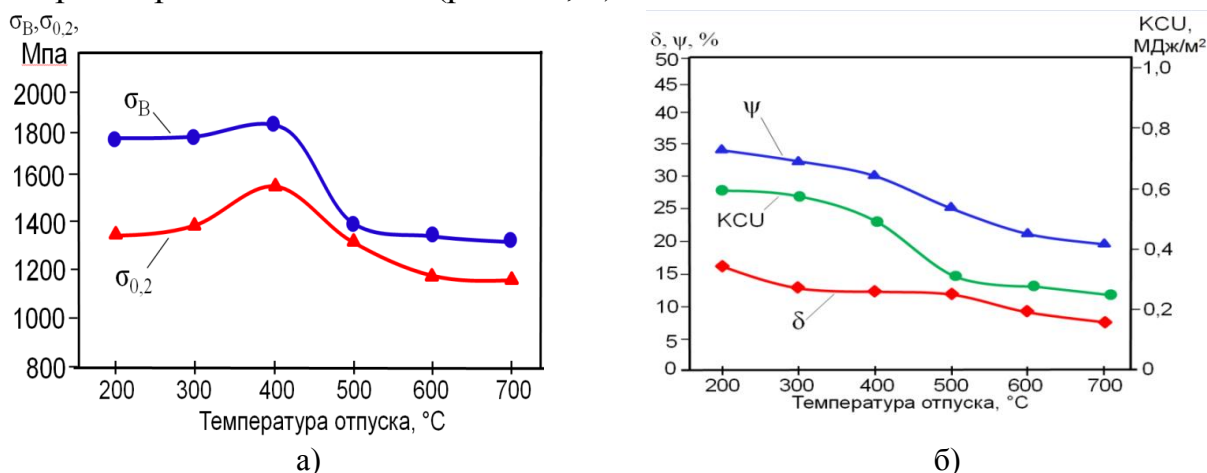


Рис. 3 - Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной от 1000°C стали 20X15АНЗМД2.

В структуре стали после этой обработки наблюдали пакетный мартенсит с тонкими прослойками остаточного аустенита и дисперсные (~100-200 нм) выделения карбонитридов по границам раздела мартенсит/аустенит. Плотность их относительно не велика, а распределение внутри кристаллов мартенсита относительно равномерное.

С повышением нагрева от 200 до 700°C в течение 2 часов уменьшается количество остаточного аустенита и параметр кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы (рис. 4).

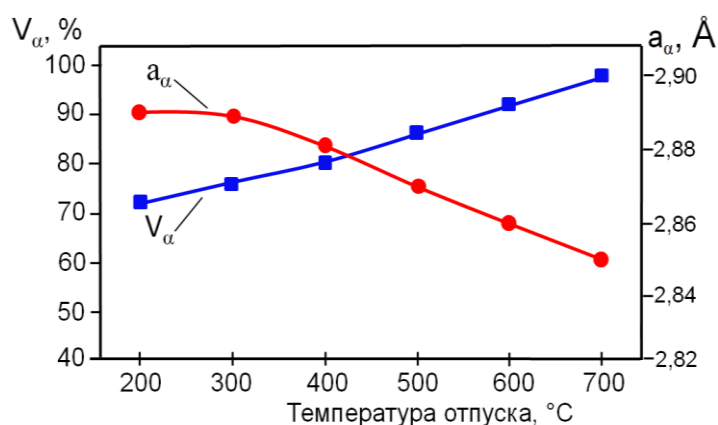


Рис. 4 - Влияние температуры отпуска на количество ( $V_\alpha$ ) и параметр кристаллической решетки ( $a_\alpha$ ) мартенсита закаленной от 1000°C стали 20X15АНЗМД2.

После отпуска при 400°C – 2 час. прочность стали повышается при незначительном снижении пластичности и ударной вязкости (рис. 3). Нагрев

при температурах выше 400°C приводит к снижению механических свойств в результате коагуляции частиц карбонитридов.

На структуру и свойства горячедеформированной стали существенное влияние оказывают режимы термомеханической обработки. Результаты исследования клиновидных образцов показали, что прокатка стали с обжатием до 80% за один проход в интервале 750 - 1100°C не приводит к их разрушению. Образцы деформируются равномерно вдоль и поперек направления прокатки без образования трещин на поверхности и в объеме образцов.

Горячая прокатка стали 20X15АНЗМД2 сопровождается радикальными изменениями фазового состава и субструктуры отдельных фаз. При этом их поведение отличается тем, что деформация происходит в однофазном состоянии (аустенит). После деформации происходит распад аустенита. Мартенсит наследует деформационные дефекты матрицы, к которым добавляются дефекты решетки, обусловленные мартенситным превращением при охлаждении стали после прокатки. Последнее относится и к аустениту, который добавляет к субструктуре, сформированной прокаткой, фазовый наклеп при мартенситном превращении. Количественно эти эффекты можно оценить по ширине дифракционных рефлексов  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз (рис. 5). В случае прокатки при 700-800°C с обжатием 50-70% основной вклад в упрочнение дает аустенит, а при более высоких температурах и более низких величинах деформации – мартенсит.

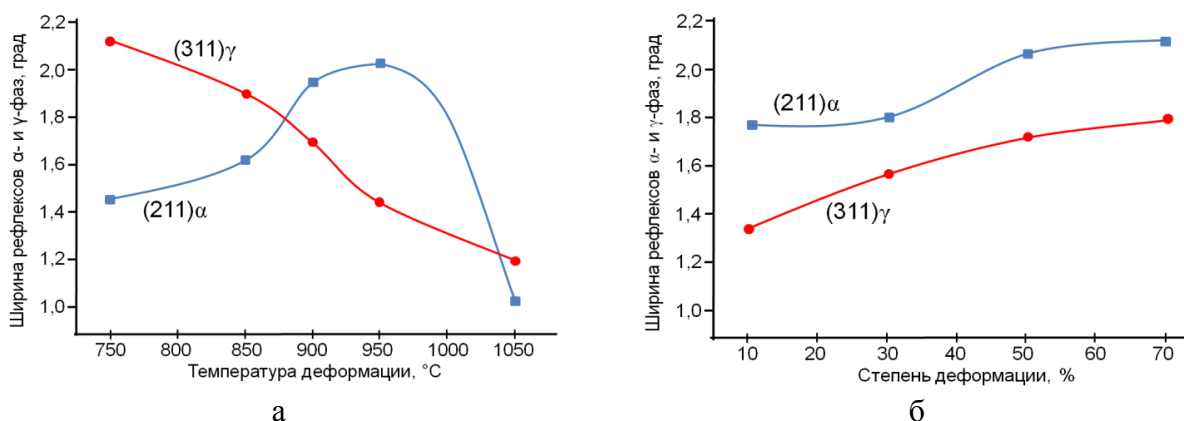


Рис. 5 - Зависимость ширины рефлексов (211)  $\alpha$ -фазы и (311)  $\gamma$ -фазы от температуры прокатки с обжатием до 70% (а) и степени деформации (прокатка при 900°C) (б) стали 20X15АНЗМД2.

Рентгеноструктурные исследования стали 20X15АНЗМД2 выявили закономерности влияния изменения температуры начала и конца прокатки на фазовый состав, плотность дефектов и параметр кристаллической решетки  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз (таб. 6).

Таблица 6- Результаты<sup>1</sup> рентгеноструктурных исследований горячекатаных ( $\varepsilon = 30\%$ ) образцов стали 20X15АНЗМД2.

Температура прокатки, °С	$V_{\alpha}$ , %	$a_{\alpha}$ , [Å]	$V_{\gamma}$ , %	$a_{\gamma}$ , [Å]	Ширина рефлексов $\alpha$ - и $\gamma$ -фаз	
					$\alpha$ (211)	$\gamma$ (311)
950-850	$\frac{24}{59}$	2,868	$\frac{76}{41}$	3,591	1,6	1,2
1000-900	$\frac{17}{53}$	2,873	$\frac{83}{47}$	3,595	1,4	1,0
1050-950	$\frac{4}{40}$	2,875	$\frac{96}{60}$	3,597	0,8	0,9
1100-1000	$\frac{2}{30}$	2,876	$\frac{98}{70}$	3,599	0,6	0,7

<sup>1</sup>-В числителе указаны значения после горячей прокатки, в знаменателе – после горячей прокатки и обработки холодом при -196°С.

Минимальное количество аустенита ( $V_{\gamma} = 76\%$ ) в стали без обработки холодом соответствует прокатке при 950-850°С, а максимальное ( $V_{\gamma} = 98\%$ ) – 1100-1000°С (таб. 6). При этом с повышением температуры прокатки увеличиваются параметры решетки мартенсита и аустенита в результате растворения в нем карбонитридов при повышении температуры прокатки и соответствующего увеличения содержания в нем элементов внедрения (азота и углерода).

Изучена микроструктура и форма кривой напряжение-деформация (рис. 6) стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°С с обжатием 30%.

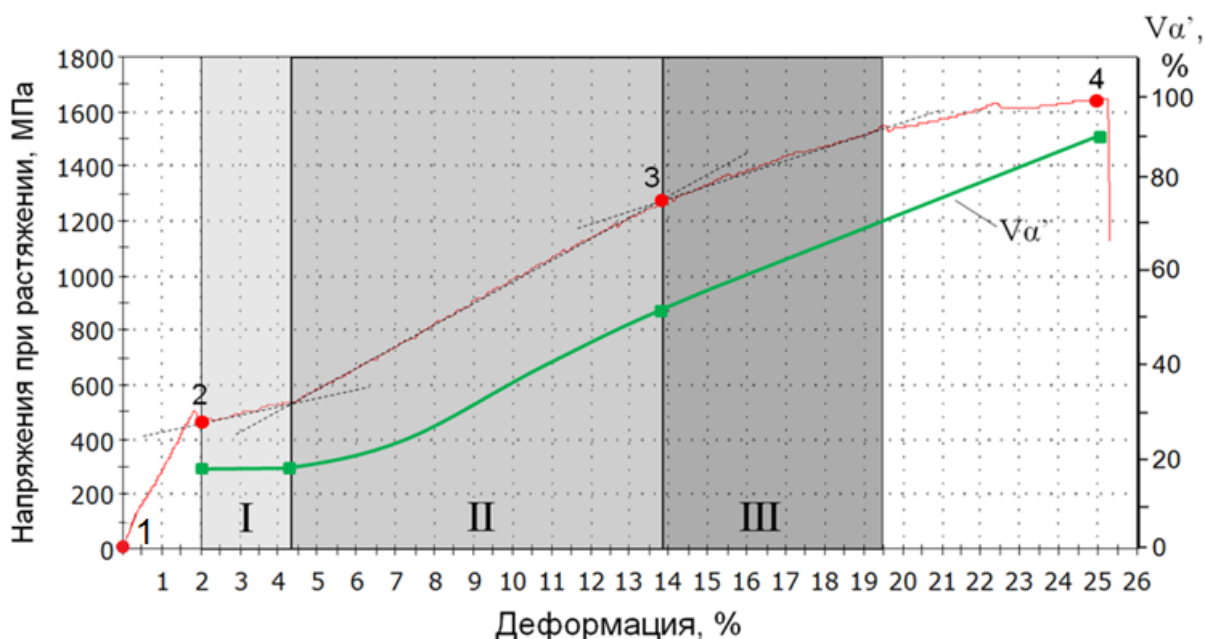


Рис. 6 – Кривая деформации образца стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°С с обжатием 30%.

Такая кривая имеет три прямолинейных участка с различными наклонами при деформациях 2-4% (участок I), 4-14% (участок II), 14-19% (участок III). Пересечение прямых линий на участке I и II соответствует началу  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения при деформации 4,%. Коэффициент деформационного упрочнения  $d\sigma/d\varepsilon$  стали на участке II значительно больше, чем на участках I и III. Аналогичные результаты получены в работе [1], в которой показано, что коэффициент деформационного упрочнения при растяжении стали AISI 316 уменьшается с ростом пластической деформации до определенного значения деформации, за которым он резко возрастает. Это значение деформации соответствует началу образования  $\alpha$ -мартенсита [1]. После растяжения стали 20X15АНЗМД2 на 2% наблюдали незначительное двойникование и дробление мартенситных кристаллов. Деформация на 25% приводит к значительной интенсивности двойникования, к измельчению и росту количества мартенсита до 90%.

С повышением температуры прокатки стали снижается прочность и возрастает пластичность и ударная вязкость (таб. 7), что связано с увеличением количества аустенита, снижением дефектности обеих фаз (таб. б), увеличением среднего размера зерна (таб. 7).

Таблица 7 - Механические свойства<sup>1</sup> и средний размер зерна стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки с обжатием 30%.

Температура прокатки, °С	HRC	Дср, мкм	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
950-850	<u>42</u> 47	23	<u>1800</u> 2050	<u>690</u> 1400	<u>14</u> 8	<u>26</u> 14	<u>0,56</u> 0,25
1000-900	<u>40</u> 50	11	<u>1740</u> 1980	<u>660</u> 1300	<u>19</u> 13	<u>28</u> 16	<u>0,84</u> 0,41
1050-950	<u>31</u> 48	28	<u>1560</u> 1760	<u>630</u> 1180	<u>25</u> 15	<u>29</u> 19	<u>1,32</u> 0,91
1100-1000	<u>42</u> 47	40	<u>1550</u> 1690	<u>690</u> 1400	<u>14</u> 8	<u>26</u> 14	<u>0,56</u> 0,25

<sup>1</sup>-В числителе указаны значения после горячей прокатки, в знаменателе – после горячей прокатки и обработки холодом при -196°С – 1 час.

После обработки холодом горячекатаных образцов стали 20X15АНЗМД2 количество мартенсита увеличилось (таб. б), повысилась прочность, снизилась пластичность и ударная вязкость (таб. 7). Лучшее сочетание механических свойств стали достигается после прокатки 1000 - 900°С со степенью деформации 30% с последующим охлаждением в воде от температуры окончания деформации (таб. 7).

1 – Seetharaman V., Krishnan R. Influence of the martensitic transformation on the deformation behavior of an AISI 316 stainless steel at low temperatures. Journal of material science 16 (1981) 523-530.

Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и последующего отпуска при 400°C (рис. 7), представляет собой высокодефектный (по сравнению с закалкой) пакетный мартенсит (~75%) с прослойками высокодефектного остаточного аустенита (~25%), а так же дисперсных (100-200 нм) округлых частиц карбонитридов типа  $Me_{23}(C,N)_6$  равномерно распределенных по объему зерна. В структуре стали не наблюдали зернограничных выделений.

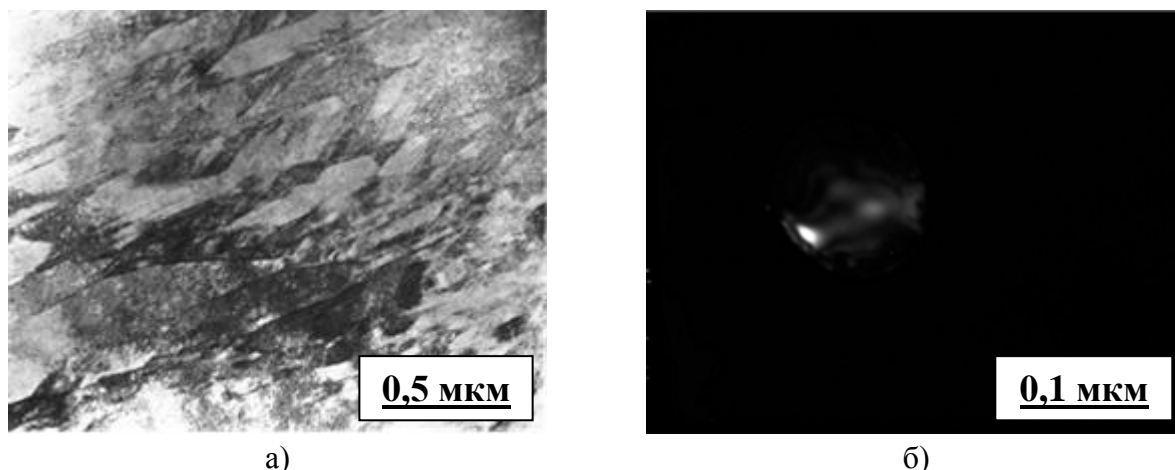


Рис. 7 - Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и отпуска при 400°C; а - смешанная микроструктура мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита, б - выделения частиц карбонитридов.

Сталь 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и последующего отпуска при 400°C – 2 час. имеет высокую прочность ( $\sigma_B = 1900$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1750$  МПа) и удовлетворительную пластичность ( $\delta = 13\%$ ,  $\psi = 46\%$ ) и ударную вязкость ( $KCU = 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>) (рис. 8)

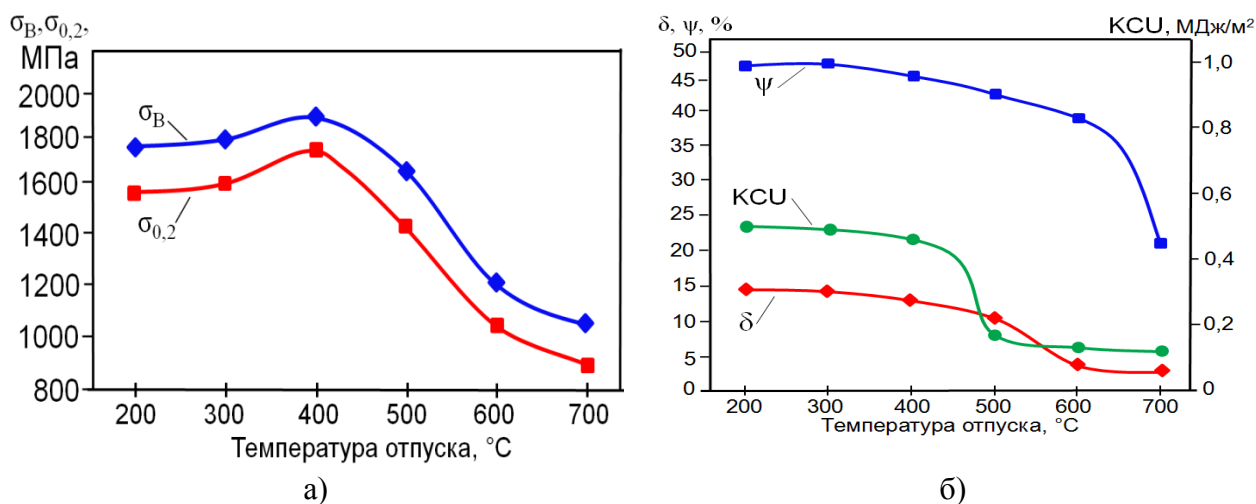


Рис. 8 – Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C и обработки холодом.

По уровню прочности новая сталь 20X15АНЗМД2 после предложенной обработки значительно превосходит наиболее широко применяемую для нагруженных изделий сталь 1X15АН5МЗ.

По пределу усталости ( $\sigma_{-1} = 440$  МПа на базе  $10^7$  циклов) сталь 20X15АНЗМД2 после предложенной обработки не уступает сталям 08X14АН4МДБ и 1X15Н5АМЗ ( $\sigma_{-1}=400$  МПа) (рис. 9).

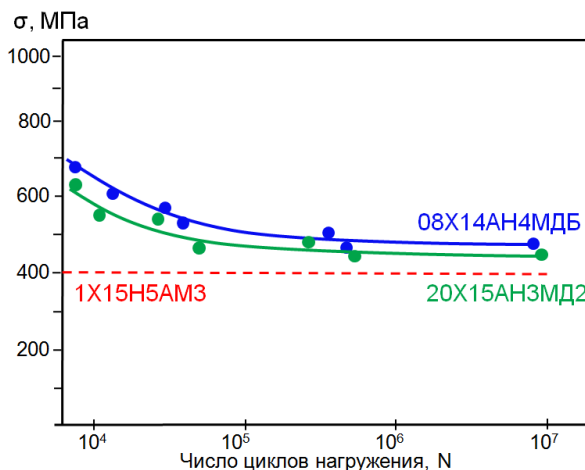


Рис. 9 –Кривые усталости сталей 20X15АНЗМД2 и 08X14АН4МДБ.

**Глава 4** посвящена исследованию влияния термической обработки на структуру и свойства экономнолегированных Cr-Ni-N мартенситно-аустенитных сталей с пониженным содержанием углерода и никеля, не содержащих молибдена (таб. 1, пл. 7-9).

Результаты механических испытаний сталей плавов 7, 8, 9 после закалки от 1000°C и отпуска при 400°C показали, что стали имеют повышенную прочность. Большой пластичностью обладает сталь 0X15АН4ФД, содержащая 4,2 % Ni (таб. 8, пл. 8), структура и свойства которой более подробно изучены в этой работе.

Таблица 8 – Механические свойства Cr-Ni-N сталей плавов 7, 8, 9 после термической обработки.

№ пл.	Сталь	Термическая обработка	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
6	0X16АГ2Н2Б	Закалка 1050°C+отпуск 400°C	1320	1230	9	40
7	0X15АН4ФД	Закалка 1000°C+отпуск 400°C	1240	1150	17	65
8	0X15АН2ФД	Закалка 1050°C+отпуск 400°C	1330	1210	10	38

Влияния термической обработки на структуру и свойства стали 0X15АН4ФД аналогично стали 20X15АНЗМД2.

После отпуска при 400°C - 2 час. прочность стали, закаленной от 1000°C возрастает (рис. 10 а) за счет выделения дисперсной карбонитридной фазы.



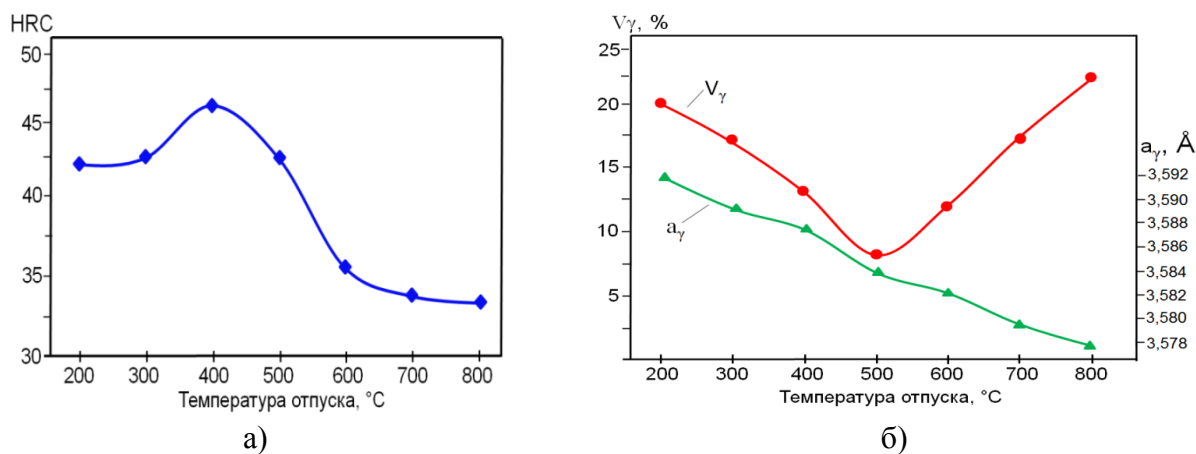


Рис. 10 - Влияние температуры отпуска на твердость (а), количество и параметр кристаллической решетки аустенита (б), стали 0X15N4АФД.

Нагрев при 500, 600, 700 и 800°C приводит к разупрочнению исследованной стали, что связано с выделением и коагуляцией частиц карбонитридов. При этом увеличивается количество и уменьшается параметр кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы (рис. 10 б).

После нагрева при 700-800°C сталь сохраняет повышенные значения механических свойств (рис. 11). Это позволяет прогнозировать высокие механические свойства сварных соединений.

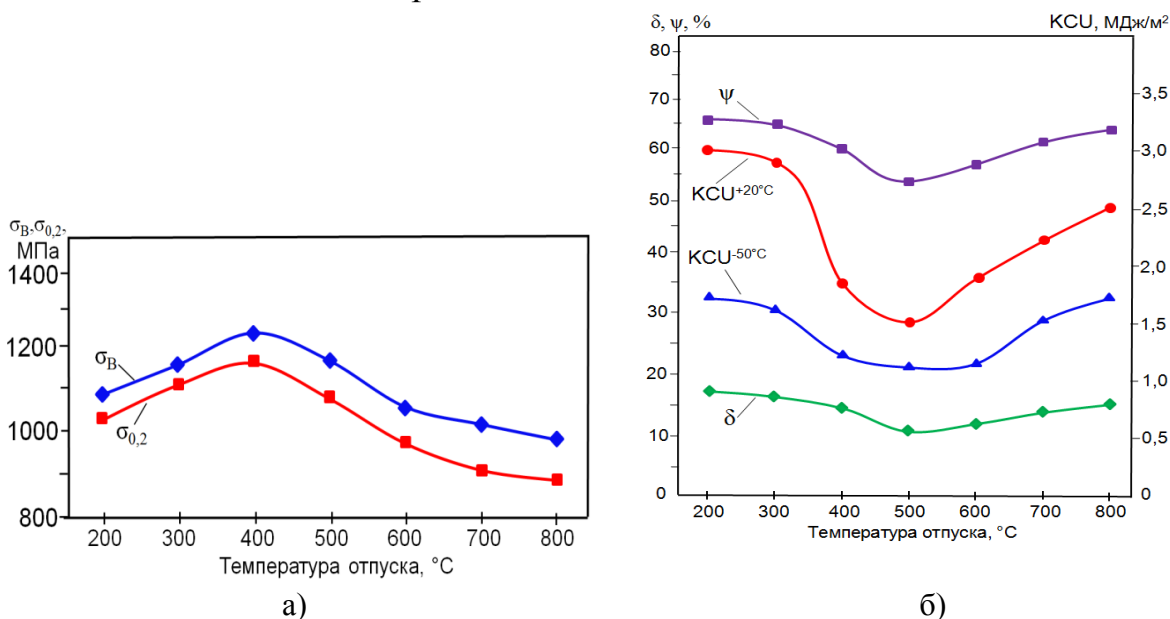


Рис. 11 - Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной от 1000°C стали 0X15N4АФД.

Следует также отметить сочетание высокой способности к локальной деформации (величине  $\psi$ , рис. 11 б) с высоким уровнем напряжений в момент разрушения для всех испытанных образцов, что может свидетельствовать о надёжности работы стали 0X15N4АФД при наличии концентраторов напряжений (например, резких изменений сечения детали,



наличия надрезов, глубоких рисок и т.д.). Повышенная пластичность и ударная вязкость при температурах +20 и -50°C образцов после всех температур отпуска связана с формированием структуры пакетного мартенсита с прослойками остаточного аустенита. По величине этих характеристик сталь 0X15Н4АФД не уступает аустенитной стали 12X18Н9Т.

По пределу усталости ( $\sigma_{-1} = 630$  МПа на базе  $10^7$  циклов) сталь 0X15АН4ФД превосходит в 2,5 раза сталь 08X18Н10Т ( $\sigma_{-1} = 205$  МПа) (рис. 12).

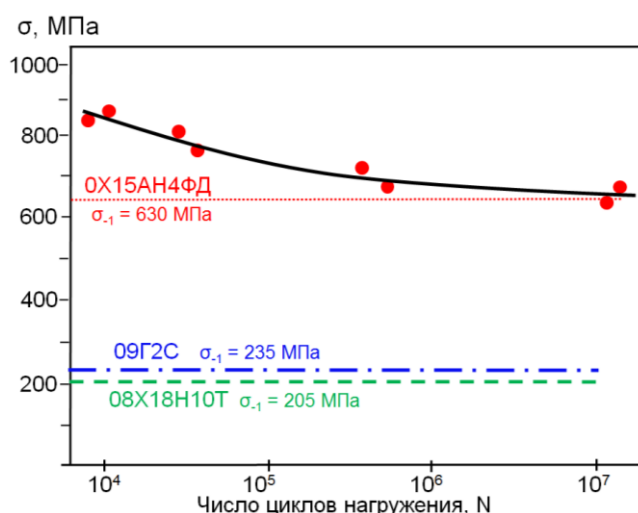


Рис. 12 – Кривая усталости стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°C и отпуска при 700°C.

Аргонно-дуговая сварка (АДС) с применением в качестве присадочного материала основного металла незначительно снижает пластичность сварного соединения, сохраняя его равнопрочность основному металлу (таб. 9).

Таблица 9 - Механические свойства сталей 0X15АН4ФД и 12X18Н10Т и их сварных соединений после отпуска при 700°C.

Сталь	Обработка	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
0X15АН4ФД	З. 1000°C+О. 700°C	990	890	15	66
	З. 1000°C+О. 700°C+АДС	920	830	10	50
12X18Н10Т	З. 1050°C+О. 700°C	480	180	32	50
	З. 1050°C+О. 700°C+АДС	420	140	25	46

Несмотря на высокую прочность, сварные соединения стали 0X15Н4АФД обладают высокой способностью к локальным пластическим деформациям. Исследование микроструктуры вдоль и по сечению рабочей части разрывного сварного образца этой стали после испытаний на растяжение показало, что разрушение произошло по сварному шву (СШ). Ударная вязкость сварных соединений стали 0X15Н4АФД зависит от места надреза образца (таб. 10).

Таблица 10 – Влияние места надреза образца на ударную вязкость сварных соединений сталей 0X15H4ФД и 12X18H10Т.

Сталь	Обработка	Место надреза	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
0X15АН4ФД	З. 1000°С+О. 700°С	-	2,1
	З. 1000°С+О. 700°С+АДС	СШ	0,55
		ЗТВ	1,45
12X18H10Т	З. 1050°С+О. 700°С	-	2,2
	З. 1050°С+О. 700°С+АДС	СШ	1,0
		ЗТВ	1,4

Электронно-микроскопическое исследование структуры основного металла и сварного шва показало, что она представляет собой пакетный мартенсит с высокой плотностью дислокаций и прослойками высокопластичного остаточного аустенита между кристаллами мартенсита.

Сталь 0X15АН4ФД является слабо чувствительной к влиянию термического цикла сварки на рост зерна в зоне термического влияния.

С целью определения технологичности стали 0X15АН4ФД при пластической деформации были проведены испытания на загиб и штампуемость. В таблице 11 приведены результаты сравнительных испытаний на выдавливание (штампуемость) по Эриксену образцов (лист 1,2 и 2,2 мм) стали 0X15АН4ФД в сравнении с широко используемой в виде листа, технологичной ферритной сталью 09Г2С.

Таблица 11 - Результаты испытаний по Эриксену образцов (лист 1,2 и 2,2 мм) сталей 0X15АН4ФД и 09Г2С.

Сталь	Толщина листа, мм	Термическая обработка листа	Критическое	
			Давление, МПа	Деформация, мм
0X15АН4ФД	1,2	Закалка 1000°С+ отпуск 700°С-2 часа	2,9	9,0
09Г2С		Нормализация 950°С	2,4	8,5
0X15АН4ФД	2,2	Закалка 1000°С	6,4	13,3
		Закалка 1000°С+ отпуск 600°С-2 часа	5,2	9,0
		Закалка 1000°С+ отпуск 700°С-2 часа	5,5	12,0
09Г2С		Нормализация 950°С	4,0	9,5

Анализ этих результатов показывает, что сталь 0X16H4ФД имеет стабильную высокую способность к вытяжке при штамповке после закалки от 1000°С и закалки от 1000°С и последующего отпуска при 600 и 700°С. По величине критической деформации, приводящей к образованию трещин в процессе вытяжки, исследованная сталь не уступает стали 09Г2С. Листы толщиной 2,4 мм из стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°С имели более

высокое сопротивление вытяжке, чем после отпуска при 600 и 700°C (таб. 13).

Сравнительные испытания стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°C и стали 12X18Н10Т после закалки от 1050°C на стойкость против атмосферной коррозии, проведенные в 3-% водном растворе NaCl показали низкую скорость коррозии азотосодержащей стали, примерно такую же, как у стали 12X18Н10Т (таб. 12).

Таблица 12 - Коррозионная стойкость сталей 0X15АН4ФД и 12X18Н10Т и их сварных соединений\* в 3% водном растворе NaCl после 168 часов испытаний.

Сталь	Термическая обработка	Удельные потери веса*, г/м <sup>2</sup>	Скорость коррозии*, г/м <sup>2</sup> ·час
0X15АН4ФД	Закалка 1000°C	0,012	0,0006
	Закалка 1000°C+ отпуск 700°C	<u>0,088</u> 0,115	<u>0,0005</u> 0,002
12X18Н10Т	Закалка 1050°C	0,010	0,0001
	Закалка 1050°C+ отпуск 700°	<u>0,080</u> 0,110	<u>0,0004</u> 0,006

\*В числителе указаны значения для основного металла, в знаменателе – для сварного шва.

После нагрева при 700°C относительно небольшое увеличение скорости коррозии связано с выделением нитридов хрома типа Cr<sub>2</sub>N в стали 0X15АН4ФД и карбидов хрома типа Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> в стали 12X18Н10Т. Сварка стали 0X15АН4ФД по сравнению с основным металлом незначительно снижает коррозионную стойкость.

**Глава 5** посвящена исследованию технологической пластичности и влиянию термической обработки и пластической деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота.

Исследование технологической пластичности при ковке 10 кг слитков показало, что получение качественных заготовок 750×100×20 мм без поверхностных дефектов достигается при низких температурах нагрева 900-1000°C. Горячая прокатка при 850-900 °C заготовок позволила получить прутки 14 × 14 мм. без поверхностных дефектов (трещин). Нагрев под прокатку при 1000 - 1100 °C приводит к формированию окалины на поверхности заготовок, с которой связано образование в процессе пластической деформации поверхностных трещин. Холодная (ХП) и горячая прокатка (ГП) клиновых образцов показала, что исследованная азотосодержащая сталь обладает удовлетворительной технологической пластичностью при прокатке. В процессе ХП клиновых образцов за 1 проход с обжатием до 40% не наблюдали на их поверхности трещин. После такой

прокатки в микроструктуре образцов доля малоугловых границ значительно снижается и возрастает разориентировка границ зерен. При многократной ХП (8 проходов с разовым обжатием 10%) критическая суммарная степень деформации, до которой не образуются трещины, составляет 80%. ГП при 900°С за 1 проход с обжатием до 80% не приводит к образованию трещин или других поверхностных дефектов. Испытания металла прокатанных клиновых образцов показали высокое деформационное упрочнение стали 04Н9Х2А.

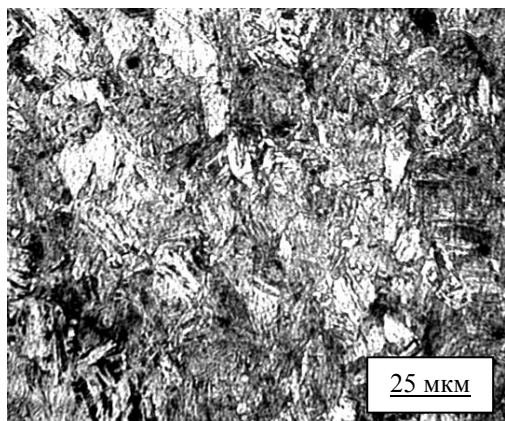


Рис. 13 – Микроструктура стали 04Н9Х2А после прокатки при 850-950°С

После ХП за 1 и 9 проходов с обжатием 40% достигается твердость 47-50 HRC в основном за счет деформационного упрочнения мартенсита. Максимальная твердость 42 HRC обеспечивается после ГП при 900 °С за 1 проход с обжатием 40% в результате деформационного упрочнения аустенита. Горячедеформированный прокаткой металл имеет мелкозернистую структуру (рис. 13).

После ХП и ГП с обжатием 40% сталь 04Н9Х2А имеет высокие значения прочности и удовлетворительные показатели пластичности и ударной вязкости (таб. 13).

Таблица 13 - Механические свойства стали 04Н9Х2А после прокатки при 20 и 900°С с обжатием 40%.

Температура прокатки, °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
20	1160	1089	12	41	0,98
900	1114	925	14	62	1,42

При исследовании режимов термической обработки стали 04Н9Х2А определены температура начала и конца мартенситного превращения при охлаждении ( $M_n = 389^\circ\text{C}$ ,  $M_k = 166^\circ\text{C}$ ) и температуры начала и конца обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения при нагреве ( $A_n = 659^\circ\text{C}$ ,  $A_k = 756^\circ\text{C}$ ).

С повышением температуры закалки от 850 до 900°С микротвердость стали увеличивается от 375 до 430 HV<sub>10</sub>, при сохранении среднего размера зерна  $\square$  30 мкм. (рис. 14 а).

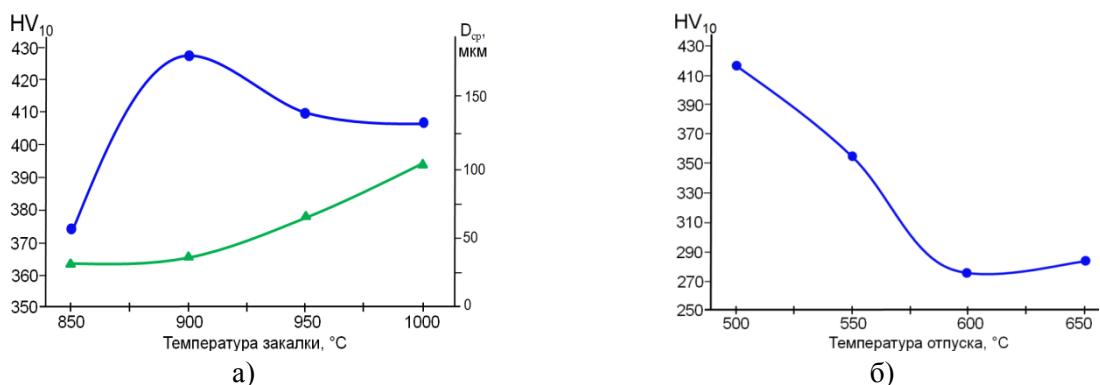


Рис. 14 - Влияние температуры закалки (а) и закалки от 900°C и отпуска (б) на твердость стали 04Н9Х2А.

Нагрев под закалку стали 04Н9Х2А при 950-1000°C приводит к снижению твердости и росту размера зерна до 100 мкм. Тепловые выдержки в течение 2 час. при 500°C не значительно влияют на микротвердость стали, закаленной от 900°C. Нагревы при 600 и 650°C резко снижает микротвердость стали (рис. 14 б).

После закалки от 850°C (охлаждение в воде) и последующего отпуска при 500 и 550°C - 1 час, наблюдали мелкозернистую структуру мартенсита и остаточного аустенита (~10%) с небольшим количеством нитридных частиц.

Результаты испытаний на растяжение и ударную вязкость стали 04Н9Х2А (таб. 14) показали, что после закалки от 850°C и отпуска при 550 и 600°C в течение 1 часа достигается лучшее сочетание прочности пластичности и ударной вязкости. По уровню прочности азотистая сталь 04Н9Х2А превосходит углеродистую сталь 0Н9.

Таблица 14- Механические свойства стали 04Н9Х2А и 0Н9 после закалки и отпуска.

Сталь	Температура, °C		$\sigma_b$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ*, МДж/м <sup>2</sup>
	Закалки	Отпуска					
04Н9Х2А	850	500	1144	1074	12	54	1,31/0,79
		550	906	879	15	65	1,50/1,01
		600	863	670	17	66	1,51/1,13
		650	1050	908	11	64	1,05/0,71
	900	500	1138	1062	11	54	-
		550	887	854	13	64	-
600		841	674	17	64	-	
0Н9	Нормализация A <sub>с3</sub> + 30°C	720	520	28	82	2,53	-
	Двойная нормализация с 900- 790°C и отпуск 800°C	600	450	27	79	1,96	-

\* в числителе – испытания при 20°C, в знаменателе – при -196°C

Фрактографические исследования показали вязкий характер разрушения образцов, испытанных на растяжение после всех исследованных режимов термической обработки (рис. 15).

Размер ямок в изломах примерно одинаковый. Наблюдаемые в небольшом количестве округлые частицы в центре ямок являются оксидами кремния ( $\text{SiO}_2$ ) и сульфидами марганца ( $\text{Mn}_2\text{S}$ ).

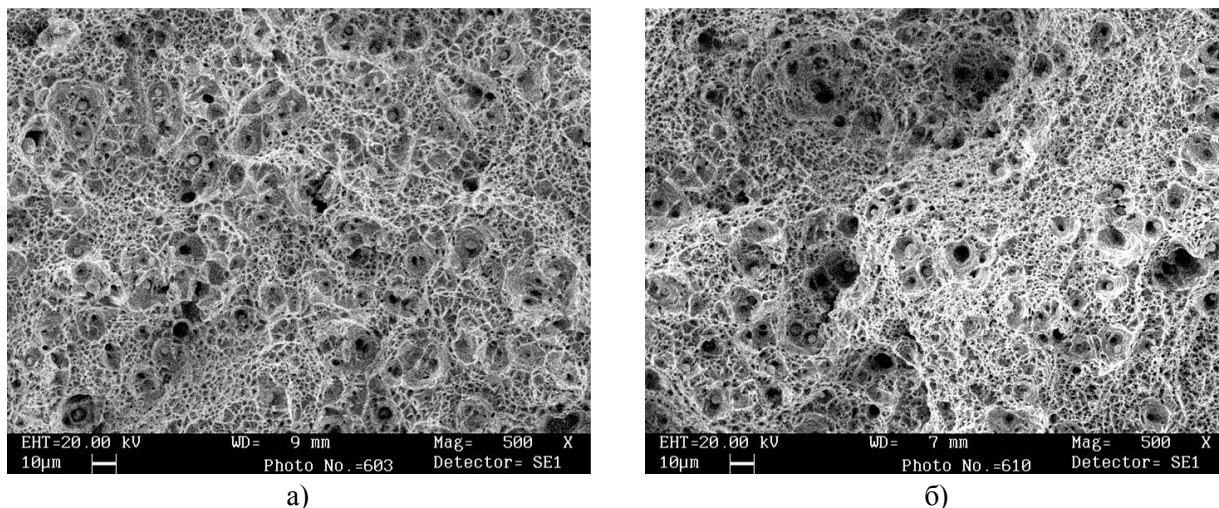


Рис. 15 - Вид изломов образцов стали 04Н9Х2А, испытанных на растяжение, после горячей прокатки (а) и прокатки с последующей закалкой и отпуском (б).

При электронно-микроскопическом исследовании структурно – фазовых состояний стали 04Х2Н9А после закалки от 850, 900, 950 и 1000<sup>0</sup>С наблюдали сдвойникованный пакетный мартенсит. После закалки от 900<sup>0</sup>С можно видеть характерную внутреннюю двойниковую структуру кристалла мартенсита, как правило, формирующую конфигурацию «мидриба» (рис. 16 б).

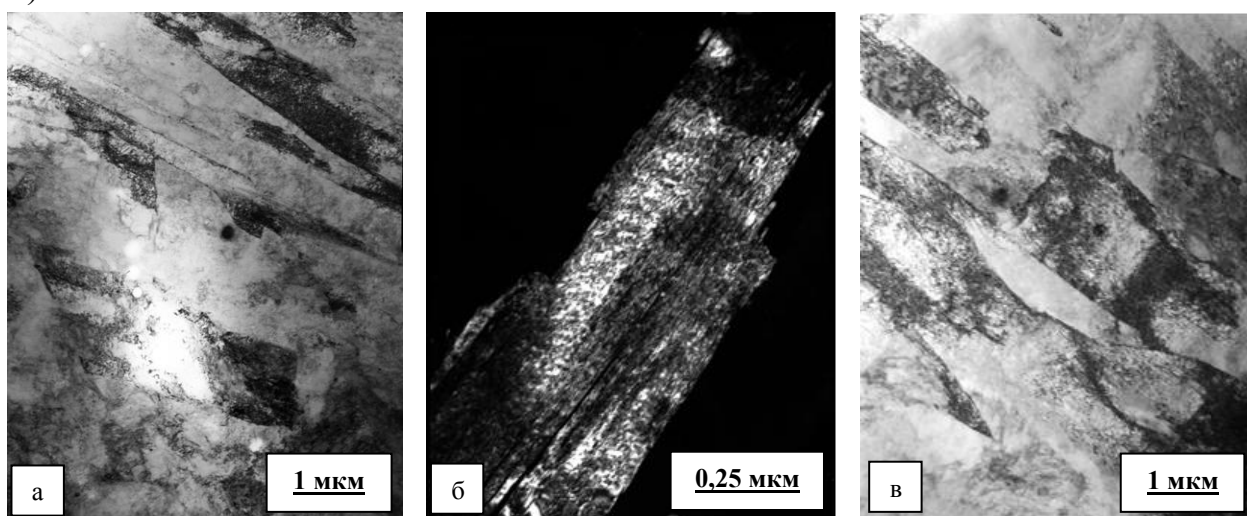


Рис.16 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04Х2Н9А после закалки от 850<sup>0</sup>С (а), 900<sup>0</sup>С (б), 1000<sup>0</sup>С (в),-1 час.

После закалки от  $850^{\circ}\text{C}$  кристаллы мартенсита заметно меньше, содержат относительно высокую плотность дислокаций, а двойникование в них выражено заметно слабее (рис. 16 а).

Кристаллы мартенсита заметно крупнее и плотность дислокаций в них ниже после закалки от  $1000^{\circ}\text{C}$  (рис. 16 в). Отпуск при  $500^{\circ}\text{C}$  стали, закаленной от  $900^{\circ}\text{C}$ , приводит к снижению плотности дислокаций внутри кристаллов мартенсита (рис. 17 а) и образованию нитридной фазы CrN в виде сферических выделений размером менее 40 нм (рис. 17 б). Нагрев при  $650^{\circ}\text{C}$  не увеличивает количество этой фазы, но приводит к полигонизации и частичной рекристаллизации внутри мартенситных кристаллов (рис. 17 в), а также к появлению областей  $\gamma$ -фазы, возникших, по-видимому, в результате обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения.

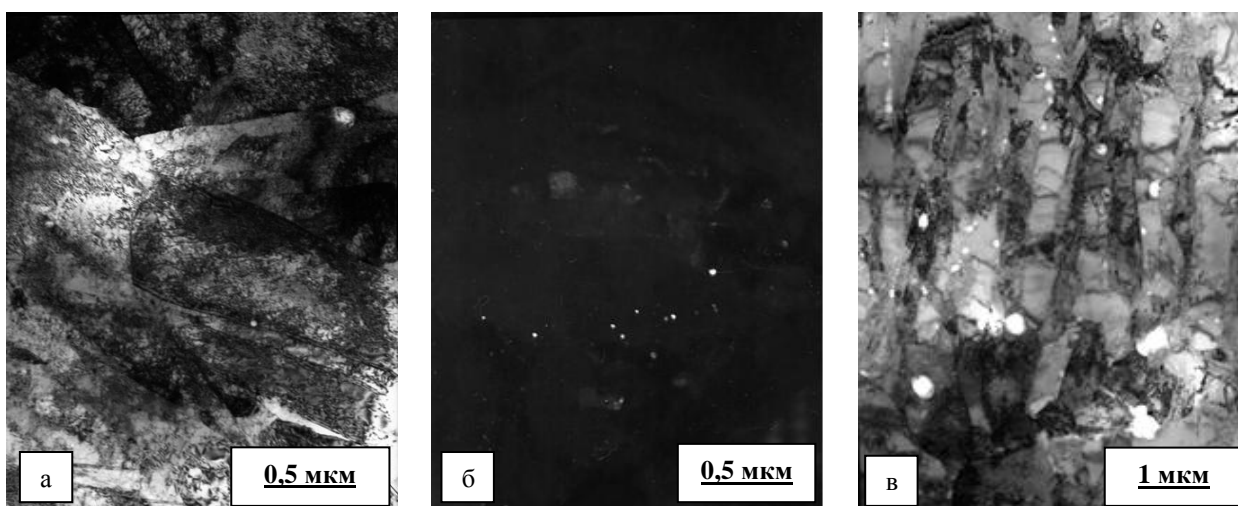


Рис. 17 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после закалки от  $900^{\circ}\text{C}$  и старения при  $500^{\circ}\text{C}$  - 2 часа: а) – микроструктура мартенсита; б) темнопольное изображение частиц CrN в рефлексе (200) CrN; в) микроструктура мартенсита после старения при  $650^{\circ}\text{C}$  - 2 часа.

Результаты испытаний на растяжение стали 04H9X2A и, применяющейся в криогенной технике, стали 0H9 показали, что азотосодержащая сталь после закалки от  $900^{\circ}\text{C}$  и последующего отпуска при  $500^{\circ}\text{C}$  в течение 2 часов по уровню прочности значительно превосходит сталь 0H9 (таб. 14).

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Исследованы структура и свойства коррозионностойких азотосодержащих сталей со структурой азотистого мартенсита для высоконагруженных деталей и сварных конструкций. При расчете химического состава стали использован принцип формирования мелкозернистой структуры с заданным количеством

мартенсита и аустенита, не содержащей  $\delta$ -феррита,  $\sigma$ -фазы и зернограничных карбидов хрома, снижающих пластичность и коррозионную стойкость.

2. Методом ДТА изучены фазовые превращения при нагреве и охлаждении стали 20X15АНЗМД2. Определены температурные зависимости содержания  $\alpha$  и  $\gamma$ -фаз, температурный интервал превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  (720-860°C) и температуры начала выделения (300°C) и конца растворения (1050°C) карбонитридов хрома.

3. Выявлен механизм формирования высокопрочного состояния стали 20X15АНЗМД2 при различных режимах прокатки. При 750-850°C с обжатием 50-70%, основной вклад в упрочнение (увеличение количества деформационных дефектов) дает аустенит, а при 900-950°C и более низких величинах деформации – мартенсит.

4. Установлен оптимальный режим упрочняющей обработки стали 20X15АНЗМД2: прокатка при 1000-900°C с окончанием деформации ниже температуры рекристаллизации, в сочетании с обработкой холодом и последующим отпуском при 400°C. Такая обработка формирует мелкозернистую (10-15 мкм) дисперсно-упрочненную карбонитридными частицами структуру, состоящую из пакетного мартенсита (70%) и аустенита (30%), отсутствием  $\delta$ -феррита,  $\sigma$ -фазы и зернограничных выделений  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Эта обработка обеспечивает получение высокой прочности ( $\sigma_B = 1850$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1740$  МПа) и достаточной для практического использования пластичности ( $\delta = 14$  %,  $\psi = 47$  %).

5. Изучены закономерности изменения структуры и свойств в зависимости от режимов термической обработки экономнолегированной никелем низкоуглеродистой стали 0X15АН4ФД. Механические свойства стали 0X15АН4ФД малочувствительны к изменению температуры отпуска в пределах 400-800°C ( $\sigma_{0,2} = 950 - 1150$  МПа,  $\psi = 64 - 66,5$  %). Сталь 0X15Н4АФД сваривается методом аргонодуговой сварки с получением качественных сварных швов в сечениях 2-12 мм. Основной металл и сварные соединения стали 0X15Н4АФД при испытании в 3% водном растворе NaCl показали стойкость к общей коррозии, близкую к таковой у стали 12X18Н10Т.

6. Впервые изучены закономерности изменения структуры и свойств стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота в зависимости от режимов пластической деформации и термической обработки. Установлен оптимальный режим термической обработки стали 04Н9Х2А (закалка от 900°C и отпуск при 500°C), обеспечивающий повышенный уровень



прочности ( $\sigma_B = 1140$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1060$  МПа), пластичности ( $\delta = 14$  %,  $\psi = 47$  %) и ударной вязкости ( $KCU^{+20^\circ C} = 1,4$  МДж/м<sup>2</sup>).

7. Разработаны новые высокопрочные стали: 20X15АН3МД2 для высоконагруженных деталей, экономнолегированная с повышенной технологической пластичностью 0X15АН4ФД для сварных конструкций, 04Н9Х2А для конструкций криогенной техники, и режимы их термопластической и термической обработки для формирования высокопрочного состояния. По уровню прочности стали 20X15АН3МД2, 0X15АН4ФД и 04Н9Х2А значительно превосходят наиболее широко применяемые соответственно стали 1X15Н5АМ3, X18Н10Т, 0Н9. На заводе «Электросталь» из стали 0X15АН4ФД изготовлены опытные партии качественных кованных прутков и горячекатаных листов толщиной 2 - 14 мм.

### **ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

#### **Список публикаций в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК**

1. Блинов В.М., Банных О.А., Лукин Е.И., Костина М.В., Блинов Е.В. Влияние термической обработки и пластической деформации на структуру и механические свойства азотсодержащей стали 04Н9Х2А // *Металлы*. 2014. №4. С. 21-28.
2. Банных О.А., Бецофен С.Я., Лукин Е.И., Блинов В.М., Вознесенская Н.М., Тоньшева О.А., Блинов Е.В. Исследование влияния горячей прокатки на структуру и механические свойства азотсодержащей аустенитно-мартенситной стали 14X15АН4М // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. №1 С. 32-36.
3. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Лукин Е.И., Блинов Е.В., Ригина Л.Г. Влияние термической обработки на структуру, механические и технологические свойства коррозионно-стойкой азотсодержащей стали 0X16Н4АФД для высокопрочных сварных конструкций железнодорожной техники // *Металлы*. 2015. №4. С. 72-77.

#### **Список публикаций в журналах, патентах, сборниках статей и конференций**

4. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В., Андреев Ч., Лукин Е.И. и др. Патент Российской Федерации «Высокоазотистая мартенситная никелевая сталь» №2516187, приоритет от 09.04.2013.
5. Банных О. А., Блинов В.М., Костина М.В., Лукин Е.И. и др. Российской Федерации «Высокопрочная коррозионностойкая свариваемая сталь» решение о выдаче патента от 11.01.2016, заявка №2015111271 от 30.03.2015.

6. Банных О.А., Блинов В.М., Лукин Е.И., Глезер А.М., и др. Патент Российской Федерации «Высокопрочная коррозионностойкая сталь переходного класса» № 2576773. приоритет от 07.04.2015.
7. Лукин Е.И. Влияние термической обработки и пластической деформации на структуру и механические свойства азотосодержащей стали 04Н9Х2А // Сборник материалов XI Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, ИМЕТ РАН. 2014 г. С. 69-71.
8. Лукин Е.И. Влияние горячей прокатки на структуру и свойства азотосодержащей мартенситно-аустенитной стали 14Х15АН4М // Сборник материалов V Международной конференции «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества», Москва, ИМЕТ РАН. 2014. С. 245-247.
9. Лукин Е.И. Влияние термической обработки на структуру и свойства коррозионностойкой азотосодержащей мартенситно-аустенитной стали 27Х15АН3МД2 // Сборник материалов XII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, ИМЕТ РАН, 2015 г., С. 69-71.
10. Лукин Е.И. Влияние горячей прокатки на структуру и свойства коррозионностойкой азотосодержащей мартенситно-аустенитной стали 14Х15АН4МД2 // Сборник материалов VI Международной Конференции «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов», Москва, ИМЕТ РАН. 2015 г. С. 392-394.
11. Лукин Е.И. Влияние горячей прокатки на структуру и свойства коррозионностойкой азотосодержащей стали 27Х15АН3МД2 // Сборник материалов Второй Всероссийской молодежной научно-технической конференции с международным участием «Инновации в материаловедении», Москва, ИМЕТ РАН. 2015 г.С. 26-28.
12. Блинов В.М., Глезер А.М., Лукин Е.И. Структура и особенности деформационного упрочнения при растяжении горячекатаной азотосодержащей аустенитно-мартенситной стали 27Х15АН3МД2 // Металлы. 2016. (в печати).