

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
НАУКИ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ИМЕНИ
А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК (ИМЕТ РАН)

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

Диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель,
главный научный сотрудник ИМЕТ РАН,
доктор технических наук,
профессор

Блинов В.М.

Москва – 2016 г.

Оглавление

Введение.....	5
Глава 1. Структура и свойства никелевых и хромоникелевых мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей для высоконагруженных деталей и конструкций (литературный обзор).	9
1.1. Легирование и термическая обработка низкоуглеродистой 9% никелевой стали для конструкций низкотемпературной техники.....	9
1.2. Коррозионностойкие стали для изделий железнодорожной техники.....	16
1.3. Мартенситно-аустенитные коррозионностойкие азотосодержащие стали для нагруженных деталей.....	20
Заключение	38
Глава 2. Материалы и методы исследования.....	35
2.1. Физико-химическое обоснование выбора химического состава сталей и выплавка.....	35
2.1.1. Стали с равновесным содержанием азота.....	35
2.1.2. Стали со сверхравновесным содержанием азота.....	40
2.2. Ковка и прокатка	42
2.3. Оптическая металлография.....	43
2.4. Рентгеноструктурный анализ.....	43
2.5. Измерение удельного электросопротивления.....	45
2.6. Дилатометрические исследования.....	45
2.7. Электронная микроскопия.....	45
2.8. Механические испытания.....	46
2.9. Сварка.....	47
2.10. Определение технологичности при прокатке.....	48

2.11. Испытания на загиб.....	48
2.12. Испытания на штампуемость.....	48
2.13. Испытания на общую коррозию.....	49

Глава 3. Исследование влияния термической обработки и пластической деформации на структуру и свойства хромоникелевых азотосодержащих мартенситно-аустенитных сталей.....

3.1 Влияние химического состава на механические свойства стали.....	50
3.2. Структура и механические свойства стали 20X15АНЗМД2.....	51
3.2.1. Влияние температуры закалки на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2.....	51
3.2.2. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства закаленной от 1000°С стали 20X15АНЗМД2.....	58
3.3. Влияние горячей пластической деформации на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2.....	61
3.3.1. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки и обработки холодом.....	74
Выводы по 3-й главе.....	78

Глава 4. Исследование структуры и свойств коррозионностойкой азотосодержащей мартенситной стали 0X15АН4ФД для нагруженных сварных конструкций.....

4.1. Влияние температуры закалки на структуру и свойства стали 0X15АН4ФД.....	80
4.2. Влияние отпуска на структуру и свойства закаленной от 1000°С стали 0X15АН4ФД.....	83
4.3. Влияние термической обработки на структуру и технологические	

свойства стали 0X15АН4ФД.....	88
4.3.1. Сварка.....	88
4.3.2. Штампуемость.....	91
4.3.3. Коррозионная стойкость.....	93
Выводы по 4-й главе.....	95
Глава 5. Закономерности формирования структуры и свойств стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота для высоконагруженных изделий криогенной техники.....	96
5.1. Влияние пластической деформации.....	96
5.2. Влияние термической обработки.....	98
Выводы по 5-й главе.....	107
Выводы по работе.....	108
Библиографический список использованной литературы.....	110

Введение.

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 1X15H5AM. 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 , δ -феррита и σ -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 зернограничных карбидов хрома. Структура и свойства сталей со структурой азотистого мартенсита недостаточно изучены, поэтому сохраняются проблемы при разработке оптимальных режимов термической обработки и пластической деформации, обеспечивающих стабильность структуры и свойств таких сталей. Отсутствуют такие данные о сталях со сверхравновесным содержанием азота. В связи с этим целью настоящей 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 δ -феррита, σ -фазы и зернограничных 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 20X15АН3МД2 (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 20X15АН3МД2 и 0X15АН4ФД опытные партии кованных 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 **000** страниц, включая **00** рисунков, **00** таблиц и список литературы из **000** наименований.

Глава 1. Структура и свойства никелевых и хромоникелевых мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей для высоконагруженных деталей и конструкций (литературный обзор).

1.1. Легирование и термическая обработка низкоуглеродистой 9% никелевой стали для конструкций низкотемпературной техники.

Низкоуглеродистые стали, содержащие около 9% никеля, широко используются для изготовления нагруженных деталей и конструкций криогенной техники (таб. 1.1), [1-3].

Таблица 1.1 – Химический состав сталей, содержащих ~9% никеля.

Марка стали	C	Ni	Mn	Si	S	P	Другие элементы	Литер.
0Н9	≤0,10	8,5-10	0,3-0,6	0,15-0,35	≤0,015	≤0,02	Nb 0,03-0,08, Разрешаются добавки РЗМ до 0,1%,	17
0Н9А	≤0,06	8,5-9,5	0,45-0,6	0,17-0,37	≤0,02	≤0,02	-	1
0Н9-СШ	≤0,10	7,2-9,2	0,4-0,7	0,2-0,4	≤0,01	≤0,015	Cu≤0,4; Nb 0,02-0,05	2, 21
A-353	0,13	8,5-9,5	0,8	0,15-0,3	0,04	0,035	-	1

Практическое применение этих сталей связано с их хорошей технологичностью при изготовлении разных деталей и конструкций криогенной техники, высокой вязкостью разрушения при криогенных температурах (таб. 1.2, 1.3) и относительно низкой стоимостью по сравнению с криогенными хромоникелевыми сталями. Например, газгольдеры для сжиженного природного газа, изготовленные из стали с 9% Ni и низким (<0,005 %) содержанием P и S, успешно эксплуатируются в течение более 10 лет [4]. Образцы из этой стали имеют ударную вязкость при -196 °C более 100 Дж. При уровне вязкости 40 Дж в листах этой стали толщиной 25 мм могут останавливаться трещины длиной 100 мм [1].

Таблица 1.2 –Механические свойства сталей, содержащих ~9% никеля.

Марка стали	Обработка	Механические свойства						Литература
		Т _{исп}	σ _в	σ _{0,2}	δ	ψ	КСУ, МДж/м ²	
			МПа		%			
ОН9	Нормализация	20	720	520	28	82	2,53	17
	А _{с3} +30°С	-196	1100	820	26	65	1,29	
	Двойная нормализация с 900-790°С и высокий отпуск 800°С	20	600	450	27	79	1,96	
		-196	900	800	22	62	0,98	
ОН9А	-	20	≥650-680	≥580-600	≥28-30	≥70	a _n ≥2,5	1
ОН9-СШ	Листовая, профильная		≥580	500	19	55	-	2
	Закалка 790°С+ отпуск 600°С, 2 час	-196	-	-	-	-	1,12	21
А-353	-	20	≥630	≥420	≥22	-	-	1

Таблица 1.3 –Применение сталей, содержащих ~9% никеля.

Марка стали	Применение	Литература
ОН9	Для изготовления сварных резервуаров для хранения и транспортировки сжиженных газов с рабочей температурой до–196 (ОН9).	17
ОН9-СШ	Грузовые танки морских судов, транспортирующие сжиженный природный газ. Температура применения при статической нагрузке не ниже -196°С, при динамической нагрузке не ниже -133°С.	2
А-353	Кислородные и азотные регенераторы	1

Ранее в большинстве случаев емкости для криогенной техники изготавливали из нержавеющей стали типа X18H8 или из алюминиевых сплавов. Сталь с 9% Ni отличается по сравнению с указанными материалами двумя основными преимуществами: дешевизной и более высокой прочностью. Предел текучести стали с 9% Ni в 2,3 раза больше, чем нержавеющей стали с 18% Cr и 9% Ni и почти в три раза выше, чем алюминиевого сплава с 5% Mg [1-3].

На механические свойства и структуру стали с 9% Ni значительное влияние оказывают режимы термопластической обработки до ее закалки и отпуска и содержание в ней углерода. Наибольшие значения ударной вязкости при -196°C имеет сталь (содержащая 0,08 % C, 9,08 % Ni, 0,69 % Mn, 0,31 % Si, 0,01 % P и 0,006 % S) после деформации при 900°C со степенью обжатия 34%, закалки с охлаждением в воде и отпуске при 585°C в течение 1 часа [8]. Повышение температуры пластической деформации стали от 660 до 1000°C незначительно уменьшает предел прочности от 750 до 739 МПа и незначительно увеличивает относительное удлинение от 27 до 29%. Улучшение свойств стали связывают [8] с измельчением мартенсита, формированием более развитой субструктуры после отпуска и равномерным распределением аустенита. При производстве толстолистовой 9% никелевой стали с высокой вязкостью используют прокатку при температурах выше 950°C с последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью не менее $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [9]. Фазовый состав и количественное соотношение α и γ -фаз в стали 8-9% Ni зависят от содержания углерода. Стали с 0,10-0,13 % C в равновесном состоянии имеют структуру феррита с 10-15 % аустенита [10]. После аустенизации с охлаждением до температуры ниже линии, разделяющей на равновесной диаграмме области γ и $\gamma+\alpha$, аустенит претерпевает мартенситное превращение. Изучение фазовых превращений при нагреве и охлаждении в стали с 9% Ni показало, что превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ при нагреве начинается при $550 - 560^{\circ}\text{C}$, а заканчивается при 740°C [11].

Преобразование $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении со скоростью $40^\circ\text{C}/\text{мин.}$ начинается при $\square 320^\circ\text{C}$, повышаясь с увеличением температуры отпуска от 570 до 790°C .

На формирование структуры и механических свойств стали с 9-10% Ni значительное влияние оказывают режимы закалки и отпуска. В [12] показано, что в стали с 9,1 % Ni после закалки (аустенитизации) от 780°C с охлаждением в воде формируется структура речного мартенсита, а после охлаждения на воздухе – ферритно-мартенситная структура. После аустенитизации от 770°C в структуре стали с 10% Ni и 0,07% C выявляются наряду с бейнитом пластины мартенсита с твердостью 398 HV [12]. При замедленном охлаждении перед началом бейнитного превращения наблюдали выделение карбидов Fe_3C . Электронномикроскопическое исследование стали с 9,18% Ni и 0,06% C показало, что после закалки от 800°C с охлаждением в воде и отпуска при 585 и 670°C в течение 1 часа большая часть частиц отпущенного аустенита выделяется с отличной от принятой ориентировкой по отношению к мартенситной матрице. Наблюдала пластинчатые выделения отпущенного аустенита вдоль границ мартенсита с плоскостью габитуса $(335)_\gamma \parallel (341)_\alpha$ [13]. В процессе превращения аустенита в мартенсит образовывались мартенситные двойники, которые исчезали при отпуске. По данным [10] в процессе отпуска при 570°C в стали с 9% Ni образуется $\square 12\%$ аустенита, который не превращается в мартенсит при охлаждении до -196°C . Устойчивость аустенита обусловлена наличием в твердом растворе углерода в результате частичного или полного растворения карбидов при отпуске. При этом основной матричной фазой стали является феррит. При температурах отпуска ниже 570°C аустенит остается стабильным при охлаждении до низких температур. Если температура отпуска выше 570°C увеличивается количество аустенита, в котором концентрация углерода уменьшается и он становится метастабильным по отношению к мартенситному превращению. Исследования [14] стали с 8,63 % Ni и 0,03% C и стали с 9,3% Ni и 0,095% C и 0,51% Mo показали, что при охлаждении стали без Mo даже со сравнительно высокими скоростями в

структуре стали появляется феррит, снижающий прочность и повышающий склонность к хрупкому разрушению. В стали с Mo образование феррита происходит менее интенсивно. В молибденсодержащей стали с 10% Ni вакуумной плавки после аустенитизации с различными скоростями охлаждения и отпуском при 400-620 °С в течение 6 часов так же отмечена хрупкость стали, причиной которой является образование доэвтектоидного феррита вдоль границ аустенитного зерна [15]. Хрупкость тем выше, чем меньше скорость охлаждения в интервале 520-580 °С. Увеличение скорости охлаждения от температуры отпуска уменьшает отпускную хрупкость. Для изготовления конструкций криогенной техники из стали с 9% Ni используют двойную нормализацию с последующим отпуском [16]. Первый нагрев при 900°С проводят для гомогенизации стали в области γ -твердого раствора, в результате получается грубозернистая мартенситная структура, а повторную аустенитизацию при 790°С проводят для получения мелкозернистой структуры. Сталь охлаждают в воде или на воздухе. При охлаждении на воздухе стали с 9% Ni из-за высокой температуры M_n в мартенситных иглах, образующихся в начале превращения, выпадают мелкодисперсные карбиды. В процессе отпуска мартенсит распадается полностью. После отпуска при 600 °С значительная доля цементита переходит в аустенит. Наибольшее количество (\approx 10%) аустенита содержится в стали после отпуска при 600 °С. Низкая ударная вязкость образцов стали, отпущенных при 500 °С, обусловлена выделением карбидов на границах первичных зерен аустенита. Отпуск при 560 - 590 °С в течение нескольких часов необходим для повышения ударной вязкости.

Сталь с 9% Ni весьма проста по химическому составу, будучи легированной одним элементом - никелем, понижающим порог хладноломкости и повышающим работу развития трещины в условиях вязкого разрушения [6].

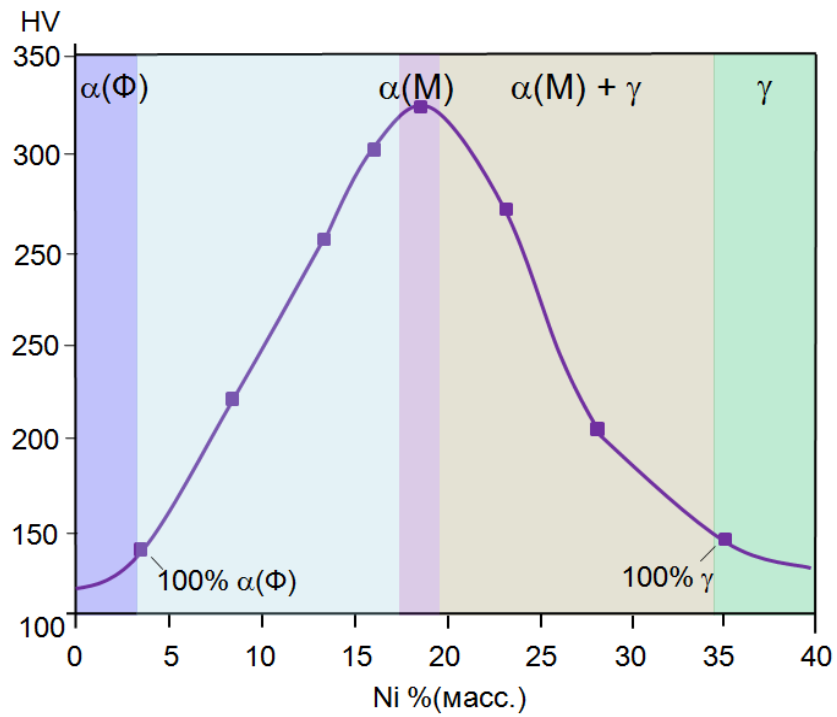
Двойная нормализация с последующим отпуском [16, 5] обеспечивает у стали повышенную ударную вязкость (КСУ 130 Дж/м²) при -196°С, но

низкую прочность ($\sigma_B=720$ МПа, $\sigma_{0,2}=580$ МПа) при комнатной температуре, которая затрудняет ее использование для высоконагруженных конструкций криогенной техники [24, 27].

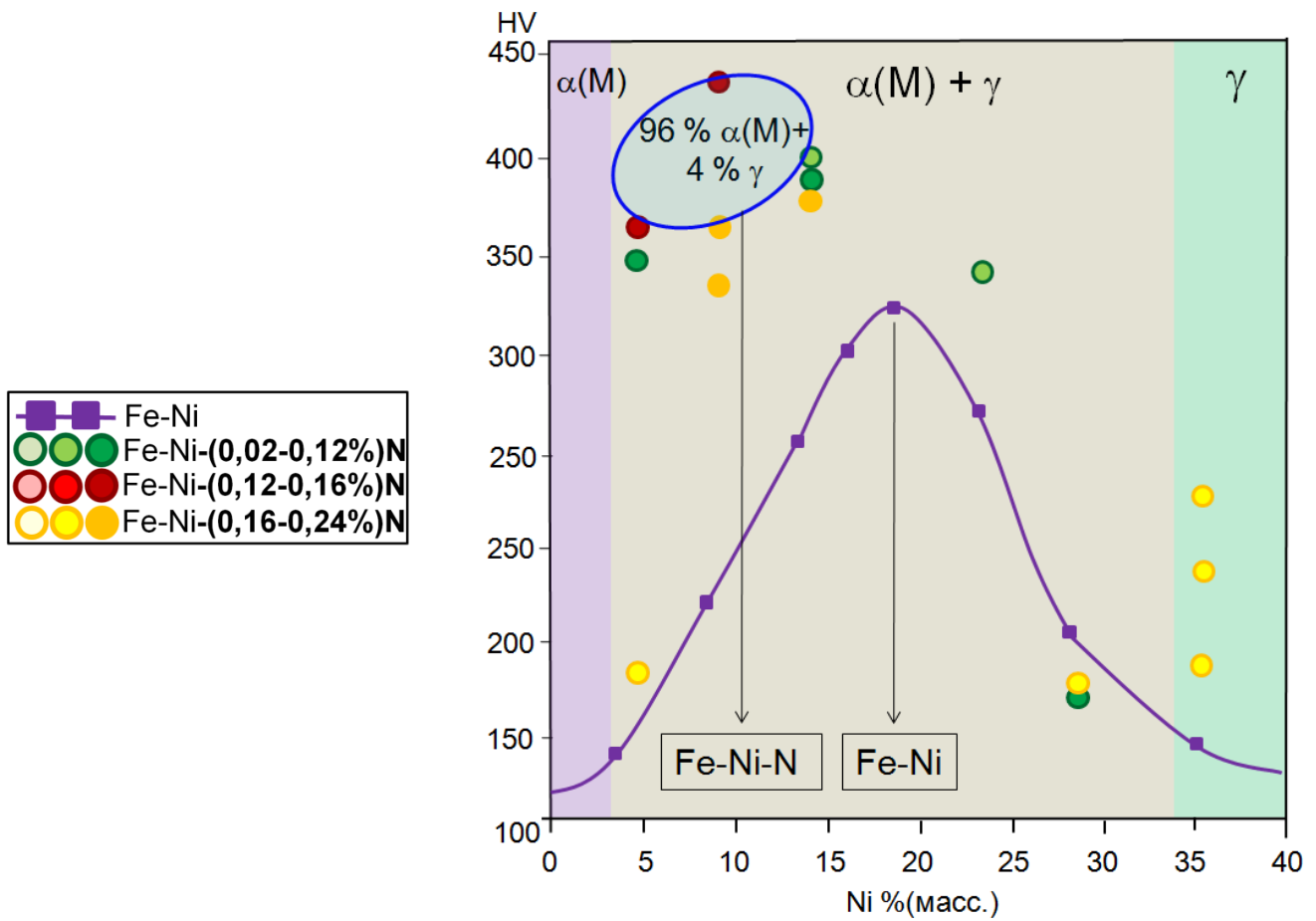
Частичная или полная замена углерода в стали с 9% Ni на азот, упрочняющая способность которого связана с его содержанием в стали, позволяет решить проблему значительного повышения ее прочности. Ni снижает растворимость азота в железе, которая и без Ni очень низкая (0,04 %). Использование выплавки Fe-Ni сплавов в условиях высокого давления азота над расплавом позволяет получать слитки со сверхравновесным содержанием азота [25, 26].

В работе [25] изучена микроструктура, фазовый состав и твердость микрослитков сплавов Fe-Ni-N. Анализ фазового состава и твердости Fe-Ni, Fe-Ni-N сплавов [25] показал, что легирование сплавов Fe-Ni азотом – элементом с высокой аустенитообразующей способностью – приводит к повышению твердости этих сплавов, сужению области $\alpha(\Phi)+\alpha(M)$ и смещению концентрации никеля, при которой в сплавах формируется 100% мартенсита в сторону меньших значений (рис. 1.1). В системе Fe-Ni-N у сплава с 9,1% Ni и 0,23% N, содержащего в структуре 96% мартенсита и 4% аустенита, достигнуто максимальное для исследованных азотистых сплавов значение твердости составляет – 433. В системе Fe-Ni это значение (при 18% Ni у сплава с 97% мартенсита) составляет 308 [25].

Более высокая прочность сплава с ~9% Ni и ~ 0,2 N может быть получен на горячедеформированных заготовках весом в несколько килограмм. Уровень и сочетание механических свойств этого горячедеформированного сплава будет определяться режимами термопластической обработки. При выборе режимов такой обработки сплавов на основе азотистого мартенсита по сравнению со сплавами на основе углеродистого мартенсита важно учитывать особенности формирования его структуры при нагреве и охлаждении.



a)



б)

Рисунок 1.1 – Зависимость твердости от концентрации никеля: а) в сплавах системы Fe-Ni, б) в сплавах систем Fe-Ni и Fe-Ni-N, после отжига при 1200°C [25].

1.2. Коррозионностойкие стали для изделий железнодорожной техники

Весьма перспективно использование коррозионностойких мартенситных сталей для производства изделий железнодорожной техники. Преимущественное использование в конструкциях кузовов коррозионностойких сталей с повышенными прочностными характеристиками способствует решению ряда задач [22]:

1. Обеспечению безремонтного срока службы кузовов более сорока лет.
2. Снижению массы вагонов и, как следствие этого, сокращение эксплуатационных расходов в течение всего срока эксплуатации.
3. Исключению необходимости применения специальных защитных покрытий.

Преимущества нержавеющей стали по сравнению с другими материалами, применяемыми для изготовления кузовов пассажирских вагонов показаны в таблице 1.4 [22].

Таблица 1.4 - Преимущества материалов, применяемых для изготовления кузовов вагонов.

Параметры	Нержавеющая сталь	Алюминиевый сплав	Углеродистая сталь
Соотношение веса единицы объема	1,01	0,34	1
Соотношение прочности	1,1 - 2,8	0,84	1
Соотношение веса кузовов	0,8	0,6	1
Соотношение веса кузовов	В	А	С
Стоимость материала	В	С	А
Технологичность изготовления конструкции	В	С	А
Коррозионная устойчивость	А	В	Х
Ремонтопригодность	В	С	А
Эксплуатационные затраты	А	В	С

Примечание: А - отлично, В - хорошо, С - плохо, Х - невозможно

В таблице 1.5 приведен химический состав отечественных и зарубежных коррозионностойких сталей, применяемых или опробованных для изготовления кузовов пассажирских вагонов [22-24].

Таблица 1.5 - Отечественные и зарубежные коррозионностойкие стали, применяющиеся или опробованные, для кузовов пассажирских вагонов и их химический состав.

№№	Марка стали	Страна	Тип стали ²⁾	Содержание легирующих элементов, % (мас.)								
				N	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
1	AISI 201	США	А	-	≤0,15	≤1,00	5,5-7,5	16-18	3,5-5,5	-	≤0,03	≤0,045
2	AISI 202	США	А	≤0,25	≤0,15	≤1,00	7,5-10,0	17-19	4,0-6,0	-	≤0,03	≤0,045
3	AISI 301	США	А	-	≤0,15	≤1,00	≤2,00	16-18	6,0-8,0	-	≤0,03	≤0,045
4	AISI 304	США	А	-	≤0,08	≤1,00	≤2,00	18-20	8,0-12,0	-	≤0,03	≤0,045
5	G4301	Япония	А	-	≤0,07	≤1,00	≤2,00	18,0	10,0	-	-	-
6	AISI 304L	США	А	-	≤0,03	≤1,00	≤2,00	18-20	8,0-12,0	-	≤0,03	≤0,045
7	AISI 304LN	США	А	≤0,12	≤0,03	≤1,00	≤2,00	18-20	8,0-12,0	-	≤0,03	≤0,045
8	AISI 316 L	США	А	-	≤0,03	≤1,00	≤2,00	16-18	10-14	2-3	≤0,03	≤0,045
9	AISI416LN	США	А	≤0,12	≤0,03	≤1,00	≤2,00	16-18	10-14	2-3	≤0,03	≤0,045
10	12X14Г14НЗ	РФ	А	-	≤0,10	-	13-15	13-15	2,8-4,5	-	-	-
11	10X14АГ15 (ДИ 13)	РФ	А	0,15-0,25	≤0,10	≤0,80	13-15	13-15	≤0,60	-	-	-
12	12X18Н10Т ¹⁾	РФ	А		≤0,12	≤0,80	≤2,00	17-19	9,0-11,0	-	≤0,02	≤0,035
13	1.4003 (03X12ГН)	Германия	Ф-М	-	≤0,03	≤1,00	≤1,00	13	≤1,00	-	-	-
14	12X17	РФ	Ферритная	-	≤0,12	-	-	16-18	-	-	-	-

1) Ti = 5.С-0,8, Cu≤0,3

2) А – аустенитная; Ф-М Ферритно-мартенситная; Ф – ферритная

Данные о механических свойствах при растяжении для наиболее прочных из них приведены в таблице 1.6 [22-24].

Таблица 1.6 Механические свойства коррозионностойких сталей, применяющихся или опробованных для кузовов пассажирских вагонов.

Марка стали	Термическая обработка	Механические свойства				Источник
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	
AISI 202	Зак. 1050-1100°C	720	370	55	-	4
SUS 301L	Зак. 1050-1100°C	550	215	45	-	1
SUS 304	Зак. 1050-1100°C	520	205	40	-	1
AISI 304L	Зак. 1050-1100°C	550	200	55	65	4
AISI 316L	Зак. 1050-1100°C	530	200	55	65	4
12X14Г14НЗ (ДИ 6)	Зак. 1050-1080°C	650	230	40	50	3
12X18Н10Т	Зак. 1000-1080°C	530	236	38	-	3
10X14АГ15 (ДИ 13)	Зак. 1000-1050°C	700	350	35	50	5
12X17	Нормализация, 800°C	520	360	30	74	3
1.4003 (03X12ГН)	Зак. 1050°C	450-600	320	20	-	5

Наибольшее количество марок относятся к числу хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых сталей аустенитного класса. Лишь две марки стали представляют ферритный класс. Полностью отсутствуют в таблице 1.5 стали мартенситного класса. Химический состав применяющихся сталей после термической обработки обеспечивает удовлетворительные коррозионные и технологические свойства, но не обеспечивает получение высоких прочностных свойств (таб. 1.6). Относительно низкая прочность сталей аустенитного класса обусловлена низким содержанием упрочняющих легирующих элементов, образующих твёрдые растворы внедрения (углерода и азота). В сталях ферритного класса содержание углерода невелико, а азот, который наиболее эффективно упрочняет сталь, отсутствует как легирующая добавка. В Германии для изготовления кузовов пассажирских вагонов

используется ферритная сталь марки "НИРОСТА" 1.4003 с пределом текучести 320 МПа [22-24]. Однако рекомендовать применение этой стали в России нецелесообразно по двум причинам:

- а) относительно низкая величина предела текучести;
- б) зависимость от импорта. Наиболее высокую прочность имеют стали, легированные азотом (AISI 202, 10X14AG15 - ДИ 13).

В РФ использование коррозионностойких сталей в вагоностроении началось относительно недавно. В 1989 г. тверской вагоностроительный завод начал серийное изготовление пассажирских вагонов с комбинированной конструкцией кузова, где профили пола и нижнего пояса боковины изготовлены из аустенитной стали 12X18Н10Т, а средний верхний пояса боковины и крыша – из обычной стали [22]. Следует отметить, что комбинирование двух сталей, относящихся к различным структурным классам, усложняет технологию сварки и термической обработки. В связи с различием в величине теплофизических свойств можно ожидать проявления повышенной чувствительности конструкции к концентраторам напряжений.

Рассмотренные данные свидетельствуют, что:

- в РФ для изготовления кузовов вагонов применяются аустенитные стали, не обладающие пределом текучести свыше 230 МПа;
- ферритные стали, стали смешанных классов (мартенситно-аустенитные и мартенситно-ферритные) для изготовления кузовов вагонов используются редко, мартенситные стали до настоящего времени для этой цели не использовались.

В то же время, более экономнолегированные и более прочные азотосодержащие мартенситно-аустенитные нержавеющей стали, обладающие более высокой прочностью, чем аустенитные и ферритные стали, могут рассматриваться как перспективные для применения их в качестве материала кузовов пассажирских вагонов.

1.3. Мартенситно-аустенитные коррозионностойкие азотосодержащие стали для нагруженных деталей.

Перспективным направлением в разработке новых высокопрочных коррозионностойких сталей для нагруженных деталей является частичная или полная замена углерода азотом [25-28]. Азот – это элемент доступный в практически неограниченных количествах из воздуха. Введение азота в стали различных структурных классов позволяет эффективно воздействовать на их структуру и свойства. Улучшение свойств сталей, легированных азотом, обусловлено особенностями азота, как легирующего элемента.

На основании анализа многочисленных литературных данных [25-100], а так же экспериментов в ИМЕТ РАН была проведена оценка роли азота, как легирующего элемента, в процессах структурообразования и формирования физико-механических свойств хромоникелевых сталей.

Азот, как легирующий элемент [38-44]:

1. образует твердый раствор внедрения в аустените и мартенсите (феррите);
2. увеличивает количество аустенита и стабилизирующий аустенит по отношению к мартенситному превращению при охлаждении и пластической деформации;
3. повышает температуру начала образования δ -феррита при нагревах под закалку или горячую пластическую деформацию;
4. изменяет предельную растворимость других легирующих элементов в α и γ -твердых растворах и влияет на распределение хрома, никеля и других легирующих элементов между аустенитом и ферритом;
5. изменяет кинетику образования карбидных и других избыточных фаз при термической обработке;
6. снижает энергию дефектов упаковки и, в связи с этим, увеличивает деформационную способность аустенита;

7. имеет при температурах выше $\sim 400^{\circ}\text{C}$ коэффициент диффузии меньший, чем углерода [38];
8. проявляет тенденцию к упорядочению, тогда как углерод инициирует кластерообразование в кристаллической решётке γ - и α -железа [39];
9. распределен равномерно в кристаллической решетке железа, что способствует равномерному распределению также и хрома, в связи с наличием сильных межатомных связей между хромом и азотом;
10. энергия взаимодействия азота с дислокациями выше, чем углерода [40].

Легирование азотом коррозионностойких сталей является перспективным направлением, так как позволяет получать ряд существенных преимуществ [38-44]:

- дополнительное упрочнение α и γ -твердых растворов при практической неизменности уровня их пластичности и вязкости;
- улучшение характеристики технологической пластичности в результате расширения интервала существования аустенита в высокотемпературной области.
- повышение прочности сталей за счет использования деформационного упрочнения при наклепе;
- увеличение коррозионной стойкости (сопротивление питтинговой и ножевой коррозии, коррозионному растрескиванию под напряжением, интеркристаллитной коррозии);
- уменьшение в сплавах содержание никеля и других дорогостоящих аустенитообразующих элементов при сохранении заданной структуры;
- увеличение, без изменения фазового состава, содержания в сплавах элементов-ферритообразователей (Mo, V, W и др.), положительно влияющих на механические и коррозионные свойства сталей;

Растворимость азота в коррозионностойких сталях зависит от их химического состава. На рисунке 1.2 показано влияние содержания хрома, никеля, марганца и других легирующих элементов, в т.ч. –карбидо- и

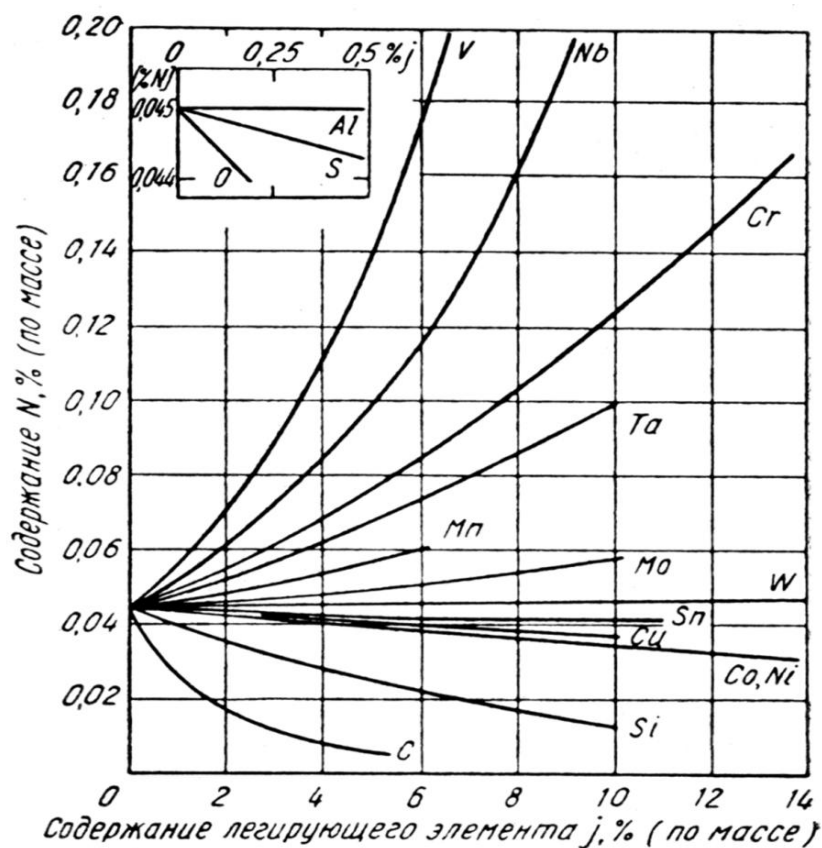


Рисунок 1.2 - Влияние концентрации легирующих элементов на равновесную растворимость азота в сталях [41].

нитридообразующих, на содержание азота в расплавах на основе железа при 1600°C и давлении 1 атм. [41]. Ванадий и ниобий – нитридообразующие элементы, оказывают наибольшее влияние на растворимость азота в расплавах на основе железа. Из основных элементов, использующихся для коррозионно-стойких сталей, хром и марганец увеличивают растворимость азота, а никель – не образующий нитридов - снижает растворимость азота в стали.

Свойства азотосодержащих мартенситных и аустенитно-мартенситных хромоникелевых сталей будут существенно определяться легированием [41-52] и режимами их термической обработки и пластической деформации.

С целью обеспечения коррозионной стойкости и растворимости азота в сталь введен хром в количестве 12-18%. Содержания хрома более 18% будет приводить к образованию в структуре δ -феррита, что отрицательно скажется на характеристиках пластичности.

Введение никеля в сталь в количествах 2-8% увеличивает количество остаточного аустенита, снижает температуру вязко-хрупкого перехода и предотвращает образование в структуре δ -феррита.

Марганец в количестве 1-1,5% вводится в сталь для повышения растворимости азота и раскисления стали. Увеличение содержания марганца приводит к повышению количества остаточного аустенита, и тем самым к снижению прочностных характеристик.

Молибден вводится в мартенситно-аустенитные хромоникельазотистые стали в количествах 1-5% для торможения процесса выделения карбидов по границам зерен при охлаждении от температур аустенизации или в зонах термического влияния сварных соединений [41-45], а так же для повышения коррозионной стойкости (наблюдается при увеличении его содержания только до 1%) и трещиностойкости в крупных сечениях и в сварных соединениях без последующей термической обработки. Молибден, замедляя распад твердого раствора, позволяет повысить температуру отпуска и тем самым снизить уровень искажений кристаллической решетки [41].

Медь вводится в коррозионностойкие стали в количествах 1-3% с целью повышения коррозионной стойкости [46] и увеличении прочности при старении за счет выделений из мартенсита дисперсной фазы, богатой медью. Медь в количестве до 1%, практически, ни на что не влияет. Увеличение содержания меди свыше 3% приводит к нежелательному снижению температуры M_n и ухудшению обработки при горячей деформации [45].

С целью получения мелкозернистой структуры стали легируют в небольших количествах (до 0,1%) сильными нитридообразующими элементами - ванадием, ниобием, титаном [45]. Не растворившиеся при нагреве под закалку частицы $V(C,N)$, $Nb(C,N)$ и $Ti(C,N)$, сдерживают рост зерна [47]. Увеличение суммарного содержания ванадия, ниобия и титана более 0,1% приводит к снижению прочности из-за обеднения твердого раствора азотом в результате образования нитридов.

Микролегирование иттрием, церием, лантаном уменьшает содержание примесей на границах зерен, позволяет получить достаточно мелкое зерно. Кроме того иттрий обеспечивает устойчивость против питтинговой коррозии в средах, содержащих ионы хлора и повышение эрозионной стойкости и износостойкости в пароводяных средах [48]. При этом сумма $Cs+Y+Ce+La < 0,1$, т.к. большое содержание их может повысить склонность стали к горячим трещинам.

Алюминий совместно с молибденом и медью увеличивает коррозионную стойкость стали. Однако в количестве более 0,05% он образует крупные, практически не растворимые нитриды, что отрицательно влияет на механические свойства стали.

Легирование сталей мартенситно-аустенитного класса повышенным количеством кремния и кобальта (0,8-2,5% и 3,0-5,0% соответственно) позволяет получать высокую прочность ($\sigma_B = 1800-1900$ МПа). Кроме того, повышенное содержание кремния обеспечивает высокую коррозионную стойкость, в том числе сопротивление коррозионному растрескиванию [49].

Легирование селеном в количествах 0,05-0,3% увеличивает пластичность, ударную вязкость и коррозионную стойкость [50].

Дополнительное легирование барием позволяет изменить форму сульфидов на глобулярную.

Сера и фосфор при содержании более 0,05% каждого ухудшает показатели пластичности, вязкости и коррозионной стойкости высокопрочных сталей [50, 51].

По сравнению с углеродсодержащими мартенситными хромоникелевыми сталями, значительно менее изучено влияние термической обработки на структуру и свойства азотсодержащих мартенситно-аустенитных хромоникелевых сталей.

Наиболее известной и подробно изученной, из применяющихся высокопрочных коррозионностойких хромоникелевых сталей, предназначенных для изготовления нагруженных изделий и конструкций,

является сталь типа 1X15H5AM3 (отечественная ВНС-5, зарубежная АМ-355) [34-93].

Высокая прочность стали ВНС-5 после закалки от 1070°C, обработки холодом при -70°C в течение 2 час обеспечивается повышенным содержанием углерода и азота (C+N=0,16-0,26%) в мартенсите, а пластичность и вязкость - присутствием в структуре 15-20% равномерно распределенного остаточного аустенита после [34, 47, 90].

В структуре этой стали, после указанной термической обработки, содержится до 5% δ-феррита, который не влияет на механические свойства [14]. Для устранения микросегрегаций в литых деталях необходимо применение перед закалкой гомогенизации [54].

Температура нагрева под закалку определяет количество растворившихся карбидов и размер зерна, и соответственно температуру начала мартенситного превращения, а, следовательно, и фазовый состав стали.

В стали 1X15H5AM3 при температурах закалки ниже 1070°C или при замедленном охлаждении от температур аустенизации в интервале температур 850- 650°C снижается ударная вязкость в результате выделения карбидов по границам зерен. После закалки от температур выше 1070°C из-за роста зерна снижается пластичность. В таблице 1.7 [94-96] приведено изменение механических свойств стали, при изменении температуры закалки.

Таблица 1.7 – Влияние температуры аустенизации на свойства стали ВНС-5 (аустенизация+обработка холодом -70°C-2ч.+200°C-1ч.) [94-96].

Температура аустенизации °С	σ _в , Мпа	σ _{0,2} , Мпа	σ ^н _{отр-196°}	ψ	δ	a _н	a _{тy}	4πl _s
	кГ/мм ²			%		кГм/см ²		гс
950	152	138	-	58	16	8	1,8	14000
1000	160	138	-	62	18	10,5	2,2	12500
1030	160	135	275	58	17	13	6,0	12000
1070	158	132	254	58	20	13	6,5	12000
1100	156	131	240	55	18	12,5	6,5	12000
1150	152	125	172	50	17	13	8,0	12000
1200	150	125	165	43	17	14	-	12000
1250	147	125	158	36	12,5	13	8,0	12000

На рисунке 1.3 [94-96] показано изменение механических свойств стали 1X15H5AM3 при отпуске. Закаленная от 1070°C сталь после отпуска при 200°C имеет хорошее сочетание механических свойств ($\sigma_B=1600$ МПа, $\sigma_{0,2}=1320$ МПа, $\delta=18\%$, $\psi=60\%$, $KCU=1,5$ МДж/м²)[94-96].

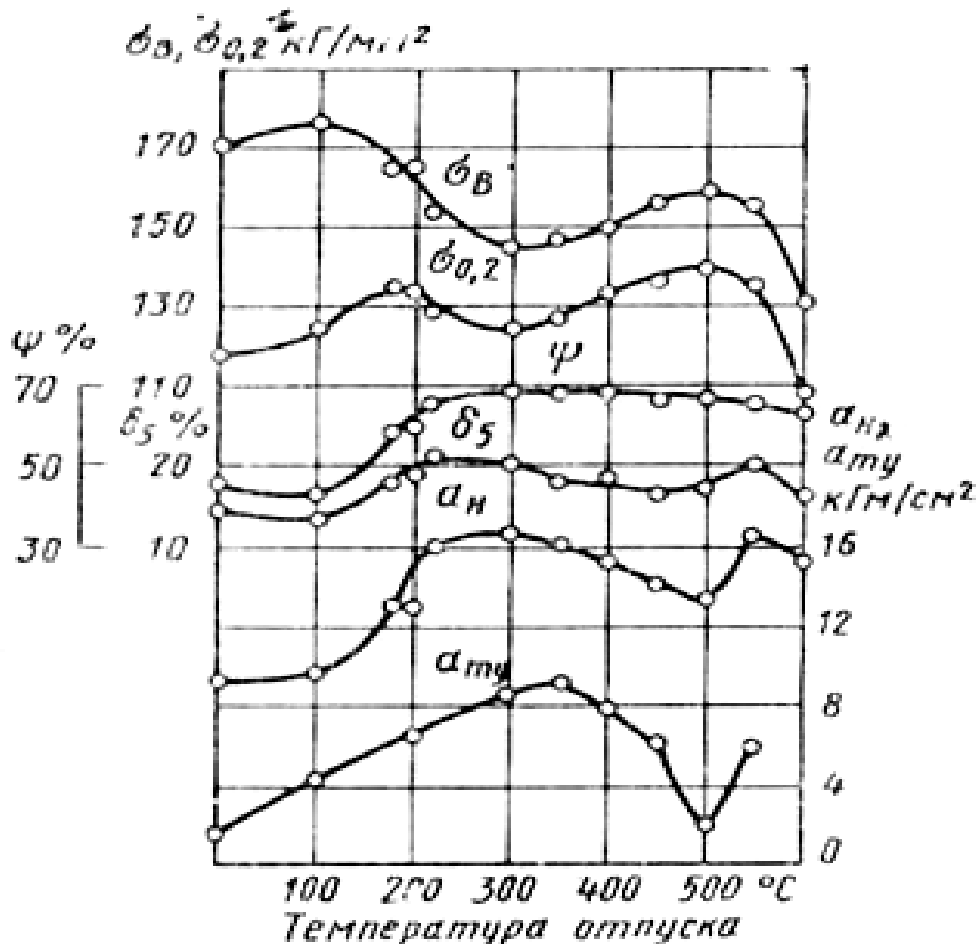


Рисунок 1.3 – Влияние температуры отпуска на механические и физические свойства стали 1X15АН4М3 [94-96].

После низкотемпературного отпуска при 200°C формируется структура, представляющей собой пакетный мартенсит с высокой плотностью дислокаций и большим количеством двойников и остаточный аустенит в количестве 15-20%. В твердом растворе сохраняется достаточное количество углерода и азота, что обеспечивает высокие показатели прочности. Повышение пластичности и вязкости по сравнению с этими характеристиками в неотпущенном состоянии, связано с некоторым уменьшением концентрации углерода и азота в мартенсите [94-96].

Отпуск при температурах 300-350° приводит к некоторому снижению прочности ($\sigma_B=1450-1470$ МПа, $\sigma_{0,2}=1230-1280$ МПа) и увеличению пластичности и вязкости ($\delta=18-20\%$, $\psi=65-68\%$, $a_n=16-16,5$ кг/см²), что связано с дальнейшим уменьшением содержания углерода и азота в твердом растворе. При этом сохраняются высокая плотность дислокаций и значительные искажения II рода [90].

Повышение температуры отпуска до 450-500°С приводит к росту прочности ($\sigma_B=1500-1550$ МПа, $\sigma_{0,2}=1300-1380$ МПа), небольшому снижению ударной вязкости ($a_n=13-14,5$ кг/см²), за счет вторичное твердения, происходящего, за счет выделения высокодисперсных частиц карбонитрида хрома (Me₂X). Карбонитриды располагаются преимущественно на границах бывших аустенитных зерен и на границах пластинчатых кристаллов мартенсита. По сравнению с отпуском при 200 и 350° отпуск при температурах 450-500°С резко снижает сопротивление коррозионному растрескиванию и повышает порог хладноломкости [94].

Отпуск при температурах 550-600°С снижает прочность ($\sigma_B=1400-1300$ МПа из-за выделения по телу и границам зерен крупных карбидов типа Cr₂₃C₆ [85-87].

Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение в этой стали происходит в интервале температур 550-790°С, одновременно продолжается отпуск оставшегося мартенсита и выделение карбидов из образующегося аустенита [94].

Для высоконагруженных деталей азотосодержащие мартенситно-аустенитные хромоникелевые стали должны иметь высокий уровень и сочетание механических свойств, обеспечиваемых различными режимами термической обработки

Пластическая деформация может оказывать значительное влияние на структуру и свойства мартенситно-аустенитных азотосодержащих хромоникелевых сталей. В работе [97] показано, что максимальное упрочнение таких сталей достигается в процессе холодной пластической деформации. Исследование влияние этой обработки [97] показало, что

сопротивление деформации растет с повышением скорости деформации и снижением температуры деформации. В мартенситно-аустенитных хромоникелевых сталях наличие азота, повышая сопротивление горячей деформации, способствует деформационному упрочнению и тормозит процессы рекристаллизации.

По сравнению с углеродсодержащими сталями, азотосодержащие стали характеризуются более высоким уровнем напряжений и мелким рекристаллизованным зерном. Температура горячей деформации будет определять объемную долю растворившихся карбидных и карбонитридных фаз. С повышением температуры горячей деформации легированность γ -твердого раствора молибденом, хромом, ванадием и др. элементами повышающими сопротивление деформации, возрастает, в следствие растворения избыточных фаз [89].

Горячая прокатка стали 15X15H4AM3 [98] с последующей обработкой холодом и отпуском обеспечивает получение хорошего сочетания механических свойств. Горячая прокатка с обжатием 50% формирует полигонизированную структуру. Последующая обработка холодом при -70°C в течение 2 часов и отпуск обеспечивают высокие значения предела текучести ($\sigma_{0,2} = 1000-1200$ МПа), относительного удлинения ($\delta=30-40\%$), ударной вязкости ($KCU = 1,2-2,0$ МДж/м²) [98].

Холодная прокатка без отпуска [53] или с последующим отпуском [89] является эффективным способом упрочнения азотосодержащих мартенситно-аустенитных хромоникелевых сталей.

По данным [97] сталь 23X15H5AM3-III (ВНС-9) после холодной прокатки с обжатием $\varepsilon=17\%$ имеет высокую прочность ($\sigma_B \geq 1470$ МПа), при сохранении пластичности ($\delta \geq 12$), структура стали представляет собой мартенсит деформации и нагартованный остаточный аустенит.

Азотосодержащие мартенситные и мартенситно-аустенитные коррозионностойкие стали благодаря уникальным сочетаниям различных свойств нашли широкое применение в различных отраслях народного

хозяйства. Анализ литературных данных показал большое количество отечественных и зарубежных марок таких сталей, которые применяются для изготовления нагруженных деталей и конструкций, работающих в условиях повышенных нагрузок и коррозионной среды. Химический состав, механические свойства и применение этих сталей показаны в таблицах 1.8 и 1.9 соответственно.

Сталь ВНС-5 широко применяется для изготовления тяжело нагруженных узлов самолетов, таких как рамы, лонжероны, узлы поворота, крепежные детали и др. [34]. Сталь ВНС-5 является прекрасным материалом для изготовления высоконагруженных болтов, работающих на срез и на растяжение. Высоконагруженные болты из стали ВНС-5 и накаткой резьбы в упрочненном состоянии имеют высокое сопротивление повторным нагрузкам и нашли широкое применение в авиационной (Ил-86, Ил-96) и ракетной технике.

Одним из результатов исследований возможностей дальнейшего повышения прочности азотсодержащих коррозионностойких сталей переходного класса стала разработка высокопрочной ($\sigma \sim 1700$ МПа) стали ВНС-43 (18X14H4AM3), имеющая значительные преимущества по сравнению со сталью ВНС-5. Сталь ВНС-43 применяется для изготовления узлов поворота и силовых крепежных деталей самолетов, эксплуатирующихся в морских условиях [34].

Сталь ВНС9-Ш (23X15H5AM3) применяется в виде холоднокатаной ленты [97, 99] различной толщины для высоконагруженных, ответственных деталей: пластины торсионов, муфт и т. п. Сталь ВНС9-Ш после холодной прокатки обладает высокой прочностью $\sigma_B \geq 1470$ МПа [97].

Таблица 1.8 – Химический состав азотосодержащих мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей (масс. %)

№	C	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	Другие элементы	Литература
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	0,04-0,09	0,02-1,0	12,5-15,0	4,0-6,5	0,1-1,0	2,5-3,5	0,3-1,6	-	Nb 0,02-0,42; Co 3,5-6,0; Ce 0,001-0,05; Ca 0,001-0,05; S ≤ 0,018; P ≤ 0,02;	53
2	0,17-0,20	0,05-0,10	13,0-14,5	4,0-4,5	0,1-1,0	2,3-2,8	0,1-0,7	-		46
3	0,05-0,08	0,04-0,08	13,0-14,5	4,5-5,5	0,1-1,0	2,3-2,8	0,05-0,07	-	-	54
4	0,18-0,21	0,06-0,09	13,0-14,0	4,0-4,5	0,1-1,0	2,3-2,8	1,7-2,5	-	Co 3,5-4,5; Y: 0,001-0,05; Ce: 0,001-0,05; La: 0,001-0,05; Y+Ce+La ≈ 0,1%	60
5	≤ 0,3	0,05-0,20	11,0-16,0	2,5-9,0	0,4-4,0	0,2-1,2	0,4-0,8	-	Al: 0,2-1,2; Cu 0,5-3,0; Nb 0,1-0,3; Ti 0,2-1,2; Ca 0,01-0,02; Ce 0,01-0,02;	62
6	0,12-0,19	0,05-0,1	14,0-15,0	2,3-3,3	0,1-0,6	1,5-2,3	0,1-0,6	0,1-0,2	W 0,5-0,8; Ca 0,005-0,05; Co 1,0-4,0; Nb 0,06-0,12; Ce 0,005-0,05; La 0,005-0,05;	63
7	≤ 0,08	≤ 0,05	9,0-13,0	4,0-7,0	≤ 1,5	2,5-4,5	0,3-1,5	≤ 0,5	W: 0,2-2,0; Cu 0,3-3,0; Co 7,0-13,0; S ≤ 0,01; P ≤ 0,03;	64
8	0,03-0,10	0,15-0,28	12,0-18,0	5,0-8,0	18,0-30,0	0,5-3,0	0,1-0,5	0,01-0,50	Nb 0,01-0,50; Ti 0,01-0,5; Al 0,01-0,07; B 0,001-0,003; Ca 0,001-0,0035; O ≤ 0,005;	65
9	0,2	0,11	15,7	3,9	0,55	3,12	0,28	0,27	0,35% Nb	48
10	0,24-0,30	0,05-0,12	16,5-17,8	2,2-3,2	0,3-1,2	2,5-3,2	0,2-0,7	-	0,002-0,005% B	74
11	0,01-0,25	0,05-0,20	10,0-16,0	0-2,0	0,01-3,00	<3,0	0,1-0,2	0-0,75	0,03-0,75% Nb	75
12	<0,07	0,02-0,10	13,0-17,0	3,5-6,0	<2,0	0,2-1,5	0,1-1,0	-	0,5-4% Cu, <1% Nb+Ta+Ti	76
13	0,01-0,15	0,01-0,20	12,0-22,0	3,5-7,5	0,01-2,00	0,3-3,5	0,01-0,2	0,005-0,3	1,5-4% Cu, 0,001-0,1% B, 0,1-0,8 Nb	77
14	0,1	0,1	16,6	7,08	1,31	-	0,52	-	-	91

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
15	0,07- 0,13	0,07- 0,13	16,0- 17,0	4,0- 5,0	0,50- 1,25	2,50- 3,25	0,2- 0,5	-	-	47
16	0,16	0,1	16,5	2,19	-	-	-	-	-	78
17	0,03- 0,08	0,015- 0,08	13,0- 15,0	5,0- 6,0	-	0,8- 1,8	0,05- 0,70	-	1,8-2,5% Cu, 0,03- 0,45 % Nb, 0,02- 0,15%Ti, 0,01-0,1% Ca,Ce,La,	77
18	0,13- 0,16	0,15- 0,20	14,5- 15,5	2,7- 3,8	0,8- 1,5	1,5- 1,9	0,25- 0,70	-	1,25-1,40% Cu, 0,05-0,18% Se	85
19	0,13- 0,23	0,11- 0,25	16,5- 18	2-3	0,3- 0,8	0,8- 2,5	0,3- 0,8	-	0,006-0,15% Y	66
20	0,04	0,118	15,1	5,15	0,33	0,7	0,45	0,34	0,12% Cu, 0.1% Al	98
21	0,17	0,073- 0,076	14,5	3,88- 4,13	0,35- 0,44	2,8	0,42- 0,52	0,11- 0,15	0,09-0,11% Си, 0,03% Ti, <0.1% Al	98
22	0,03- 0,08	0,005- 0,2	13- 14	2,5- 4,0	0,2- 0,8	0,6- 1,5	-	-	0,001-0,4% Nb, 0,005-0,08% Ce, 0,001-0,02% Ca	80
23	0,12	0,08	15	1,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,001-0,4% Nb, 0,005-0,08% Ce, 0,001-0,02% Ca	81

Таблица 1.9 – Механические свойства азотосодержащих мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей.

№	Обработка	Механические свойства				
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²
1	2	3	4	5	6	7
1	Закалка + обработка холодом + отпуск	1400- 1600	1200- 1300	15-20	55-65	$a_H = 10-20$ кгс/см ²
2	Закалка 1080-1090°C + ох -70°C- 24ч. + отпуска 200°C -1-3ч.	1710	1400	16	50	$a_H = 10$ кгс/см ²
3	Закалка 1000-1020°C + ох -70°C-2ч. + отпуска 200°C-3ч.	1400- 1600	1200- 1300	13-16	60-65	$a_H = 12-14$ кгс/см ²
4	Закалка + обработка холодом + отпуск	1800- 1900	1420- 1500	18 - 20	52 - 60	$a_y = 6-10$ кгс/см ² $a_{T_y} = 3,5-5$ кгс/см ²
5	Прокатка 1100-950 °C, $\epsilon=80\%$ + 720 °C – 6ч.+520 °C – 6ч.	1450- 1470	1401- 1421	10-12	52-53	$a_H = 75$ Дж/см ²
6	Нормализация 960°C-10ч.+ отпуск 650°C 3-ч.	1690	1470	19	63	KCU ^{70°C} =0,4 KCU ^{20°C} =0,7

1	2	3	4	5	6	7
7	Гомогенизация 1200°C -4ч.+закалка 1050°C -4ч.+о.х. -80°C-3ч.+старение 500°C-4ч.	1725-1930	1585-1792	8 - 14	-	-
9	Закалка + отпуск	1530	-	19	55,2	0,44
10	Закалка 1020°C + обработка холодом (-70°C) + отпуск 380°C, 3 час	1711-1730	1300-1301	10-17	40-48	0,25-0,35
11	Закалка 926-1150°C, вода, масло, воздух + обработка холодом 482-705°C, 4 час	925-1200	811-985	9-19	18-64	-
13	Закалка 1000-1050°C + обработка холодом 400-650°C	1395	1364	18,5	42	-
14	Отжиг 1090°C + Холодное обжатие 49,8%	1640	1360	13,5	-	-
15	Закалка + обработка холодом (-70--196°C), 3 час + отпуск 450-540°C, 3 час	1150-1400	1000-1100	12-22	50	KCV = 0,3
16	Закалка 975°C, масло + отпуск 700°C	970	830	18	53,8	0,87
17	Закалка 1000°C + старение 425-450°C	1410-1460	850-1215	14-22	-	-
18	Закалка 1060°C, масло + обработка холодом + отпуск 150°C, 2 час	1840-1890	-	15-16	-	0,6-0,65
19	Закалка 1030°C, масло + отпуск 380°C, 2 час	1720	1300	10-17	40-48	0,25-0,35
20	Закалка, вода + ХД 25% + о.х. (-70°C) + отпуск 200°C+450°C	1598	1272	4	48	0,7
	ВТМО 80%, вода + ХД 25% + отпуск 200°C+450°C	1416	623	6	49	0,7
	ВТМО 50%, вода + отпуск 200°C+450°C	1298	904	11	56	0,8
21	Закалка, вода + ОХ(-70°C) + отпуск 450°C, 2 час	1355	1183	26	59	0,9
	Закалка, вода + ХД 25%+ обработка холодом (-70°C) + отпуск 450°C,2ч.	1391	1293	11	56	1,1
	ВТМО 50%, вода + обработка холодом (-70°C) + отпуск 450°C,2ч.	1353	1182	27	68	1,1
	ВТМО 50%, вода + ХД 25% + обработка холодом (-70°C) + отпуск 450°C, 2 час	1517	1322	15	58	-
	ВТМО 80%, вода + обработка холодом (-70°C) + отпуск 450°C, 2 час	1321	1120	36	61	1,0
	ВТМО 80%, вода + ХД 25% + обработка холодом (-70°C) + отпуск 450°C, 2 час	1334	1177	32	48	1,0
22	Без обработки	750	610	19	65	1,35
23	Закалка + отпуск	790	585	26	73	-

Разработанные в ИМЕТ РАН новые высокопрочные коррозионно-стойкие, свариваемые и технологичные при пластической деформации мартенситные стали 05X16H5AB (с 0,03-0,05 % C; 0,13-0,15 % N), 08X14AH4MДБ(с 0,08 % C; 0,15 % N), являются перспективным материалом для изготовления тяжело нагруженных деталей с работающими при температурах от -70 до $+400^{\circ}\text{C}$ [100-103]. После оптимальных режимов термической обработки эти стали обладают сочетанием высоких показателей прочности ($\sigma_{\text{в}} = 1570$, $\sigma_{0,2} = 1360$ и $\sigma_{\text{в}} = 1664$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1466$ МПа), пластичности ($\delta = 20\%$, $\psi = 67\%$ и $\delta = 19\%$, $\psi = 61\%$) и ударной вязкости ($KCU = 0,85$ и $1,55$ МДж/м²) [100-103].

Азотосодержащая сталь 05X16H5AB [100-103], имеющая преимущества перед сталью 07X16H4B по прочностным характеристикам, не содержащая в структуре δ – феррита и карбидов хрома, имеет также и более высокую стойкость против питтинговой и щелевой коррозии, устойчива против межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением в 3,5%-ном растворе NaCl.

Испытания таких болтов из стали 05X16AH5B в условиях высоких статических и циклических нагрузок в интервале температур от 500 до -70°C показало, что по надежности и долговечности болты из этой стали существенно превосходят болты из широко применяющейся для авиационной техники коррозионностойкой стали 15X15H5AM3, повышая, таким образом, ресурс аппаратов ответственного назначения.

Заключение

Анализ литературных данных показывает, что основным недостатком применяемых мартенситных и мартенситно-аустенитных сталей является пониженная прочность, что затрудняет повышение надежности и долговечности изделий, работающих в условиях одновременного воздействия статических, циклических и динамических нагрузок и коррозионной среды.

Одним из перспективных путей решения отмеченной проблемы, является разработка, в том числе экономнолегированных, высокопрочных коррозионностойких сталей со структурой азотистого мартенсита, не содержащей зернограничных карбидов хрома Cr_{23}C_6 , δ -феррита и σ -фазы, снижающих пластичность и коррозионную стойкость.

В литературе крайне мало или отсутствуют сведения о закономерностях и особенностях формирования структуры и свойств в процессе горячей пластической деформации таких сталей со структурой азотистого мартенсита. Отсутствуют сведения о структуре и свойствах никельсодержащих сталей со сверхравновесным содержанием азота для низкотемпературной службы.

Глава 2. Материалы и методы исследования

2.1. Физико-химическое обоснование выбора химического состава стали и выплавка.

2.1.1. Стали с равновесным содержанием азота

Анализ литературных данных показал, что в качестве основы для разработки высокопрочной экономнолегированной коррозионностойкой стали должна быть использована сталь типа X15N5, дополнительно легированная азотом. Для максимально возможного упрочнения такой стали при сохранении необходимой для практического применения пластичности в процессе горячей или холодной пластической деформации, а так же термической обработки суммарное содержание углерода и азота должно быть повышено, введены добавки молибдена и меди, а так же микродобавки ванадия и РЗМ. Ниже приведено обоснование пределов легирования элементами, включенными в состав таких сталей.

Формирование мартенситно-аустенитной структуры, обеспечивающей сочетание высокой прочности, коррозионной стойкости и технологичности достигается при условиях:

$$\begin{array}{ll} \mathbf{12 \leq Cr_{\text{eqv}} \leq 17;} & \mathbf{9 \leq Ni_{\text{qv}} \leq 14;} \\ Cr = 12,0 \div 17,0; & C = 0,05 \div 0,30; \\ Mo = 0 \div 2,0; & N = 0,10 \div 0,25; \\ V = 0 \div 0,1; & Ni = 0 \div 5,0; \\ Nb = 0 \div 0,1; & Cu = 0 \div 2,0; \\ Si = 0,1 \div 0,5; & Mn = 0 \div 2,0; \\ & \mathbf{0,15 \leq C + N \leq 0,50;} \end{array}$$

$$Cr_{\text{ЭКВ}} = Cr + 1,5Mo + 1,5W + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 2,5Al;$$

$$Ni_{\text{ЭКВ}} = Ni + Co + 0,1Mn - 0,01Mn_2 + 18N + 30C + 0,3Cu;$$

где $Cr_{\text{ЭКВ}}$ -эквивалент хрома, $Ni_{\text{ЭКВ}}$ -эквивалент никеля;

Наличие в стали указанных концентраций углерода и азота необходимо для обеспечения высокой прочности. При содержании углерода и азота более 0,35 и 0,21% соответственно, трудно получить удовлетворительные показатели пластичности и ударной вязкости, а также получить

качественный металл без пористости из-за ограниченной растворимости азота в стали.

Введение в сталь 14,0-15,0% хрома обусловлено обеспечением требуемой коррозионной стойкости и повышенной растворимости азота.

При концентрации хрома более 15,0% и никеля менее 2,5% сталь будет иметь пониженную вязкость, особенно при отрицательных температурах, из-за появления в структуре δ -феррита, а также из-за повышения температуры вязкохрупкого перехода. С увеличением содержания никеля более 3,5% снижается растворимость азота в стали.

Марганец в количестве 0,5-1,5% вводится в сталь для повышения растворимости азота и раскисления стали. Увеличение содержания марганца более 1,5% приводит к повышению количества остаточного аустенита и тем самым к снижению прочностных характеристик.

Добавки ванадия в количестве до 0,1% обеспечивают получение мелкозернистой структуры. Увеличение с содержания ванадия более 0,1% приводит к снижению прочности из-за обеднения твердого раствора азотом в результате образования нитридов ванадия VN.

Легирование молибденом в количестве 1,2-1,7% повышает коррозионную стойкость, растворимость азота и тормозит образование карбонитридов по границам зерен и тем самым повышает ударную вязкость стали.

Легирование медью 1,5-2,0% позволяет исключить в микроструктуре стали дельта-феррит, а также повысить коррозионную стойкость и прочность при старении, за счет выделения дисперсных частиц фазы, богатой медью.

Наличие церия 0,005-0,030% и кальция 0,005-0,030% уменьшает содержание примесей на границах зерен, тем самым меняя кинетику старения по границам зерен и уменьшая степень охрупчивания.

Легирование лантаном и иттрием способствует раскислению стали и измельчению зерна.

Подобранное соотношение компонентов позволяет получить стабильную структуру стали с заданным соотношением мартенсита и аустенита.

Согласно диаграмме Шеффлера (рис. 2.1, область 1) величина эквивалента хрома (Cr_{eqv}) должна быть в пределах от 12 до 17; а величина эквивалента никеля (Ni_{eqv}) от 9 до 14, таким соотношением обеспечивается отсутствие в структуре δ - феррита, σ - фазы и карбидов хрома $Cr_{23}C_6$.

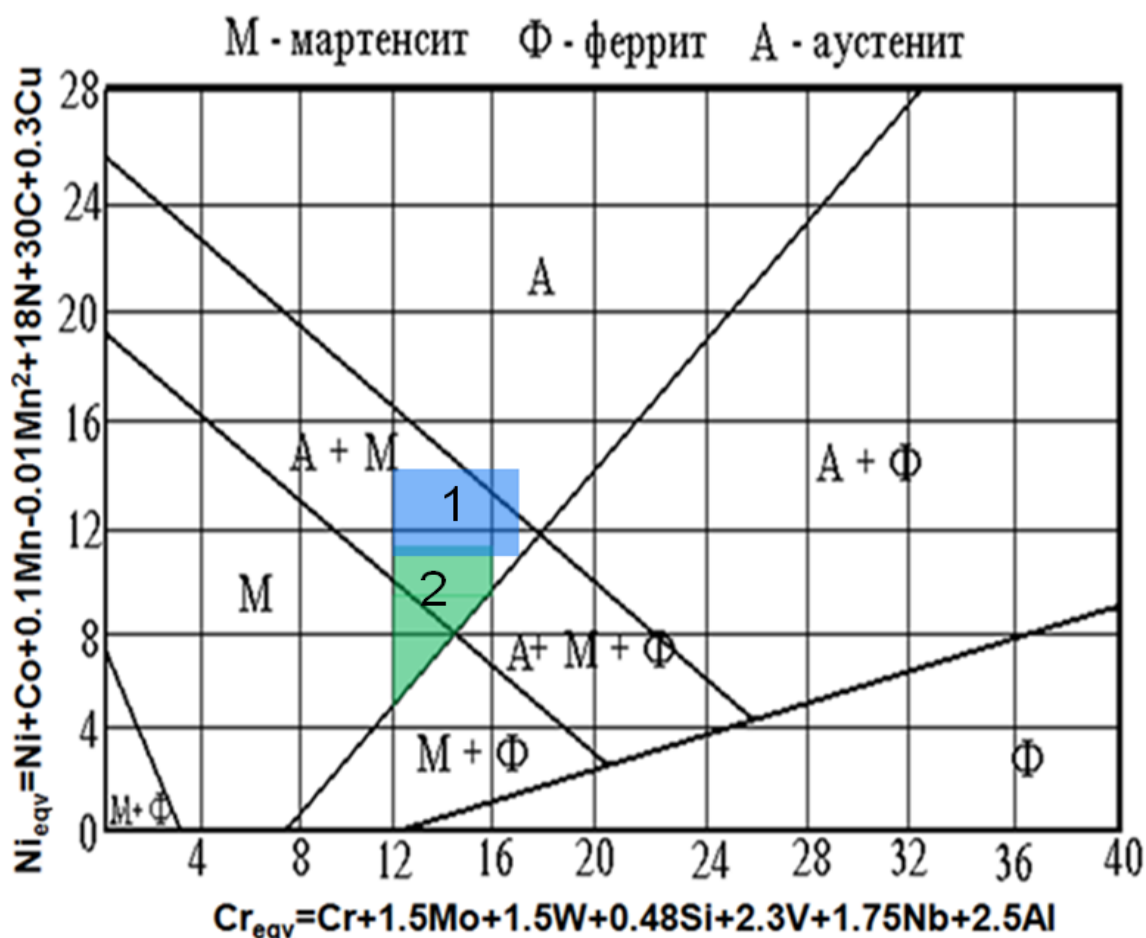


Рисунок 2.1- Фазовая диаграмма коррозионнстойких сталей А. Шеффлера

Предел растворимости азота в стали рассчитывали с использованием параметров взаимодействия, полученных Фойхтингером [4]. Расчет показал, что растворимость азота в этих сталях при максимальном содержании элементов, повышающих и понижающих ее, изменяется от 0,12 до 0,20% соответственно.

Принципы легирования применяемые для разработки высокопрочной экономнолегированной (не содержащей молибдена) коррозионнстойкой

стали для сварных конструкций, изготавливаемых с применением холодной и горячей пластической деформации, то есть повышенной технологичности в целом аналогичны, применяемым для разработки коррозионностойкой стали повышенной прочности, однако имеются существенные различия: для обеспечения повышенной технологичности суммарное содержание элементов внедрения - азота и углерода должно быть пониженным и составлять $C + N = 0,1-0,25\%$, при минимальном содержании углерода $C / N \leq 0,2$.

Формирование мартенситно-аустенитной структуры, с оптимальным соотношением фаз (5-15% аустенита и 85-95% мартенсита) обеспечивающей сочетание высокой прочности, коррозионной стойкости и технологичности при пластической деформации и сварке достигается при условиях:

$$\begin{array}{l}
 \mathbf{12} \square \mathbf{Cr_{eqv}} \square \mathbf{16}; \\
 Cr = 12,0 \div 16,0; \\
 V = 0,02 \div 0,1; \\
 Nb = 0 \div 0,1; \\
 Si = 0,1 \div 0,8; \\
 \mathbf{5} \square \mathbf{Ni_{eqv}} \square \mathbf{11}; \\
 C = 0,0 \div 0,05; \\
 N = 0,10 \div 0,20; \\
 Ni = 3,0 \div 5,0; \\
 Cu = 1,0 \div 2,5; \\
 \mathbf{0,10} \square \mathbf{C + N} \square \mathbf{0,25}; \\
 \mathbf{Ni_{eqv} = 1,113 Cr_{eqv} - 7,44}
 \end{array}$$

Таким образом согласно диаграмме Шеффлера (рис. 2.1, область 2) высокопрочная коррозионностойкая свариваемая сталь обладает аустенитно-мартенситной структурой, причем отношение количества фаз аустенита и мартенсита после закалки равно 0,05-0,18, при эквиваленте хрома (Cr_{eqv}), равном 12÷16 и эквиваленте никеля (Ni_{eqv}), равном 5÷11, во избежание образования δ - феррита должно выполняться соотношение $Ni_{eqv} = 1,113 Cr_{eqv} - 7,44$. Таким соотношением легирующих элементов в стали обеспечивается мартенситно-аустенитная структура с заданным соотношением мартенсита (85-95%) и аустенита (5-15%), отсутствие в структуре δ - феррита, σ - фазы и карбидов хрома $Cr_{23}C_6$.

С учетом проведенного обоснования были выплавлены стали указанные в таблице 2.1

Таблица 2.1 – 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

Выплавку сталей заданного химического состава, проводили методом сплавления чистых шихтовых материалов в индукционной печи. Далее отлили слитки массой по 12 кг. Химический состав выплавленного металла указан в таблице 1.

В качестве шихтовых компонентов использовали феррохром азотированный с содержанием азота 11%; железо типа «Армко»; хром металлический марки Х99; молибден марки МШВ; феррованадий марки ФВд80; медь катодную; чугун синтетический; марганец электролитический марки МРО; никель электролитический марки Н1; кремний металлический; силикокальций марки СК 25 с содержанием кальция 25% и редкоземельные металлы (РЗМ) марки МЦ 50ЖЗ.

В качестве шлакообразующей использовали смесь извести и плавленого шпата в соотношении 1:1.

В завалку давали железо, хром, никель. Расплавляли. После появления зеркала жидкого металла вводили молибден. По расплавлении металл раскисляли кремнием и затем вводили марганец металлический, выдерживали в течение 5-6 минут до полного его усвоения и вводили медь, а затем феррованадий. Замеряли температуру расплава (~1580°С), вводили феррохром азотированный. После усвоения легирующих элементов, раскисляли металл силикокальцием, скачивали шлак и выливали металл в ковш. Раскисление проводили в ковше РЗМ. Еще раз замеряли температуру металла (температура металла перед разливкой должна быть на уровне 1570-

1600°C), она составила 1580° и сливали металл в ковш. Окончательное раскисление осуществляли в ковше РЗМ. Отбирали пробы для химического и газового анализа и заливали металл: в изложницу, с утеплительной надставкой и предварительно подогретой до температуры ~ 600 - 700° С и рассчитанную на слиток массой 12 кг, и в земляную форму для отливки электрода диаметром 75 мм и длиной ~1000 мм.

После кристаллизации металла отливку раздели. Отметим хорошее качество поверхности электрода. Затем отрезали прибыльную часть слитка, от нижней части отрезали две заправки и годную часть электрода приваривали к инвентарной головке.

Электрошлаковый переплав вели на жидком старте под флюсом АНФ-6. Переменный ток промышленной частоты. Электрический режим переплава: $I=2,4-2,6$ кА; $U=33$ В; $P=79-80$ кВт; электрическое сопротивление шлаковой ванны (R)= $12,7$ мОм. После окончания переплава и вывода усадочной раковины слиток извлекали из кристаллизатора. Поверхность оценили на «5» по 5-ти бальной системе. Далее слитки передали на ковку.

2.1.2. Стали со сверхравновесным содержанием азота

Анализ литературных данных показывает, что за основу разработки стали с повышенной прочностью и пластичностью должна быть взята сталь типа 0Н9, в которой углерод частично заменен азотом. Ниже приведено обоснование пределов легирования элементами, включенными в состав таких сталей.

Сущность изобретения заключается во введении в сталь содержащей 8,5-10,5 % никеля 0,08-0,22 % азота для повышения прочности стали и 1,5-2,0 % хрома (повышающего растворимость азота) для получения такой стали без пор. В стали с указанным содержанием никеля, азота и хрома в процессе термической обработки формируется структура с большим количеством азотистого мартенсита, необходимого для высокопрочного состояния стали.

Предлагаемая сталь включает компоненты в указанных пределах ввиду того, что содержание азота менее 0,08 % и углерода менее 0,02 % не

обеспечивают достаточной прочности для изготовления высоконагруженных изделий. При концентрациях азота более 0,22 % и углерода более 0,06 % не удается получить беспористые слитки стали с содержанием 8,5-10,5 % никеля. Добавки хрома и марганца повышающие растворимость азота в расплаве железа, в количествах 1,5-2,0 % и 0,3-0,6 % соответственно достаточны для кристаллизации жидкого металла стали с 8,5-10,5 % никеля без образования в структуре δ -феррита (у которого низкая растворимость азота) и как следствие получение слитков без пор. При концентрациях никеля менее 8,5 % или более 10,5 % формируется структура с большим количеством феррита или аустенита соответственно, снижающих упрочнение стали.

Сталь может характеризоваться тем, что для содержания углерода и азота выполняется следующее условие:

$$C + N = 0,14 \div 0,24$$

При суммарном содержании углерода и азота менее 0,14 % требуемый уровень прочности стали не достигается из-за присутствия в структуре стали феррита. При значениях этой суммы более 0,24 % в структуре нарушается оптимальное соотношение между аустенитной и мартенситной составляющей и уровень прочности будет ниже заданного. В сталях с заданным содержанием углерода и азота (0,14 \div 0,24) преобладающей структурной составляющей является азотистый мартенсит – обеспечивающий прочностные свойства стали.

Добавки 0,1-0,3 % кремния достаточны для раскисления стали. Сталь может содержать кальций в количестве 0,005-0,05 %. Кальций является сильным раскислителем. При введении кальция снижается уровень кислорода в металле, уменьшается количество неметаллических включений и они приобретают округлую форму. При введении кальция в сталь менее 0,005 % значительного снижения уровня неметаллических включений не наблюдается. При введении кальция в сталь в количестве более 0,05 %,

неметаллические включения значительно укрупняются, и являясь концентраторами напряжений снижают пластические свойства стали.

Сталь может содержать церий в количестве 0,005-0,03 %. Церий, как и кальций, является активным раскислителем, его введение приводит к уменьшению количества неметаллических включений в металле, а так же измельчению кристаллической структуры. При увеличении содержания церия более 0,03 % - возможно образование нитридов церия уже в жидкой фазе, которые, укрупняясь и всплывая, будут ассимилированы шлаком, выводя тем самым азот из металла.

Сталь 04Н9Х2А выплавляли в институте металловедения им. академика А. Балеvски болгарской академии наук с использованием установки для литья под давлением азота до 40 атм.

В таблице 2.2 представлен химический состав стали, содержание азота в которой 0,185%, т.е. в 3-5 раз выше равновесной (при выплавке при атмосферном давлении). Такое пересыщение азота в твердом растворе приводит к значительному упрочнению стали.

Таблица 2.2 – Химический состав стали 04Н9Х2А, масс. %.

№ пл.	Сталь	С	N	Cr	Ni	Mn	Si	Ca	Ce
9	04Н8Х2А	0,02	0,08	1,5	8,2	0,30	0,18	0,005	0,005
10	04Н9Х2А	0,04	0,18	2,5	8,9	0,35	0,10	0,005	0,005
11	0Н10Х2А	0,06	0,22	2,0	10,4	0,59	0,27	0,050	0,030

2.2. Ковка и прокатка

Была проведена ковка слитков исследуемых лабораторных плавок на квадратные прутки 40 и 13 мм и полосу 20x60x250 мм.

Нагрев металла перед ковкой проводили в электропечи. Ковку слитков и поковок осуществляли под плоскими бойками двух молотов – первый и последующие выносы до сечения квадрат 40 мм - под молотом с массой подающих частей (м.п.ч.) 400 кг, ковку на размер менее 40 мм до квадрата 13 мм - под молотом с м.п.ч. 70 кг.

Бойки перед началомковки подогревали до $\approx 170^{\circ}\text{C}$. Для этого в печи одновременно со слитками нагревали металлическую заготовку и за 20 минут до началаковки её вытаскивали и зажимали между бойками молота.

Температуру контролировали двумя приборами: печи – по печному потенциометру, металла в печи, концаковки, бойков - по переносному инфракрасному пирометру Питон 102.

Температурный режим нагрева,ковки и охлаждения металла всех плавок был одинаков. Нагрев слитков и промежуточный между переделами подогрев поковок проводили в газовой печи. Посадка слитков на нагрев в холодную печь, нагрев по мощности печи до температуры $1180 \pm 10^{\circ}\text{C}$ Выдержка слитков в печи перед первым выносом от 60 до 95 мин.

Горячую и холодную прокатку образцов проводили на стане ДУО-300 при скорости вращения валков 10-40 об/мин.

2.3. Оптическая металлография

Микроструктуру изучали с помощью микроскопах НЕОРНОТ-32 и Olympus GX-50. Шлифы приготавливали шлифовкой на наждачной бумаге и полировкой алмазной пастой с последующим выявлением структуры химическим травлением в реактиве, содержанием 15мл. соляной кислоты, 5мл. азотной кислоты, 3г. порошка двухлористого железа, либо 2 части HCl, 1 часть HNO₃ и 1 часть глицерина. Для ускорения протекания процесса травления образцы подогревались в кипящей воде в течение ~ 20 секунд. Процесс травления заканчивали, удаляя ватным тампоном со шлифа остатки травителя и продукты реакции под струей воды. Затем шлиф высушивали фильтровальной бумагой.

2.4. Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурный анализ прокатанных образцов проводили при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-4. Использовали CoK _{α}

излучение с Fe-фильтром. Определяли качественный и количественный фазовый состав, параметры решетки, кристаллографическую текстуру. А также уровень искажений кристаллической решетки для α и γ -фаз по угловой ширине рефлексов соответствующих фаз. Для измерения текстуры использовали метод обратных полюсных фигур (ОПФ). Полюсные плотности рефлексов определяли из соотношения:

$$P_{\alpha(\gamma)}^{hkl} = \frac{(I_{\gamma}^{hkl})_{\text{эксп.}}}{K_{\alpha(\gamma)} * (I_{\gamma}^{hkl})_{\text{теор.}}} \quad (1)$$

Где: $(I_{\alpha(\gamma)}^{hkl})_{\text{эксп.}}$ – экспериментальные интенсивности рефлексов (hkl) для для $\alpha(\gamma)$ фаз; $(I_{\alpha(\gamma)}^{hkl})_{\text{теор.}}$ - теоретические интенсивности рефлексов (hkl) для для $\alpha(\gamma)$ фаз; $K_{\alpha(\gamma)}$ – коэффициенты нормировки для $\alpha(\gamma)$ фаз; $n(m)$ – количество рефлексов для $\alpha(\gamma)$ -фаз:

$$K_{\alpha(\gamma)} = \frac{1}{n(m)} \sum \frac{(I_{\alpha(\gamma)}^{hkl})_{\text{эксп.}}}{(I_{\alpha(\gamma)}^{hkl})_{\text{теор.}}} \quad (2)$$

Количественный фазовый анализ осуществляли по отношению интенсивностей рефлексов γ - и α - фаз. Для монолитных (не порошковых) образцов количественный фазовый анализ осуществляли по относительной интенсивности рефлексов фаз (в данном случае γ - и α -фаз), поэтому он должен учитывать кристаллографическую текстуру, которая изменяет относительные интенсивности рефлексов по сравнению с их теоретическими значениями. С учетом этого обстоятельства для двухфазного сплава отношение объемов фаз можно оценить отношением нормировочных

текстурных коэффициентов, которые согласно (2) как раз и учитывают текстурный эффект [6]:

$$V_{\alpha}/V_{\gamma}=K_{\alpha}/K_{\gamma} \quad (3)$$

2.5. Измерение удельного электросопротивления

Удельное электросопротивление сплавов измерялось при комнатной температуре с помощью микроомметра БСЗ-010-2. Принцип работы омметра в режиме измерения сопротивления основан на определении падения напряжения от прохождения через контролируемый объект постоянного измерительного тока методом амперметра-вольтметра. Удельное электросопротивление определялось на образцах общей длиной 40 мм и диаметром 4 мм по формуле: $\rho = R \frac{S}{l}$, где R – удельное электросопротивление проводника; S – площадь сечения проводника; l – длина на которой измеряется сопротивление. (в данном случае $l = 23,74$ мм).

2.6. Дилатометрические исследования проводили на закалочном и деформационном дилатометре DIL 805 A/D фирмы Baehr Thermoanalyse GmbH. Нагрев образцов осуществлялся индуктивно. Регистрация изменения температуры велась с помощью платинородиевых термопар, приваренных к боковой поверхности образца. Изменение перемещения фиксировали при помощи специального измерительного модуля по длине цилиндрических образцов.

2.7. Электронная микроскопия

Электронная сканирующая микроскопия с использованием МРСА

Исследование микроструктуры, в том числе фрактографический анализ изломов, проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO-430 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). С применением МРСА определяли содержание в структуре стали основных

легирующих элементов (Fe, Ni, Cr, Mn, Nb, Mo, W). Размер зоны, в которой производился анализ определялся диаметром электронного зонда - ~ 1 мкм.

Просвечивающая электронная микроскопия

Электронномикроскопическое исследование стали проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX фирмы JEOL при ускоряющем напряжении 160 кВ. Образцы для исследования (тонкие фольги) получали из массивных образцов. Предварительное утонение вырезанных пластин толщиной $\sim 1,5$ мм осуществляли шлифовкой на микронных шкурках до толщины $\sim 0,2$ мм. Окончательное утонение до образования лунки, а затем и отверстия, проводили электролитической полировкой в электролите, содержащем ортофосфорную кислоту и хромовый ангидрид. Температура разогрева образца в процессе полировки не превышала 50 °С.

2.8. Механические испытания

Твердость и микротвердость. Твердость образцов измеряли по Роквеллу при нагрузке 150 кгс (шкала С) в соответствии с ГОСТ 9013-59. на твердомере Wilson 3JR. Микротвердость определяли по ГОСТ 9450-76 на твердомере Volpert 402MVD, Shimadzu DUN-211 при нагрузке 10г и 25г и выдержке под этой нагрузкой в течение 10 с. В качестве индентора использовалась четырехгранная алмазная пирамида. Для каждого образца было сделано не менее 20 измерений. Размер отпечатков измеряли вручную при увеличении $\times 500$. Расстояние между соседними отпечатками составляло не менее 100 мкм.

Испытания на растяжение для определения σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497-84 на машине INSTRON-3382 со скоростью нагружения 1 мм/мин, на цилиндрических образцах с резьбовой головкой, имеющих расчетную часть $l=5d_0$ ($d_0 = 5$ мм).

При измерении механических свойств на каждую точку использовалось не менее трех образцов.

Испытания на ударный изгиб в соответствии с ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 9450-76 на маятниковом копре AmslerRKP-450 (фирмы Zwick/Roell) на стандартных образцах с U-образным концентратором высотой 2 мм и радиусом 1 мм. Энергия маятникового копра составила 300 Дж.

Испытания на циклическую прочность. Испытания на многоцикловую усталость проводили с использованием требований ГОСТ 25.502-79, ГОСТ 23026-78 на машине Shenck PSB 10 на цилиндрических гладких образца типа II, с диаметром рабочей части 5 мм, шероховатостью поверхности 0,32 мкм, при 20°C. Схема нагружения – чистый изгиб с вращением, частота испытания $f = 50$ Гц.

2.9. Сварка.

Аргонодуговую стыковую сварку проводили на плитках длиной 150-170 мм, шириной 80-85 мм из подкатанных вгорячую до толщины 12 мм сутунок из стали 0X15H4АФД. После обработки кромок под сварку (см. рис 2.2) и зачистки поверхности плиток у кромки от окалины плитки сваривали вдоль длинной стороны. Сварочный материал – полоски сечением 3×4 мм, нарезанные из листа этих же сталей. Перед сваркой проводили закалку от 1000°C (30 мин, охлаждение в воде) и отпуск при 700°C, 2 ч, охлаждение на воздухе.

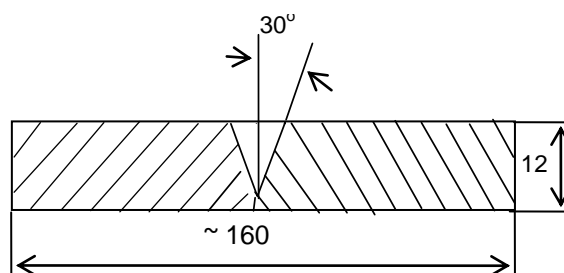


Рисунок - 2.4 - Заготовка для стыковой сварки

2.10. Определение технологичности при прокатке

Для проведения исследований были изготовлены клиновидные заготовки, размеченные на сегменты, которые затем подвергались прокатке при различных температурах. Ввиду клиновидной формы заготовок каждый сегмент подвергался различной степени обжатия. На всех заготовках были получены сегменты, имеющие степень деформации от 10 до 80%. Наибольшее обжатие было с большей стороны клина.

2.11. Испытания на загиб

Качественное определение предельной пластичности растянутой зоны путем испытаний на изгиб регламентировано ГОСТ 1419-80 и применяется для контроля качества листовых полуфабрикатов.

Испытания при трехточечном изгибе проводили до заданного угла изгиба (180°), то есть до достижения параллельности половин образца. Испытания проводили на пластинах толщиной 2,8-3 мм (серия 1) и толщиной 2,4 мм (серия 2) на оправках с таким же диаметром. В качестве материала для сравнения использовали применяемую в вагоностроении сталь 09Г2С.

2.12. Испытания на штампуемость

Способность металла к вытяжке при штамповке оценивают путем испытания на выдавливание листов и лент, по методу Эриксона (ГОСТ 1050-74).

Толщина испытуемого материала допускается от 0,2 до 2 мм. Признаком окончания испытания является момент появления видимой на просвет сквозной трещины. Размеры образцов и пуансонов приведены в таблице 2.4. Правка образцов в холодном или нагретом состоянии не допускается.

Таблица 2.4 - Условия испытания по Эриксену.

Ширина образца (сторона квадрата или диаметр круга)	Толщина образца, мм	Номер инструм ента	Диаметр пуансона, мм	Внутренний диаметр матрицы, мм	Внутренний диаметр прижимного кольца, мм
90-70	0,2-2	1	20	27	33
70-55	0,2-2	2	15	21	18
55-30	0,2-1	3	8	11	10,5
30-15	0,1-0,75	4	3	5	3,5

Испытания выполняли на машине типа МТЛ-10Г на листовых образцах толщиной 1,2 мм (серия 1) и 2-2,2 мм (серия 2) и шириной 75x75 мм. Усилие нажима на образец составляло до 5 т. В соответствии с таблицей 2.1. был выбран номер инструмента 1, с диаметром пуансона 20 мм. Испытывали по три образца на серию. В качестве материала для сравнения также использовали сталь 09Г2С. Ее испытания проводили по двум образцам.

2.13. Испытания на общую коррозию

Определение общей коррозии в 3% NaCl (экспресс-прогнозирование коррозии в атмосферных условиях). Образцы в виде пластин размером 70×35×2,5 мм погружали в 3% водный раствор NaCl при 20°C и выдерживали в течение 7 суток. После испытаний образцы взвешивали и рассчитывали потерю массы.

Глава 3. Исследование влияния термической обработки и пластической деформации на структуру и свойства коррозионностойких хромоникелевых сталей со структурой азотистого мартенсита для высоконагруженных деталей.

3.1 Влияние химического состава на механические свойства стали

Уровень и сочетание механических свойств исследованных сталей (пл. 1-5 таб. 3.1) существенно зависит от содержания аустенито- и ферритообразующих элементов, определяющих фазовый состав стали, и их режимов термической обработки. По данным [25-104] для получения лучшего сочетания свойств у коррозионностойких сталей со структурой азотистого мартенсита оптимальными режимами термической обработки являются закалка от 1000-1050°C с (или без) обработки холодом, с последующим отпуском при 200-400°C.

Результаты механических испытаний сталей с пониженным содержанием никеля (\square 4,5%) и добавками молибдена (0,8-2,0%) после закалки от 1000°C с последующей обработкой холодом и отпуском при 400°C показали повышенный уровень прочности (таб. 3.1).

Таблица 3.1 – Механические свойства сталей плавов 1-5 после закалки от 1000°C, обработки холодом и отпуска 400°C – 2 час.

№ пл.	Сталь	C+N	C/N	Cr _{eqv}	Ni _{eqv}	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
1	09X16АНЗМФ	0,17	0,50	17,8	9,1	1520	1370	14	40
2	16X15АНЗМД2	0,30	1,40	17,1	10,8	1670	1420	12	23
3	13X15АН4МФД	0,27	0,93	17,3	10,5	1450	1310	13	43
4	20X15АНЗМД2	0,37	2,08	16,6	12,3	1880/1750	1570/1550	10/12	26/30
5	40X13АНЗМ2	0,51	3,63	15,7	17,1	1990	1700	3	6

*- в числителе с обработкой холодом при -196°C, в знаменателе без обработки холодом.

Лучший комплекс механических свойств имеет сталь 20X15АНЗМД2 (пл. 4). Стали плавов 1-3 по сравнению со сталью пл. 4 имеют пониженные значения σ_B и $\sigma_{0,2}$. Пониженная прочность стали пл. 1-3 в большей мере обусловлена недостаточным суммарным содержанием элементов внедрения - азота и углерода в твердом растворе ($C + N = 0,17-0,30$). Низкая пластичность ($\delta = 3$ %, $\psi = 6$ %) стали 40X13АНЗМ2 (пл. 5), с высоки содержанием

углерода (0,40%) связана с большим количеством крупных частиц карбида хрома типа $Cr_{23}C_6$, не растворившихся при нагреве под закалку при $1000^{\circ}C$. У всех остальных сталей (пл. 2-4), у которых $C / N = 1,1 \div 2,3$, не наблюдали преимущественного выделения карбида типа $Cr_{23}C_6$.

Структура и свойства стали 20X15АНЗМД2 более подробно изучены в этой работе.

3.2. Структура и механические свойства стали 20X15АНЗМД2

3.2.1. Влияние температуры закалки на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2

Температура закалки существенным образом влияет на структуру и свойства стали, так как определяет количество растворившихся избыточных фаз (карбонитридов), что в свою очередь будет определять содержание углерода и азота в γ -твердом растворе и температуру начала мартенситного превращения.

При выборе режимов термической обработки учитывали температуры фазовых превращений при нагреве и охлаждении. По данным дилатометрического исследования стали 20X15АНЗМД2 определены температуры начала и конца $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве ($A_n = 720^{\circ}C$, $A_k = 860^{\circ}C$) и начала $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения при охлаждении ($M_n = 540^{\circ}C$). Показано, что закалка от $1050^{\circ}C$ по сравнению с горячей прокаткой сужает интервал обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения со $140^{\circ}C$ до $100^{\circ}C$, не влияя при этом на положение мартенситной точки (таб. 3.2).

Таблица 3.2 – Влияние термической обработки на критические температуры фазовых превращений ($\alpha \rightarrow \gamma$, $\gamma \rightarrow \alpha$) стали 20X15АНЗМД2.

Обработка	$M_n, ^{\circ}C$	$A_n, ^{\circ}C$	$A_k, ^{\circ}C$
Горячая прокатка	540	740	840
Зак. $1050^{\circ}C - 1ч.$	540	720	860

Повышение скорости нагрева сдвигает температуру начала обратного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ (A_n) в область более высоких температур (таб. 3.3).

Таблица 3.3 – Влияние скорости нагрева на критические температуры фазового превращения ($\gamma \rightarrow \alpha$) стали 20X15АНЗМД2.

Скорость нагрева, °С/сек	Ан, °С	Ак, °С
0,05	700	820
0,20	720	860
7,5	740	880

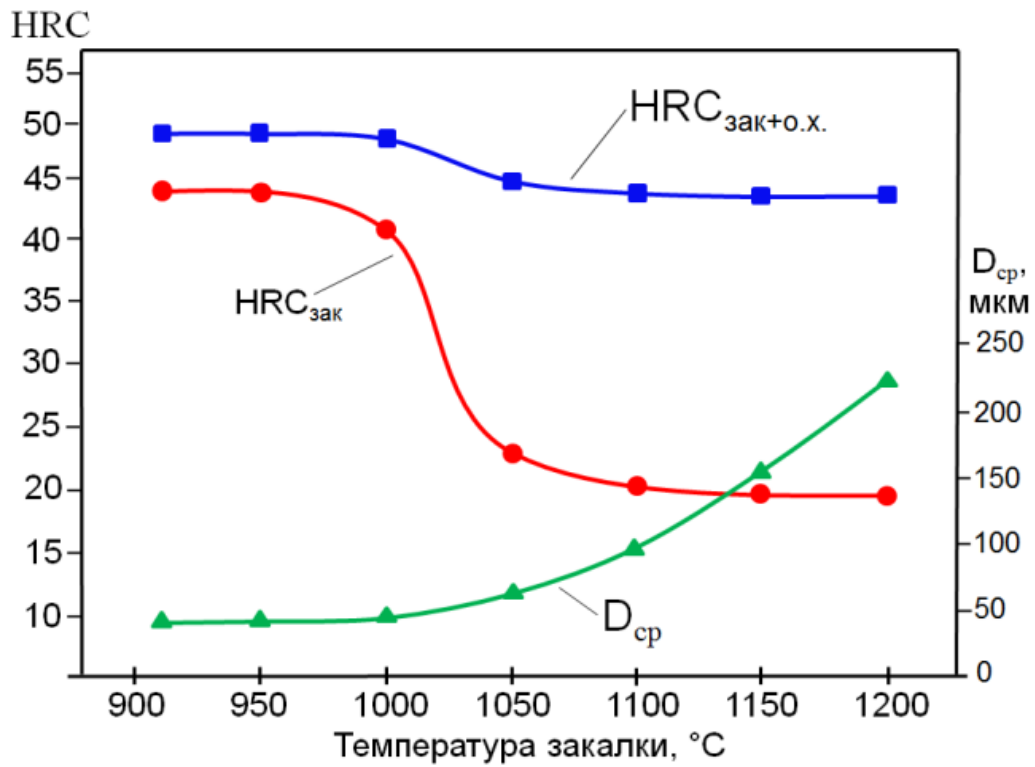
Повышение скорости охлаждения понижает температуру (M_n) начала превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (таб. 3.4).

Таблица 3.4 – Влияние скорости охлаждения на критические температуры фазового превращения ($\gamma \rightarrow \alpha$) стали 20X15АНЗМД2.

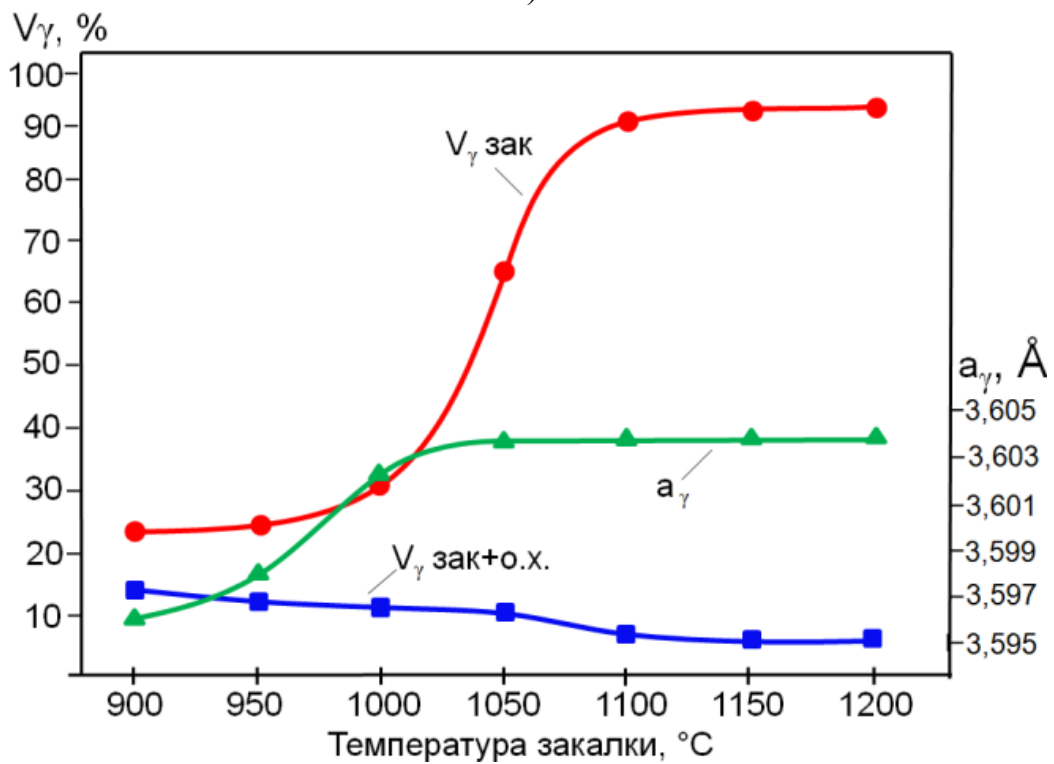
Скорость охлаждения, °С/сек	M_n , °С
3,5	560
7,6	540

Фазовый состав, твердость и размер зерна исследуемой стали зависят от режима термической обработки. На рисунке 3.1 а приведены результаты измерения твердости и размера зерна после различных температур нагрева под закалку и последующей обработки холодом при -196°C . С увеличением температуры нагрева под закалку от 900 до 1200°C с охлаждением в воде твердость стали 20X15АНЗМД2 снижается от 44 до 21 HRC, а размер зерна увеличивается от 40 до 220 мкм (рис. 3.1 а). Значительный рост зерна стали 20X15АНЗМД2 достигается после нагрева выше 1000°C .

Рентгеноструктурные исследования показали, что снижение твердости исследованной стали с повышением температуры закалки связано с уменьшением количества мартенсита и увеличением количества остаточного аустенита (рис. 3.1 б). Так после закалки от 900°C фазовый состав стали 20X15АНЗМД2 представляет 77% мартенсита и 23% остаточного аустенита, а после закалки от 1200°C количество этих фаз в стали 20X15АНЗМД2 составляет 9 и 91% соответственно. Увеличение параметра решетки аустенита с повышением температуры закалки от 900 до 1050°C (рис. 3.1 б) связано с растворением карбонитридов и переходом азота и углерода в γ -твердый раствор, что так же подтверждается результатами измерения удельного электросопротивления закаленных образцов (рис. 3.2).



а)



б)

Рисунок 3.1 – Влияние температуры заалки и обработки холодом при -196°С на твердость и размер зерна ($D_{ср}$) (а), количество (V_{γ}) и параметр кристаллической решетки (a_{γ}) аустенита (б), стали 20X15АН3МД2.

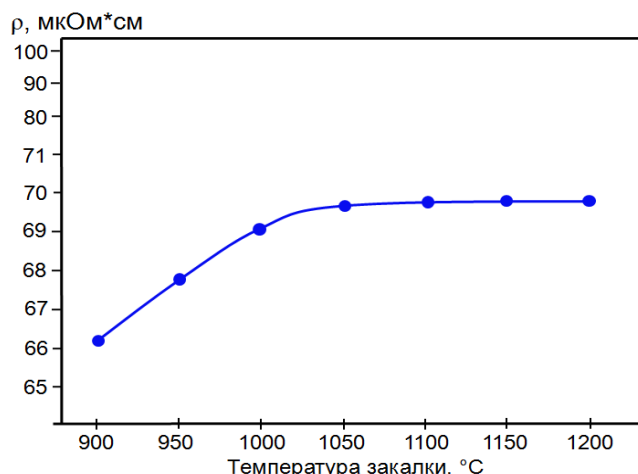


Рисунок 3.2 - Влияние температуры закалки на удельное электросопротивление (ρ) стали 20X15АНЗМД2.

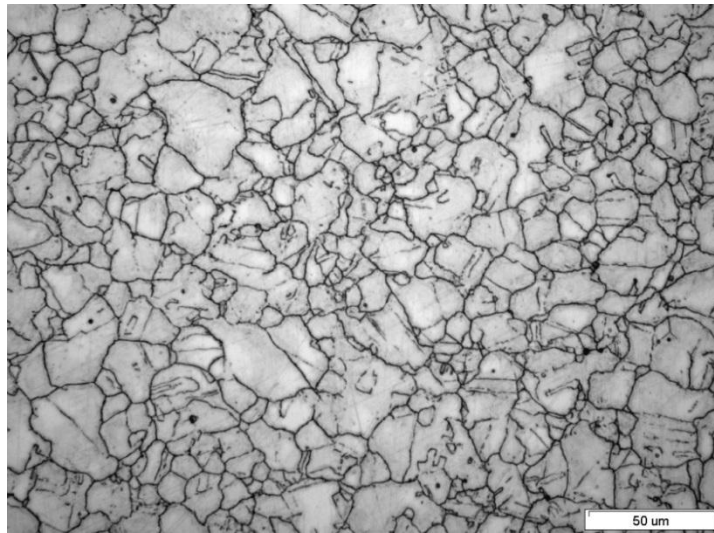
При дальнейшем повышении температуры закалки выше 1050°C параметр кристаллической решетки не изменяется, что связано с полным растворением карбонитридов хрома. При этом твердость снижается, а размер зерна значительно возрастает (рис. 3.1 а, 3.3).

После обработки холодом при -196°C в течение 1 часа закаленных образцов стали 20X15АНЗМД2 количество мартенсита значительно увеличилось, а аустенита уменьшилось (рис. 3.1 б), что обусловило значительное повышение твердости (рис. 3.1 а) и прочности (рис. 3.4 а), а также снижение пластичности (рис. 3.4 б) и ударной вязкости (рис. 3.4 в).

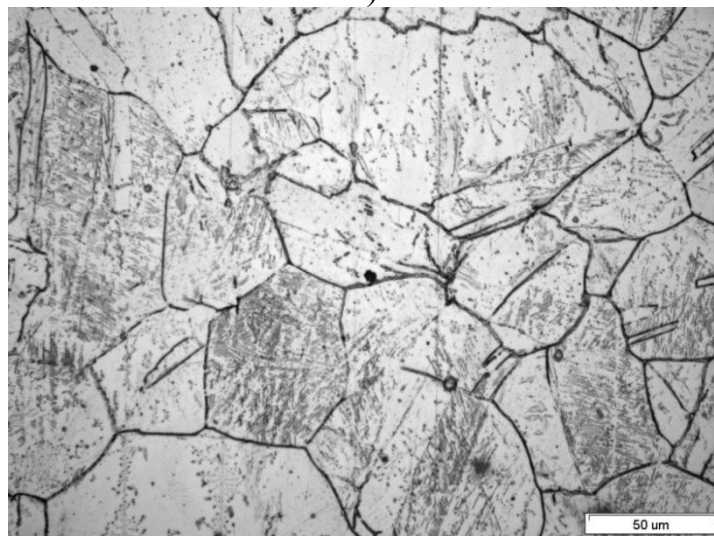
Исследование влияния скорости охлаждения при закалке от 1000°C на структуру и механические свойства стали 20X15АНЗМД2 показали, что снижение скорости охлаждения незначительно уменьшает количество образующегося в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения мартенсита и, как следствие, незначительное изменение механических свойств стали (таб. 3.5).

Таблица 3.5 - Механические свойства и фазовый состав стали 20X15АНЗМД2 после закалки от 1000° с охлаждением в различных средах.

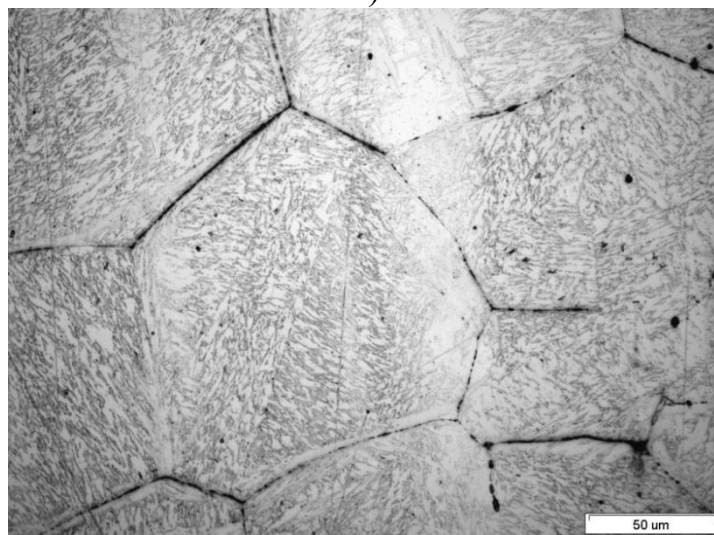
Среда охлаждения при закалке	Механические свойства					Фазовый состав, %	
	HRC	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	α	γ
Вода	42	1786	1347	12,1	31,8	25	75
Масло	41	1780	1340	13,3	33,4	28	72
Воздух	40	1769	1325	14,2	34,3	30	70
Печь	38	1755	1320	16,1	36,5	33	67



а)



б)



в)

Рисунок 3.3–Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после различных температур закалки:
(а) - 1000°C, (б) - 1100°C, (в) - 1150°C.

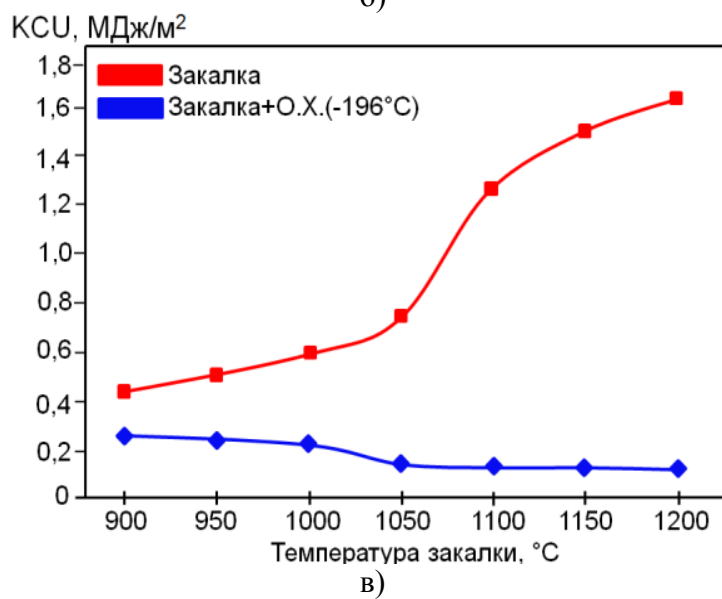
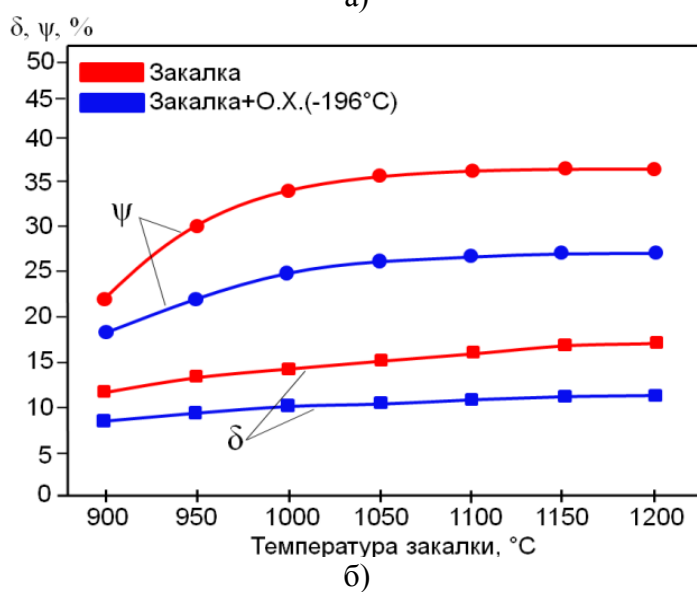
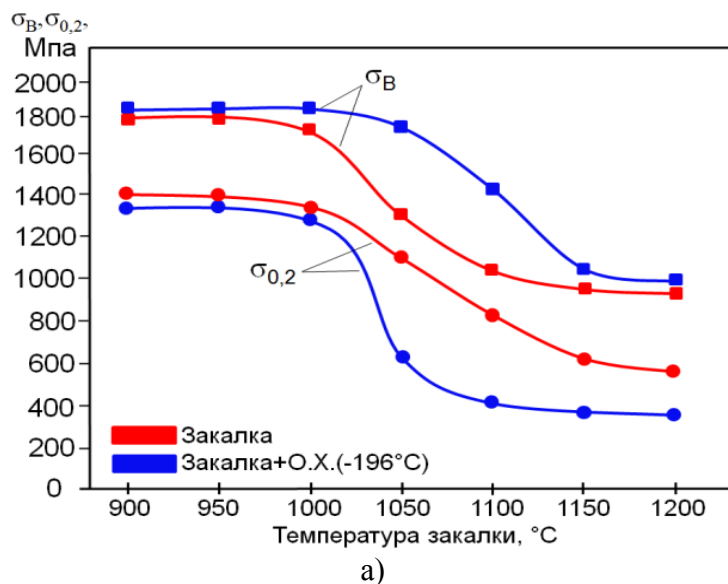


Рисунок 3.4 -Влияние температуры закалки и обработки холодом при -196°C на механические свойства стали 20Х15АНЗМД2.

Структура стали 20Х15АНЗМД2 после закалки от 1000°С с выдержкой в течение 30 мин и охлаждением на воздухе, представлена на рисунке 3.5.

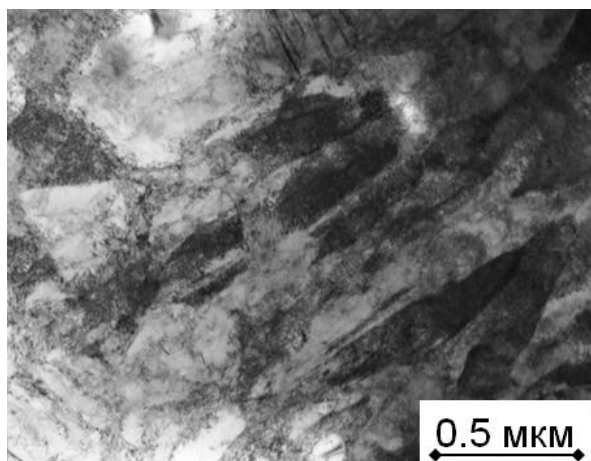


Рисунок 3.5 - Микроструктура стали 20Х15АНЗМД2 после закалки от 1000 °С.

Основной структурной составляющей стали 20Х15АНЗМД2 после закалки от 1000 °С является дислокационный пакетный α -мартенсит со значительным количеством двойников. В процессе закалки в пределах бывших аустенитных зерен формируется множество "пакетов" плоскопараллельных α -кристаллов. Размеры пакетов и α -кристаллов в пакете очень неоднородны. Характерной особенностью структуры, исследованной стали после закалки, является формирование пакетного мартенсита с прослойками остаточного аустенита. Для субструктуры массивных областей остаточного аустенита характерно наличие тонких протяженных двойников. В структуре стали после закалки от 1000 °С отсутствует δ -феррит, σ -фаза и карбиды хрома типа $M_{23}C_6$.

С формированием такой структуры сталь 20Х15АНЗМД2 после закалки от 1000°С имеет хорошее сочетание механических свойств (таб. 3.5).

Более высокий уровень прочности может быть достигнут за счет последующего нагрева в результате выделения дисперсной карбонитридной фазы.

3.2.2. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства закаленной от 1000°C стали 20X15АНЗМД2

Существенное влияние на структуру и свойства исследованной стали оказывает последующий нагрев после закалки.

С увеличением температуры отпуска от 200 до 400°C в течение 2 часов твердость закаленной от 1000°C стали 20X15АНЗМД2 (рис. 3.6) возрастает от 44 до 53 HRC. Высокая твердость (53HRC) стали 20X15АНЗМД2 после отпуска при 400°C в течение 2 часов связана с образованием в процессе отпуска дисперсных карбонитридных частиц. При температурах отпуска в интервале 500 - 700°C твердость стали 20X15АНЗМД2 снижается с 45 до 38 HRC.

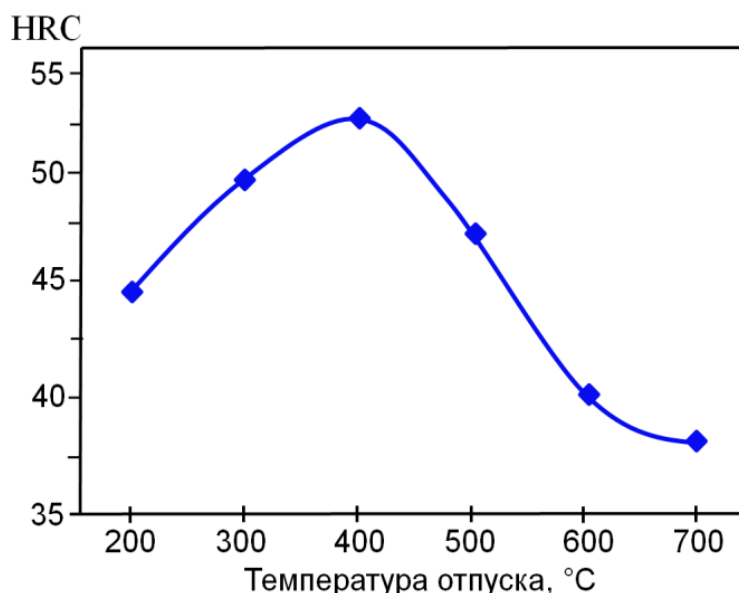


Рисунок 3.6 - Влияние температуры старения на твердость стали 20X15АНЗМД2 после закалки от 1000°C.

Разупрочнение исследованной стали связано с распадом пересыщенного твердого раствора мартенсита и аустенита с коагуляцией карбонитридов.

Рентгеноструктурные исследования (рис. 3.7) показали, что у стали 20X15АНЗМД2, закаленной от 1000°C, с повышением температуры отпуска от 200 до 700°C увеличивается количество и параметр кристаллической решеток мартенсита.

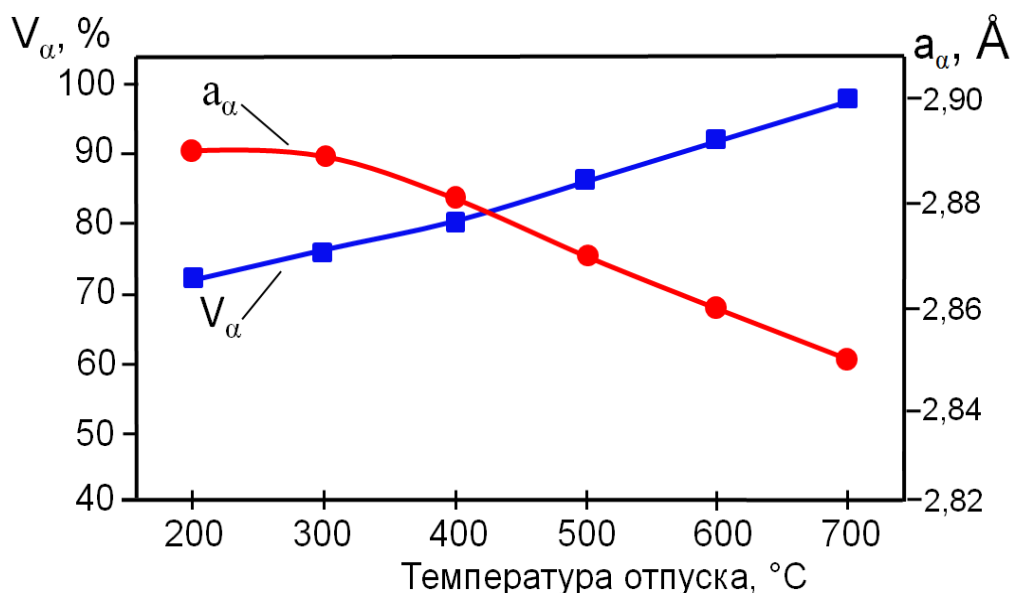
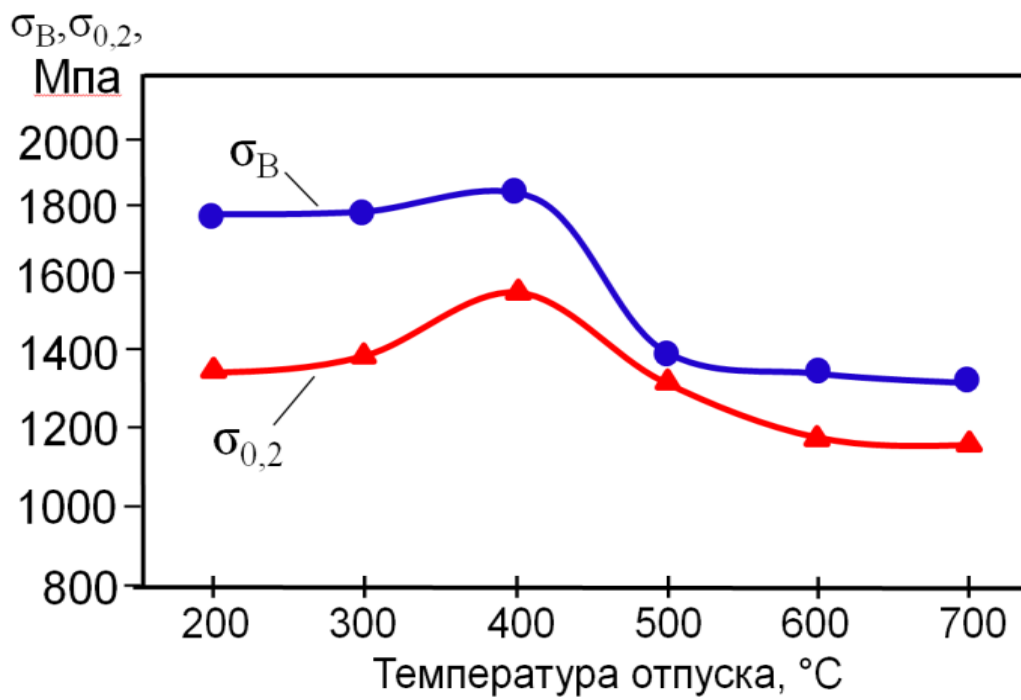
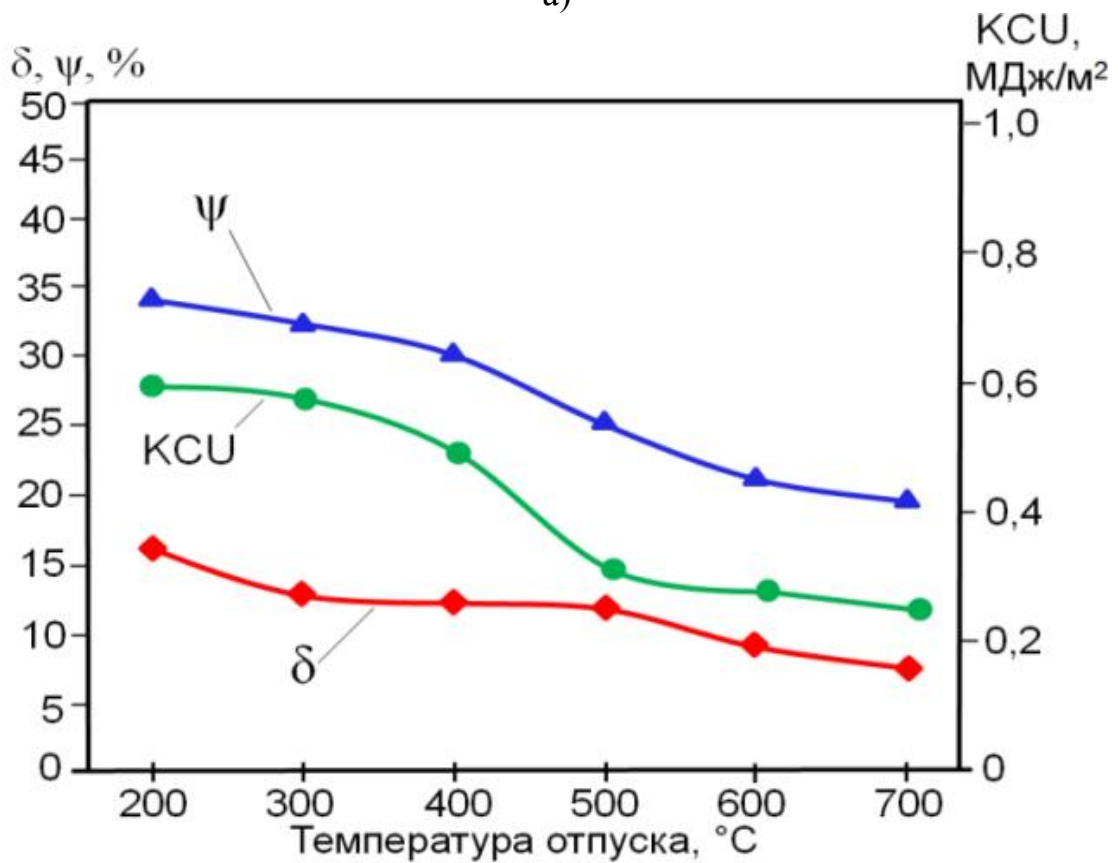


Рисунок 3.7 - Влияние температуры отпуска на количество (V_{α}) и параметр кристаллической решетки (a_{α}) мартенсита стали 20X15АНЗМД2.

Максимальную прочность ($\sigma_B = 1750$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1550$ МПа), при сохранении повышенной пластичности ($\delta = 14$ %, $\psi = 30$ %) и ударной вязкости ($KCU = 0,5$ МДж/м²) сталь 20X15АНЗМД2 имеет после закалки от 1000°C и отпуска при 400°C – 2 час. (рис. 3.8). В структуре стали после этой обработки наблюдали пакетный мартенсит с тонкими прослойками остаточного аустенита и небольшое количество дисперсных (100-200 нм) частиц карбонитридов по границам раздела мартенсит/аустенит и по границам зерен. После отпуска при 400°C – 2 часа прочность стали повышается при незначительном снижении пластичности и ударной вязкости (рис. 3.8). Нагрев при температурах выше 400°C приводит к снижению механических свойств в результате коагуляции частиц карбонитридов (рис. 3.9).



а)



б)

Рисунок 3.8 - Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной от 1000°C стали 20X15AH3MD2.

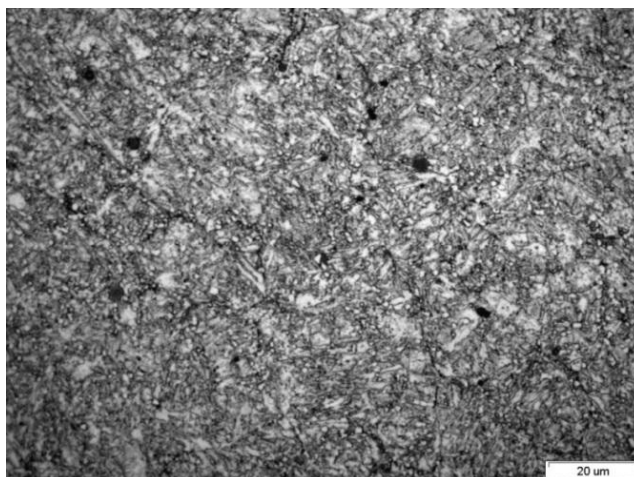


Рисунок 3.9 – Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после закалки от 1000°C и отпуска при 600°C – 2 час.

Основным недостатком высокотемпературного нагрева под закалку является снятие внесенного предварительной деформацией наклепа, рост зерна и зернограничные выделения при отпуске карбонитридных частиц. Устранить указанный недостаток можно проводя ускоренное охлаждение стали при температуре окончания горячей деформации, ниже температуры начала собирательной рекристаллизации, не используя последующий высокотемпературный нагрев под закалку. В процессе такой обработки может быть сформирована мелкозернистая структура с заданным количеством и высокой плотностью дефектов мартенсита и аустенита без зернограничных выделений карбонитридов при отпуске. В результате применения предлагаемой обработки могут быть получены более высокие показатели прочности ($\sigma_B > 1800$ МПа, $\sigma_{0,2} > 1600$ МПа).

3.3. Влияние горячей пластической деформации на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2

На структуру и свойства горячедеформированной стали существенное влияние оказывают режимы деформационной обработки.

Результаты исследования клиновидных образцов показали, что прокатка стали с обжатием до 80% в интервале от 850 до 1100°C не приводит к разрушению. Образцы деформируются равномерно вдоль и поперек направления прокатки без образования трещин на поверхности и в объеме образцов.

Повышение температуры прокатки приводит к снижению твердости стали (рис. 3.10), и увеличению количества аустенита (рис.3.11). С повышением температуры прокатки в стали 20X15АНЗМД2 происходит немонотонное изменение содержания аустенита (рис. 3.11), минимальное количество аустенита (10 %) соответствует прокатке с обжатием 70% при 750°С, а максимальное количество (62 %) – при 1050 °С. Такие вариации фазового состава демонстрируют тот факт, что с помощью изменения технологии обработки стали можно в широких пределах варьировать ее фазовым составом, структурой и соответственно механическими свойствами.

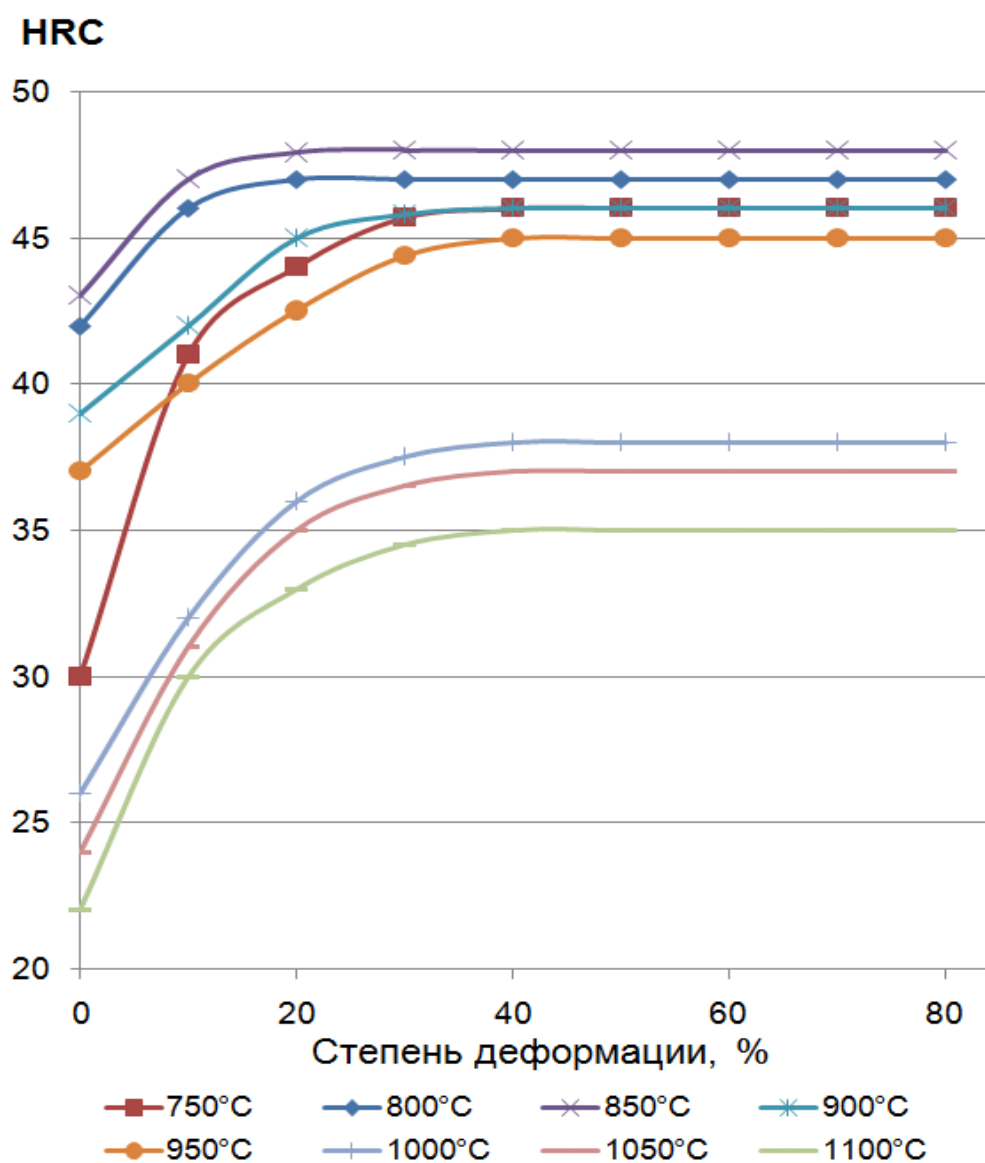


Рисунок 3.10 - Твердость стали 20X15АНЗМД2 после прокатки за 1 проход при температурах от 750 до 1100°С со степенями обжатия от 10 до 80%.

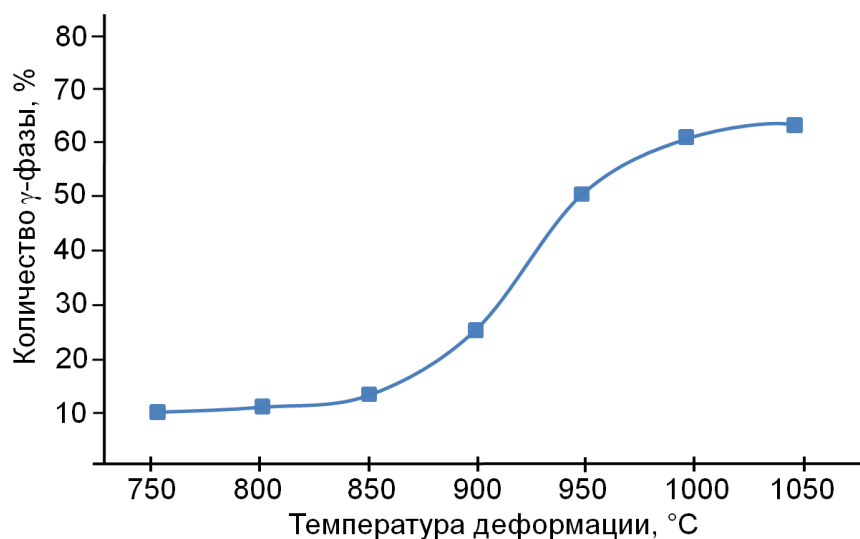


Рисунок 3.11 - Влияние температуры прокатки стали 20X15АНЗМД2 с обжатием 40% на количество аустенита.

Закономерности изменения ширины дифракционных линий α - и γ -фаз от температуры прокатки стали 20X15АНЗМД2 (рис.3.12) полностью согласуется с приведенными выше общими соображениями о формировании субструктуры фаз. Увеличение температуры прокатки приводит к монотонному снижению ширины или плотности дефектов решетки аустенита (рис. 3.12), из-за термически активируемой релаксации при повышении температуры прокатки и из-за уменьшения с температурой количества распавшегося аустенита при охлаждении. Изменение ширины линии или плотности дефектов α -фазы на рисунке 3.12 имеет не монотонный характер. Повышение плотности дефектов кристаллической решетки мартенсита с увеличением температуры прокатки от 750 до 950 °C практически совпадает с изменением количества аустенита, т.е. плотность дефектов решетки мартенсита обратно пропорционально его количеству. Это можно объяснить только тем, что в отличие от аустенита, в котором дефекты решетки равномерно распределены по объему, поскольку в основном обусловлены деформацией, в мартенсите наибольшая плотность дефектов локализуется на границе раздела мартенсит/аустенит, и чем меньше доля мартенсита и соответственно, чем больше доля границ раздела, тем выше средний уровень дефектности мартенсита. Резкое снижение плотности дефектов решетки при

температуре 1050°C(рис. 3.12) обусловлено, во-первых, снижением плотности наследственных дефектов от матрицы и уменьшением доли границ раздела мартенсит/аустенит по сравнению с прокаткой при 950 °C(рис. 3.12).

Монотонное повышение плотности дефектов аустенита с увеличением степени деформации при 900°C(рис. 3.13) вполне естественно и связано с увеличением наклепа в фазе, в которой происходит деформация. Плотность дефектов в мартенсите в значительно меньшей степени изменяется с увеличением степени деформации.

На рисунках 3.14 и 3.15 приведены зависимости от температуры прокатки и степени деформации полюсных плотностей различных рефлексов γ -фазы, которые показывают закономерности формирования текстуры в зависимости от условий прокатки. Видно, что при всех условиях деформации заметной текстуры не образуется, даже в аустените, который непосредственно участвует в деформации. Это свидетельствует о протекании процесса динамической рекристаллизации в аустените при прокатке, которая сопровождается зарождением и ростом зерен, не имеющих предпочтительной ориентировки, т.е. текстуры. Мартенсит, образующийся из бестекстурной матрицы тем более не должен иметь преимущественной ориентировки, поскольку при этом происходит многовариантное превращение, которое дает бестекстурное состояние мартенсита даже при наличии выраженной текстуры матрицы.

С повышением температуры деформации в стали происходит увеличение содержания аустенита (таб. 3.6), обусловленное растворением карбонитридов хрома и переходом азота и углерода в твердый раствор. Минимальное количество аустенита (76%) соответствует прокатке в интервале температур 950-850°C, а максимальное (96%) – 1100-1000°C.

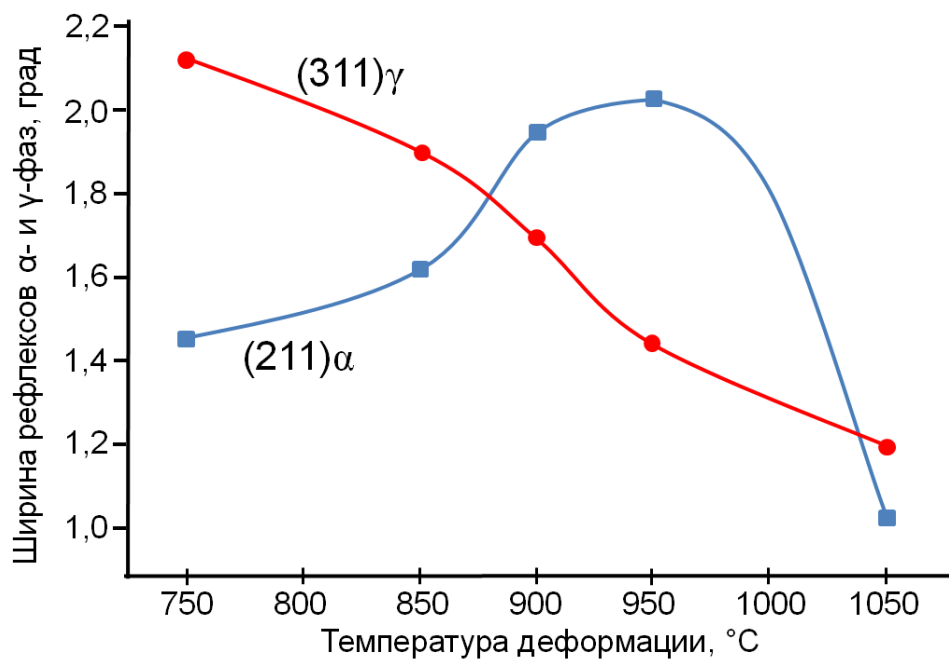


Рисунок 3.12 - Зависимость ширины рефлексов (211) α-фазы и (311) γ-фазы от температуры прокатки стали 20X15АНЗМД2 с обжатием 70%.

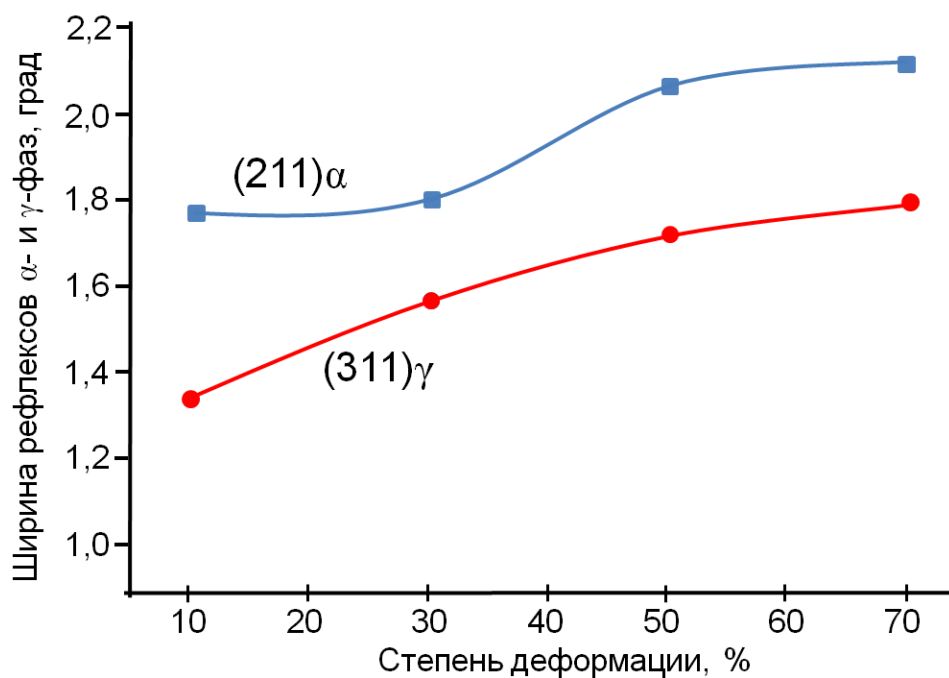


Рисунок 3.13 - Зависимость ширины рефлексов (211) α-фазы и (311) γ-фазы от степени деформации для прокатки стали 20X15АНЗМД2 при температуре 900°C.

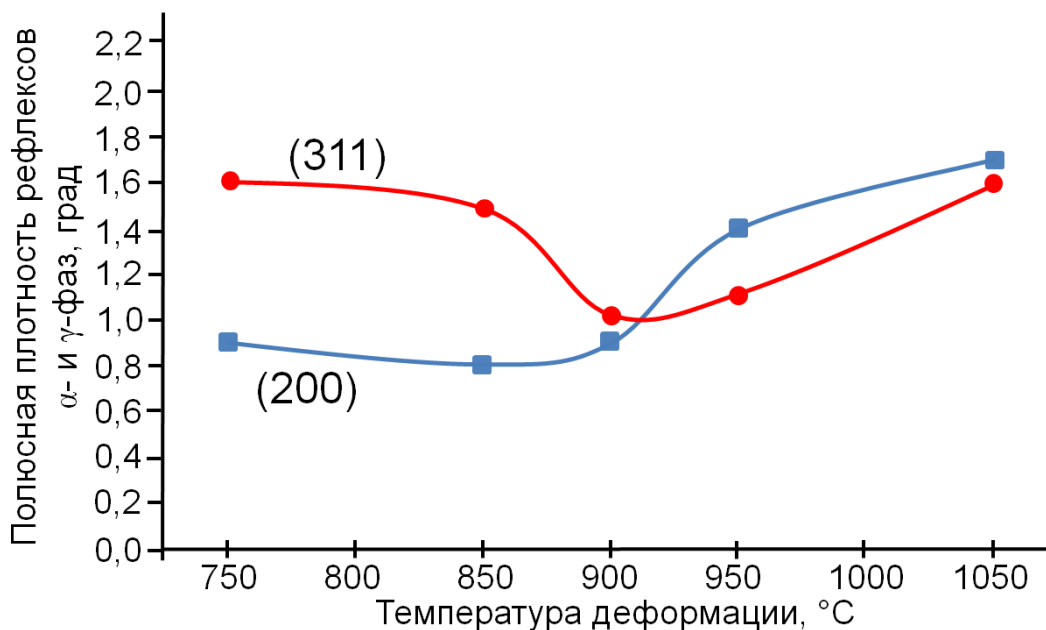


Рисунок 3.14- Зависимость полюсной плотности рефлексов (200) и (311) γ -фазы от температуры прокатки стали 14X15АН4М с обжатием 70%.

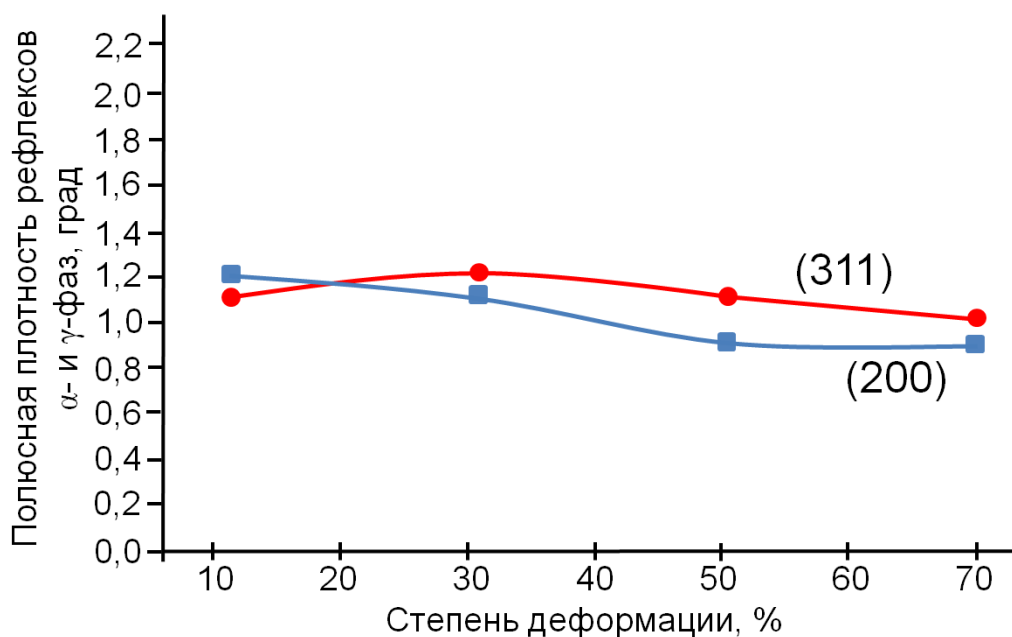


Рисунок 3.15 - Зависимость полюсной плотности рефлексов (200) и (311) γ -фазы от степени деформации стали 14X15АН4М при температуре 850°C.

Таблица 3.6- Результаты¹ рентгеноструктурных исследований горячекатаных ($\varepsilon = 30\%$) образцов стали 20X15АНЗМД2.

Температура прокатки, °С	$V_{\alpha}, \%$	$a_{\alpha}, [\text{Å}]$	$V_{\gamma}, \%$	$a_{\gamma}, [\text{Å}]$	Ширина рефлексов α - и γ -фаз	
					α (211)	γ (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

¹-В числителе указаны значения после горячей прокатки, в знаменателе – после горячей прокатки и обработки холодом при -196°C .

Механические свойства образцов и средний размер зерна стали 20X15АНЗМД2 после различных режимов прокатки представлены в таблице 3.7. С увеличением температуры прокатки снижается твердость и прочность стали 20X15АНЗМД2, однако возрастает пластичность. Это связано с увеличением количества аустенита, снижением дефектности обеих фаз, увеличением среднего размера зерна с повышением температуры прокатки.

Таблица 3.7 - Механические свойства¹ и средний размер зерна стали 20X15АНЗМД2 после различных температур горячей прокатки с обжатием 30%.

Температура прокатки, °С	HRC	Дср, мкм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
950-850	$\frac{42}{47}$	23	$\frac{1800}{2050}$	$\frac{690}{1400}$	$\frac{14}{8}$	$\frac{26}{14}$	$\frac{0,56}{0,25}$
1000-900	$\frac{40}{50}$	11	$\frac{1740}{1980}$	$\frac{660}{1300}$	$\frac{19}{13}$	$\frac{28}{16}$	$\frac{0,84}{0,41}$
1050-950	$\frac{31}{48}$	28	$\frac{1560}{1760}$	$\frac{630}{1180}$	$\frac{25}{15}$	$\frac{29}{19}$	$\frac{1,32}{0,91}$
1100-1000	$\frac{30}{47}$	40	$\frac{1550}{1690}$	$\frac{690}{1400}$	$\frac{14}{8}$	$\frac{26}{14}$	$\frac{0,56}{0,25}$

¹-в числителе указаны значения после горячей прокатки, в знаменателе – после горячей прокатки и обработки холодом при $-196^{\circ}\text{C} - 1$ час.

Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при $1000-900^{\circ}\text{C}$, (рис. 3.16), представляет собой высокодефектный (по сравнению с закалкой) аустенит ($\sim 85\%$) и небольшое количество мартенсита ($\sim 15\%$), а так же дисперсных (100-200 нм) округлых частиц карбонитридов типа $\text{Me}_{23}(\text{C},\text{N})_6$,

равномерно распределенных по объему зерна. В структуре стали не наблюдали зернограницных карбонитридных выделений.

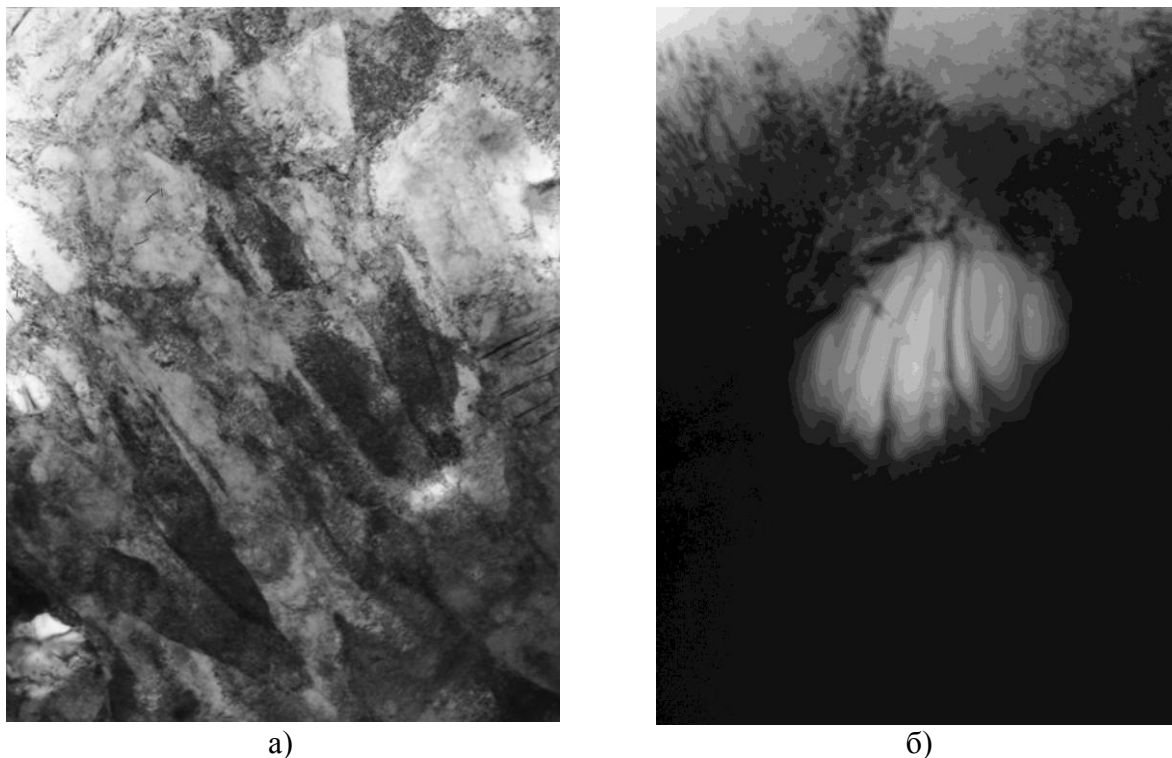


Рисунок 3.16 - Микроструктура стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°С: а - смешанная микроструктура аустенита с небольшим количеством мартенсита, б - частица $Cr_{23}(C,N)_6$.

Кривая напряжение-деформация, полученная при статическом растяжении горячекатаных образцов стали 20X15АНЗМД2 с метастабильным аустенитом, имеет три прямолинейных участка (рис. 3.17). На участке I с ростом пластической деформации от 2 до 4% сталь незначительно упрочняется Коэффициент деформационного упрочнения ее на этом участке $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 24 \frac{МПа}{\%}$. После деформации на 4% количество мартенсита не увеличивается по сравнению с состоянием до растяжения. По-видимому, на участке I диаграммы растяжения упрочнение стали связано с образованием деформационных двойников, так же как в метастабильной стали X18H10 в процессе растяжения при комнатной температуре при малых степенях деформации [104]. С увеличением деформации более 4,5 % на участке II резко возрастает интенсивность деформационного упрочнения стали 20X15АНЗМД2 (рис. 3.17).

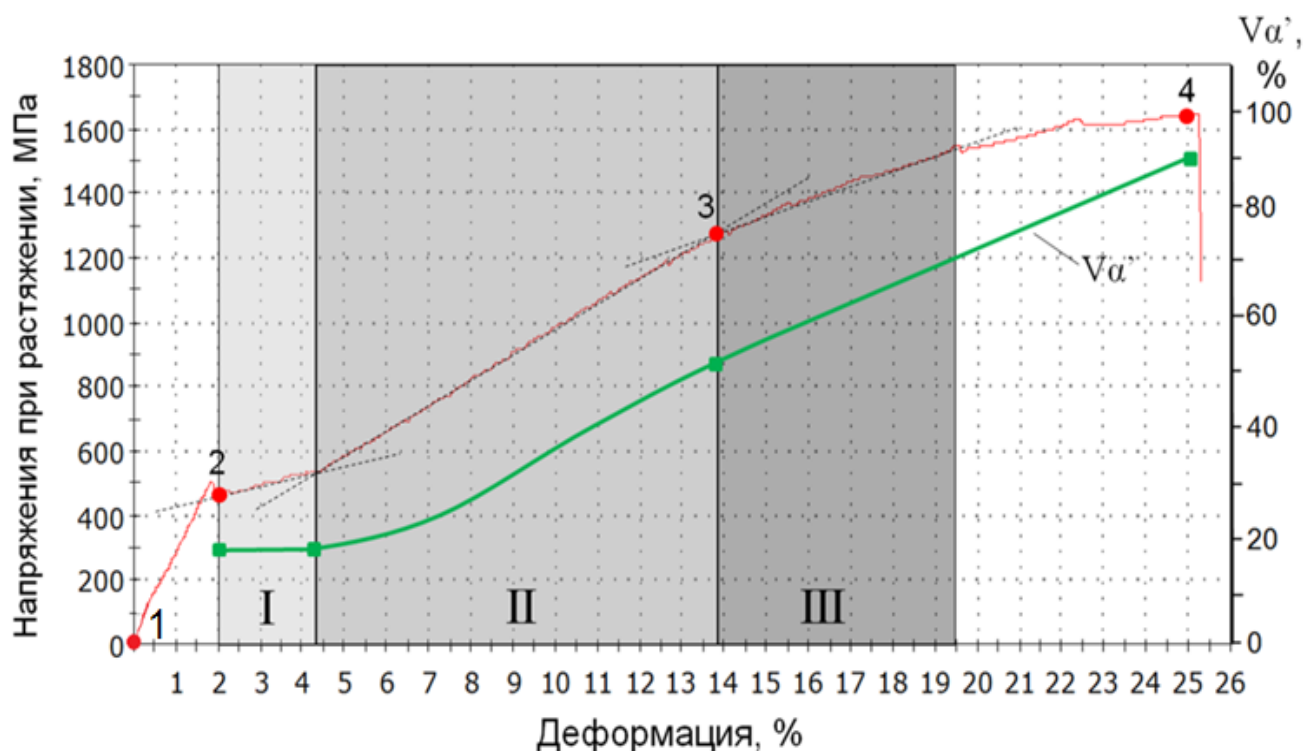


Рисунок 3.17 – Кривая деформации при растяжении образца стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C с обжатием 30%.

Коэффициент деформационного упрочнения стали на этом участке $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 87 \frac{\text{МПа}}{\%}$. Место пересечения прямых на участке I и II диаграммы растяжения при деформации 4% соответствует началу образования мартенсита деформации. Аналогичные результаты получены в работе [104] 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. После деформации на 14% количество мартенсита увеличивается до 57% в результате образования мартенсита деформации в количестве 40%. Высокое упрочнение стали 20X15АНЗМД2 на участке II кривой растяжения связано с образованием 40% мартенсита деформации и деформированного не испытывавшего $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения аустенита в количестве 43%. Интенсивность деформационного упрочнения исследованной стали на участке III по сравнению с упрочнением на участке II диаграммы растяжения

значительно меньше. Коэффициент деформационного упрочнения на участке

$$\text{III} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 50 \frac{\text{МПа}}{\%}.$$

В исходном состоянии (до растяжения, образец №1) исследуемая сталь имела смешанную аустенитно – мартенситную структуру с преобладанием мелкозернистого (10-20 мкм) остаточного аустенита (рис. 3.18). Также было обнаружено небольшое количество частиц $\text{Me}_{23}(\text{C},\text{N})_6$ овальной формы размером $\sim 0.3-0.5$ мкм по границам зерен (рис. 3.19). Кристаллы мартенсита имели форму неровных пластин длиной более 1 мкм и толщиной от 0.3-0.5 мкм (рис. 3.18 б) до нескольких мкм. Фрагменты остаточного аустенита достигали размера более 3-5 мкм. Количество мартенсита составляло $\sim 17\%$. При малой степени деформации (2%) в образце №2 заметных изменений микроструктуры обнаружено не было. Количество мартенсита также составляло $\sim 17\%$. Наблюдалось незначительное возрастание интенсивности двойникования и некоторое дробление уже имеющихся мартенситных кристаллов (рис. 3.20). По мере увеличения степени деформации при растяжении до 14% в образце №3 начиналось образование мартенсита деформации. Общее количество мартенсита возрастало до $\sim 55\%$. Также наблюдалось более интенсивное двойникование мартенситных кристаллов (рис. 3.21). По мере увеличения степени деформации до 25% в образце №4 количество мартенсита увеличивалось до $\sim 90\%$. Также наблюдалось заметное измельчение мартенситных кристаллов, а также сильно возрастала интенсивность двойникования (рис. 3.22).

На рисунке 3.1 показано увеличение объемной доли мартенсита линейно связанное со степенью деформации на стадии деформационного упрочнения. Количество мартенсита практически не изменяется на площадке текучести ($\varepsilon < 2\%$). По существу это означает, что упрочнение стали при деформации обусловлено, главным образом, формированием внутренне сдвойникованных кристаллов мартенсита деформации. Размер кристаллов мартенсита заметно

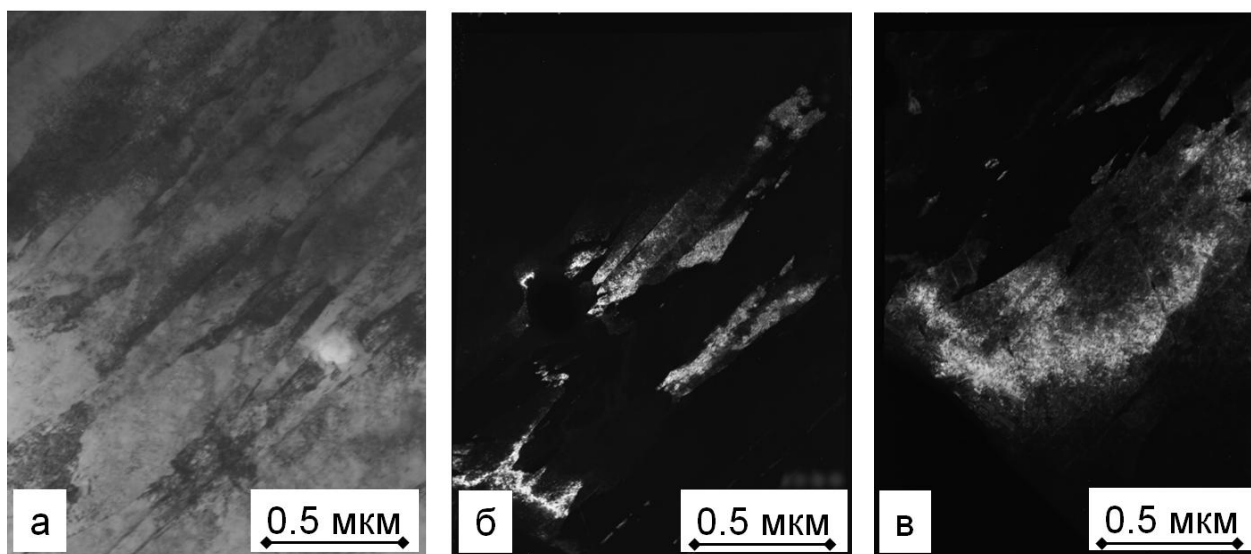


Рисунок 3.18 - Микроструктура образца №1 стали 20X15АНЗМД2: а – смешанная мартенсито-аустенитная микроструктура; б – темнопольное изображение в рефлексе (200) - α мартенсита; в – темнопольное изображение в рефлексе (200) - γ аустенита.

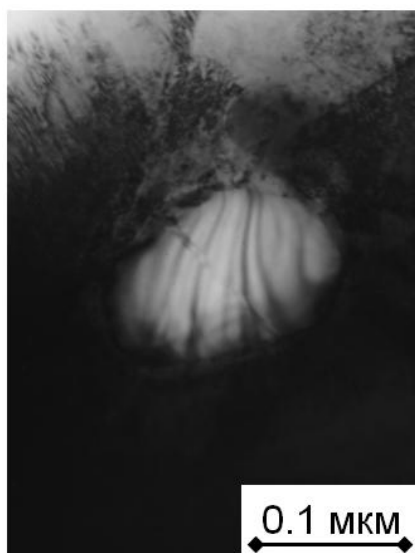


Рисунок 3.19 - Электронно-микроскопическое изображение частицы карбонитрида $\text{Cr}_{23}(\text{C},\text{N})_6$ овальной формы размером $\sim 0.1-0.2$ мкм.

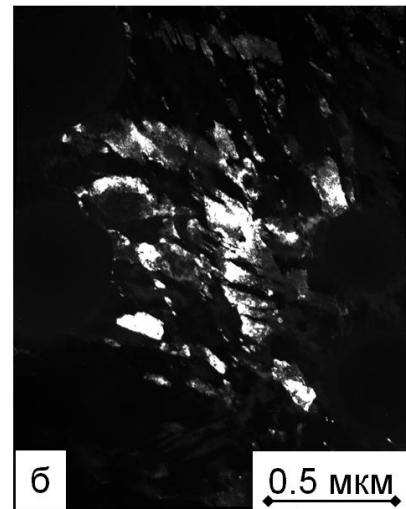


Рисунок 3.20 -Микроструктура образца №2 стали 20Х15АНЗМД2: а – микроструктура мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе (200) - α мартенсита.

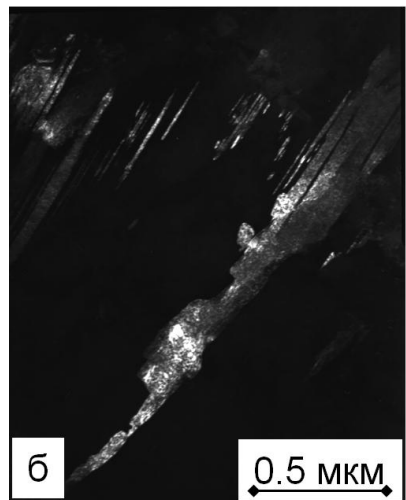
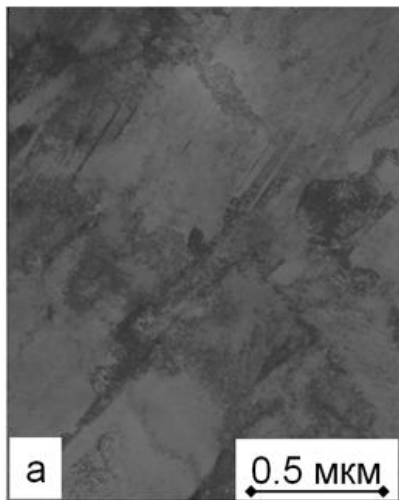


Рисунок 3.21 -Микроструктура образца №3 стали 20Х15АНЗМД2: а – микроструктура мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита; б – темнопольное изображение в рефлексе (200)- α мартенсита.

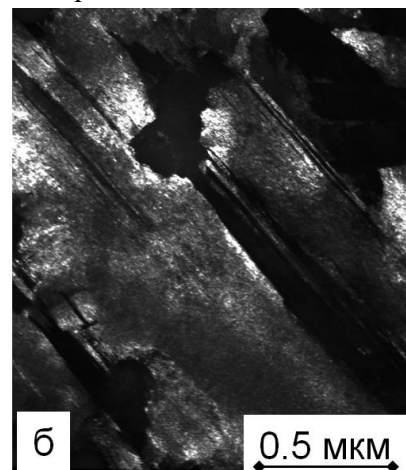
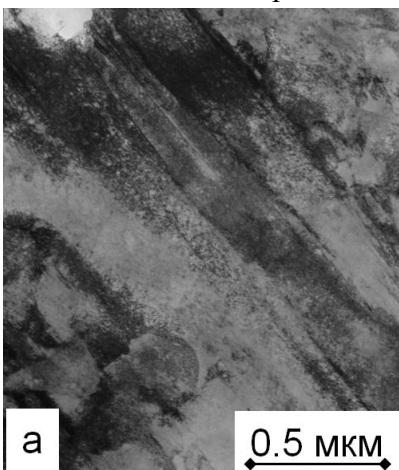


Рисунок 3.22- Микроструктура образца №4 стали 20Х15АНЗМД2: а – смешанная микроструктура мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита; б – темнопольное изображение в рефлексе (110)- α мартенсита.

снижается по мере роста деформации, что, безусловно, способствует росту деформирующих напряжений. Аустенитная фаза вносит меньший вклад в упрочнение, однако, по-видимому, играет заметную роль в реализации аккомодационных процессов и ответственна за определенный уровень пластичности. Обнаружить признаки существования в структуре на ранних стадиях деформации кристаллов ϵ -фазы не удалось. Объемная доля карбонитридной фазы $Me_{23}(C,N)_6$ в исходном состоянии и в процессе деформации остается практически постоянной и не вносит заметного вклада в деформационное упрочнение, повышая лишь уровень деформирующих напряжений на всех этапах пластического течения.

Одним из эффективных путей повышения прочности мартенситных сталей после горячей пластической деформации является обработка холодом. После обработки холодом при $-196^{\circ}C$ в течение 1 часа горячекатанных образцов стали 20X15АНЗМД2 количество мартенсита значительно увеличилось, а аустенита уменьшилось (таб. 3.7), что обусловило значительное повышение прочности, а так же снижение пластичности и ударной вязкости (таб. 3.7).

Более высокий уровень прочности стали 20X15АНЗМД2 может быть достигнут в процессе отпуска.

3.3.1. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки и обработки холодом

Последующий после горячей пластической деформации нагрев оказывает существенное влияние на структуру и свойства исследованной стали.

С увеличением температуры отпуска от 200 до 400°C в течение 2 часов твердость горячекатаной ($T_{ГП} = 1000 - 900^\circ\text{C}$) стали 20X15АНЗМД2 (рис. 3.23) возрастает от 42 до 49 HRC.

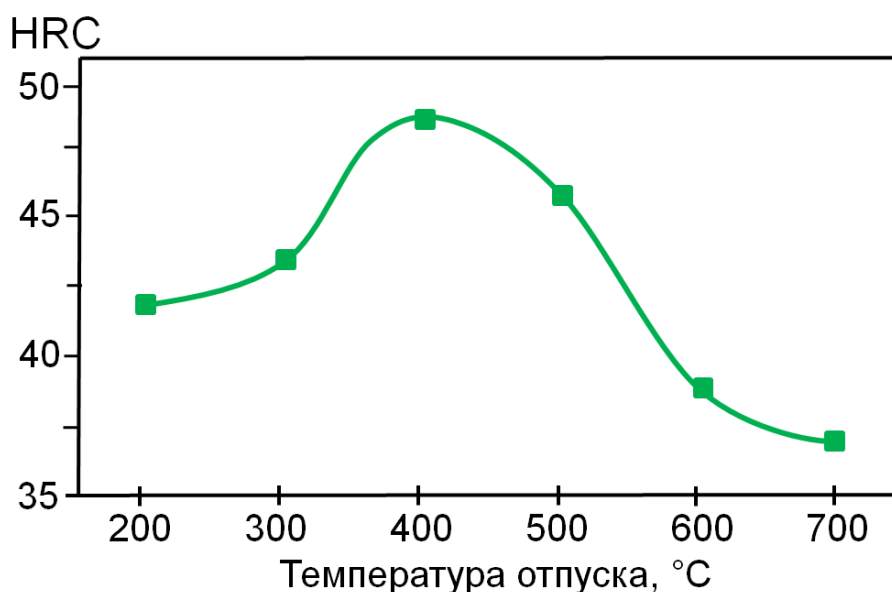


Рисунок 3.23 - Влияние температуры отпуска на твердость стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки при 1000-900°C в сочетании с обработкой холодом при -196°C.

Максимальный уровень твердости (49 HRC) достигается у стали 20X15АНЗМД2 после отпуска при 400°C в течение 2 часов, что связано с образованием в процессе отпуска дисперсных карбонитридных частиц.

С повышением температуры отпуска в от 500 до 700°C твердость стали 20X15АНЗМД2 снижается с 46 до 37 HRC. Разупрочнение исследованной стали связано с распадом пересыщенного твердого раствора мартенсита и аустенита, и с коагуляцией карбонитридов.

Рентгеноструктурные исследования (рис. 3.24) показали, что у стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки с повышением температуры отпуска

от 200 до 700°C увеличивается количество мартенсита и уменьшается его параметр кристаллической решетки.

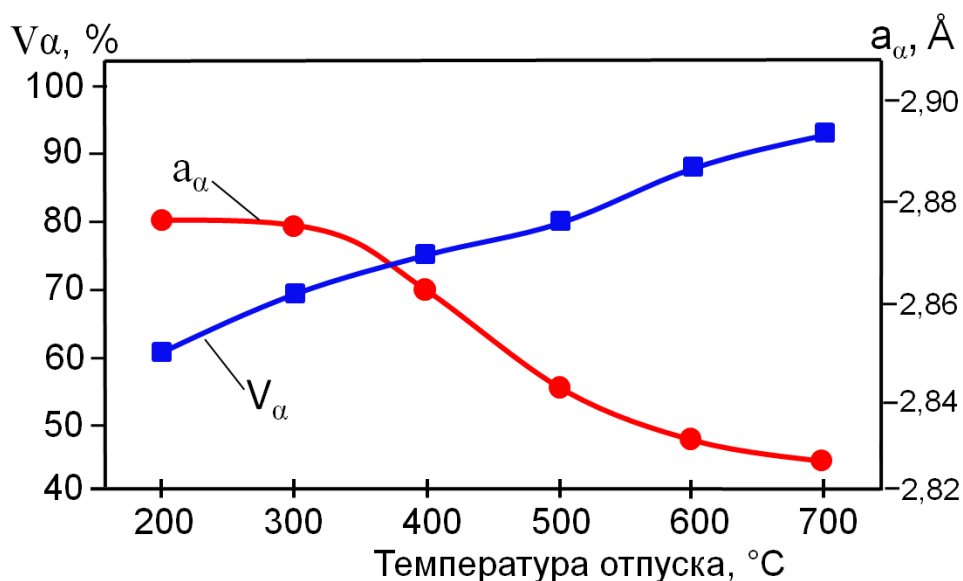
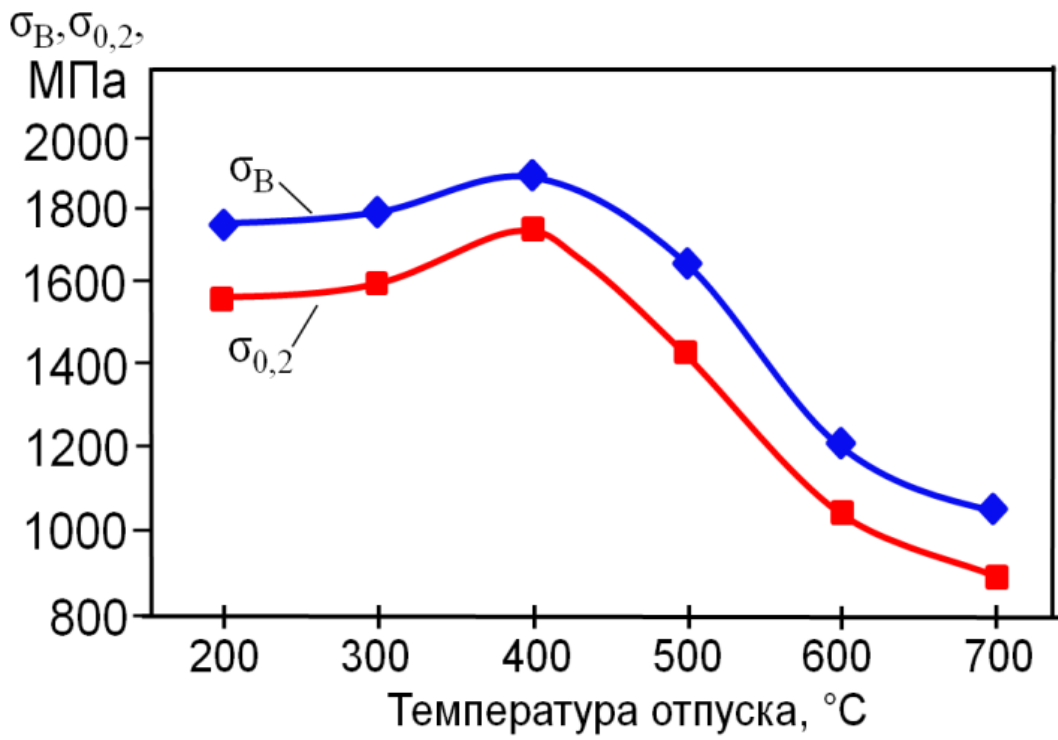
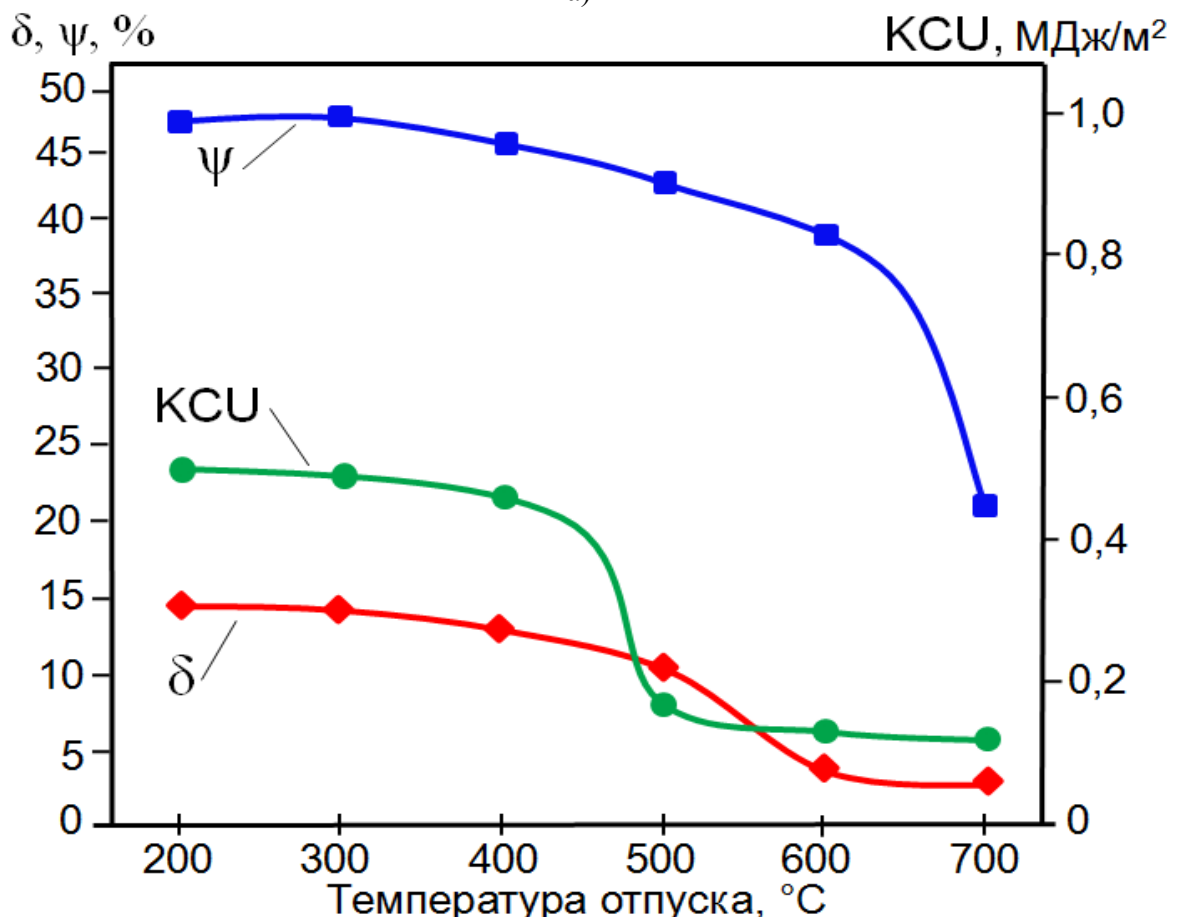


Рис. 3.24 - Влияние температуры отпуска на количество (V_{α}) и параметр кристаллической решетки (a_{α}) мартенсита стали 20X15АНЗМД2 после горячей прокатки при 1000-900°C в сочетании с обработкой холодом при -196°C.

Испытания на растяжение показали, что отпуск в интервале температур 200 - 400°C увеличивает предел прочности (σ_B) от 1750 до 1900 МПа и увеличивает предел текучести ($\sigma_{0,2}$) с 1570 до 1740 МПа (рис. 3.25а). Пластичность при этом незначительно изменяется (рис. 3.25 б). Нагрев при температурах выше 400°C приводит к снижению прочности и пластичности, что связано с увеличением количества мартенсита, ростом и коагуляцией карбонитридной фазы. Испытания горячекатаных, обработанных холодом образцов стали 20X15АНЗМД2 на ударный изгиб после отпуска в интервале температур 200-400°C в течение 2 часов показали, незначительное снижение ударной вязкости (рис. 3.25 б). Более значительное снижение ударной вязкости с 0,59 до 0,21 МДж/м² достигается после нагрева выше 400°C (рис. 3.25 б). Такое снижение ударной вязкости связано с увеличением количества мартенсита (рис. 3.24) и коагуляцией карбонитридной фазы.



а)

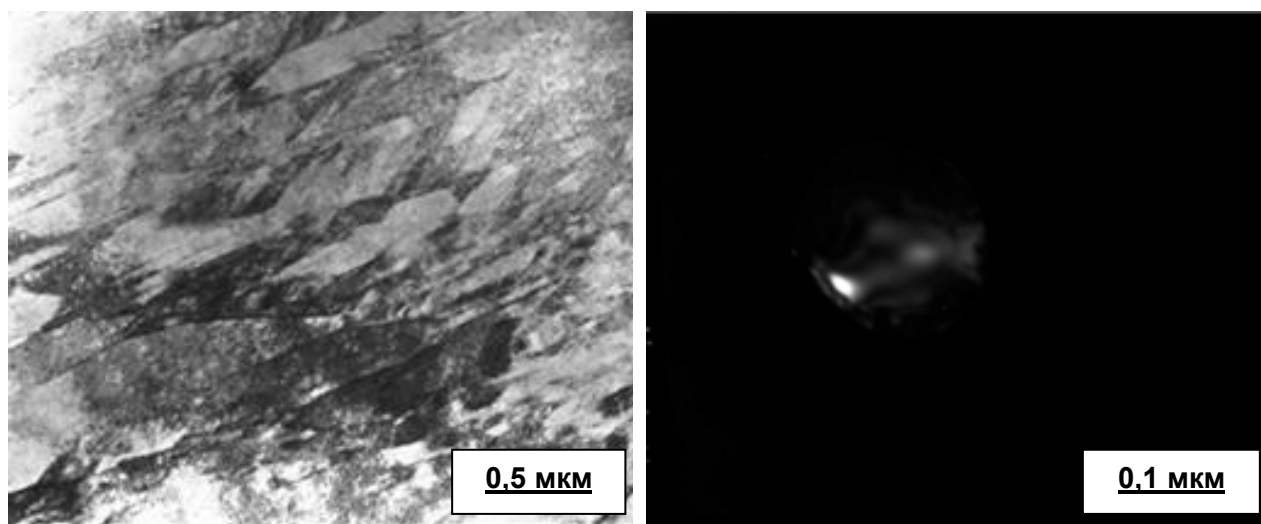


б)

Рис. 3.25 – Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 20X15АНЗМД2 после прокатки при 1000-900°C и обработки холодом.

Сталь 20X15АН3МД2 после прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и последующим отпуском при 400°C – 2 час. имеет уникальное сочетание механических свойств: высокую прочность ($\sigma_B = 1900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1750$ МПа), повышенную пластичность ($\delta = 13\%$, $\psi = 46\%$) и ударную вязкость ($KCU = 0,5$ МДж/м²) (рис. 3.25).

Микроструктура стали 20X15АН3МД2 после прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и последующим отпуском при 400°C (рис. 3.26), представляет собой высокодефектный (по сравнению с закалкой) пакетный мартенсит (~75%) с прослойками высокодефектного остаточного аустенита (~25%), а так же небольшого количества дисперсных (100-200 нм) округлых частиц карбонитридов типа $Me_{23}(C,N)_6$ равномерно распределенных по объему зерна. В структуре стали не наблюдали зернограницных выделений.



а) б)
Рис.3.26 - Микроструктура стали 20X15АН3МД2 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.

По пределу усталости ($\sigma_{-1} = 440$ МПа на базе 10^7 циклов) сталь 20X15АН3МД2 после предложенной обработки (прокатки при 1000-900°C, обработки холодом и последующим отпуском при 400°C – 2 час.) не уступает сталям 08X14АН4МДБ [103] и стали 1X15Н5АМ3 у которой $\sigma_{-1}=400$ МПа [94] (рис. 3.27).

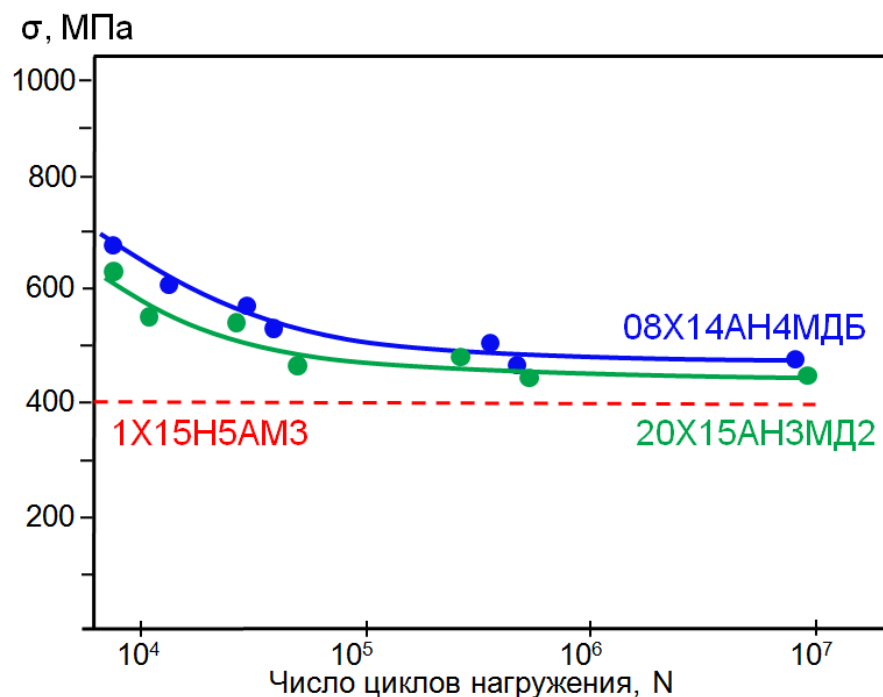


Рисунок 3.27 –Кривые усталости сталей 20X15АН3МД2 и 08X14АН4МДБ.

Таким образом по уровню прочности новая сталь 20X15АН3МД2 (патент РФ № 2576773) после предложенной обработки по уровню статической и циклической прочности превосходит наиболее широко применяемую для нагруженных изделий сталь 1X15АН5М3.

Выводы по 3-й главе

1. Для стали 20X15АН3МД2 определены температурные зависимости содержания α и γ -фаз, температурный интервал превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (720-860°C) и температуры начала выделения (300°C) и конца растворения (1050°C) карбонитридов хрома в стали 20X15АН3МД2.
2. Установлена оптимальная температура закалки 1000°C для стали 20X15АН3МД2, обеспечивающая практически полное растворение карбонитридов хрома.
3. Сталь 20X15АН3МД2 обладает высокой технологической пластичностью при горячей прокатке (образцы деформируются равномерно вдоль и поперек направления прокатки без образования трещин на поверхности и в объеме образцов).

4. Выявлен механизм формирования высокопрочного состояния в широком интервале условий прокатки стали 20X15АНЗМД2. 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.
5. Механические испытания образцов стали 20X15АНЗМД2 показали, что оптимальным режимом прокатки является прокатка в интервале температур 1000-900°C с суммарным обжатием 30%. Прокатка при этих температурах обеспечивает получение высокой прочности ($\sigma_B = 1730$ МПа, $\sigma_{0,2} = 660$ МПа) при сохранении, достаточной для практического использования, пластичности ($\delta = 24$ %, $\psi = 28$ %).
6. 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 δ -феррита, σ -фазы и зернограничных выделений $Cr_{23}C_6$. Эта обработка обеспечивает получение высокой прочности ($\sigma_B = 1850$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1740$ МПа, $\sigma_{-1} = 440$ МПа) и достаточной для практического использования пластичности ($\delta = 14$ %, $\psi = 47$ %).

Глава 4. Исследование структуры и свойств коррозионностойкой азотосодержащей мартенситной стали 0X15АН4ФД для нагруженных сварных конструкций

4.1. Влияние температуры закалки на структуру и свойства стали 0X15АН4ФД

В данной главе изучена возможность создания коррозионностойкой экономнолегированной стали со структурой азотистого мартенсита для нагруженных сварных конструкций вместо применяемых с низкой прочностью сталей типа X18Н9 для корпусов вагонов пассажирских поездов. Исследованы структура, механические и технологические свойства мартенситных низкоуглеродистых азотосодержащих сталей плавов 6-8.

Влияние термической обработки на структуру и механические результаты механических испытаний сталей плавов 6-8 после закалки от 1000°C и отпуска при 400°C показали, что стали имеют повышенную прочность (таб. 4.1).

Таблица 4.1 – Механические свойства Cr-Ni-N сталей плавов 6-9 после закалки от 1000°C и отпуска 400°C – 2 час.

№ пл.	Сталь	C+N	C/N	Cr _{eqv}	Ni _{eqv}	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %
6	0X16АГ2Н2Б	0,11	0,37	16,1	4,9	1320	1230	9	40
7	0X15АН4ФД	0,16	0,14	15,9	7,7	1240	1150	17	65
8	0X15АН2ФД	0,17	0,21	16,6	5,9	1330	1210	10	38

По сравнению со сталями плавов 6 и 8 большей пластичностью обладает сталь 0X15АН4ФД содержащая 4,2 % Ni (таб. 2.1, пл. 7) у которой большее значение Ni_{eqv} и меньшая величина C/N. Структура и свойства стали 0X15АН4ФД более подробно изучены в этой работе.

При выборе режимов термической обработки учитывали температуры фазовых превращений при нагреве и охлаждении. По результатам дилатометрического исследования стали 0X15АН4ФД определены температуры начала и конца α → γ превращения при нагреве (A_n = 520°C, A_к

= 810°C) и начала $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения при охлаждении ($M_n = 270^\circ\text{C}$).

С увеличением температуры нагрева под закалку от 900 до 1100°C с охлаждением в воде твердость стали 0X15АН4ФД снижается от 43 до 36 HRC, а размер зерна увеличивается от 26 до 83 мкм (рис 4.1). Значительный рост зерна стали 0X15АН4ФД достигается после нагрева выше 1050°C.

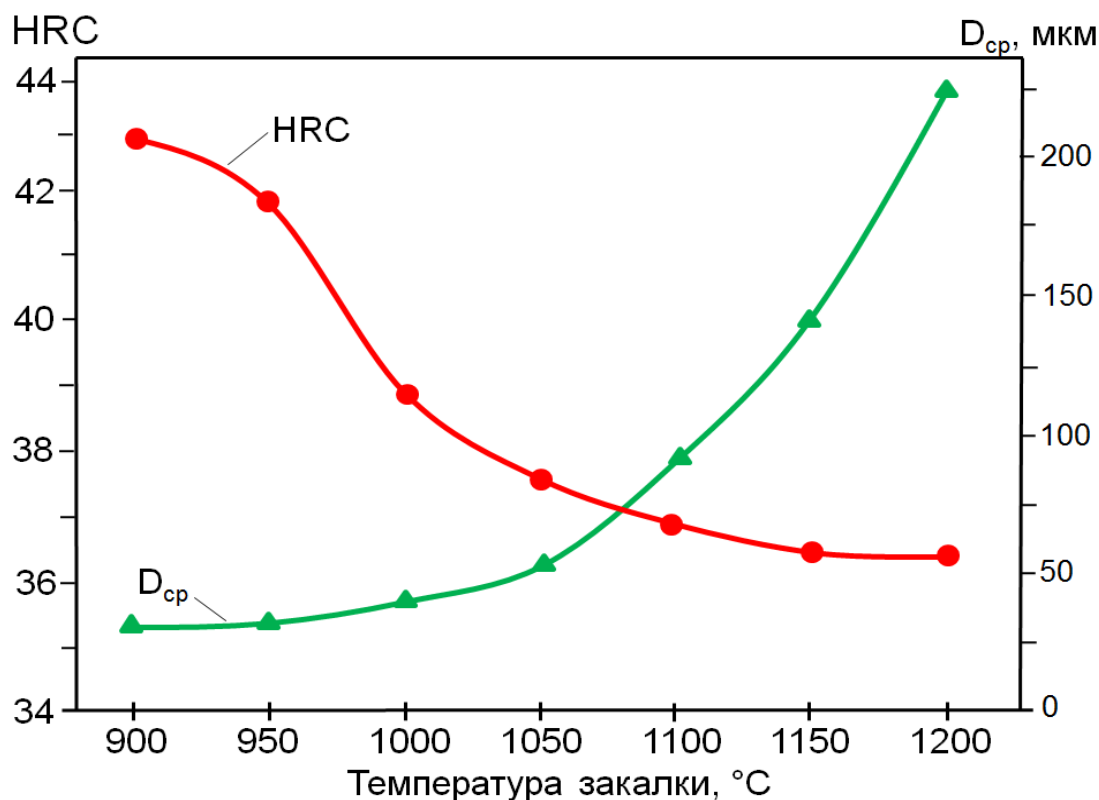


Рисунок 4.1 - Влияние температуры закалки на твердость и размер зерна (D_{cp}) стали 0X15АН4ФД.

Рентгеноструктурные исследования показали, что снижение твердости исследованной стали с повышением температуры закалки связано с уменьшением количества мартенсита и увеличением количества остаточного аустенита (рис 4.2).

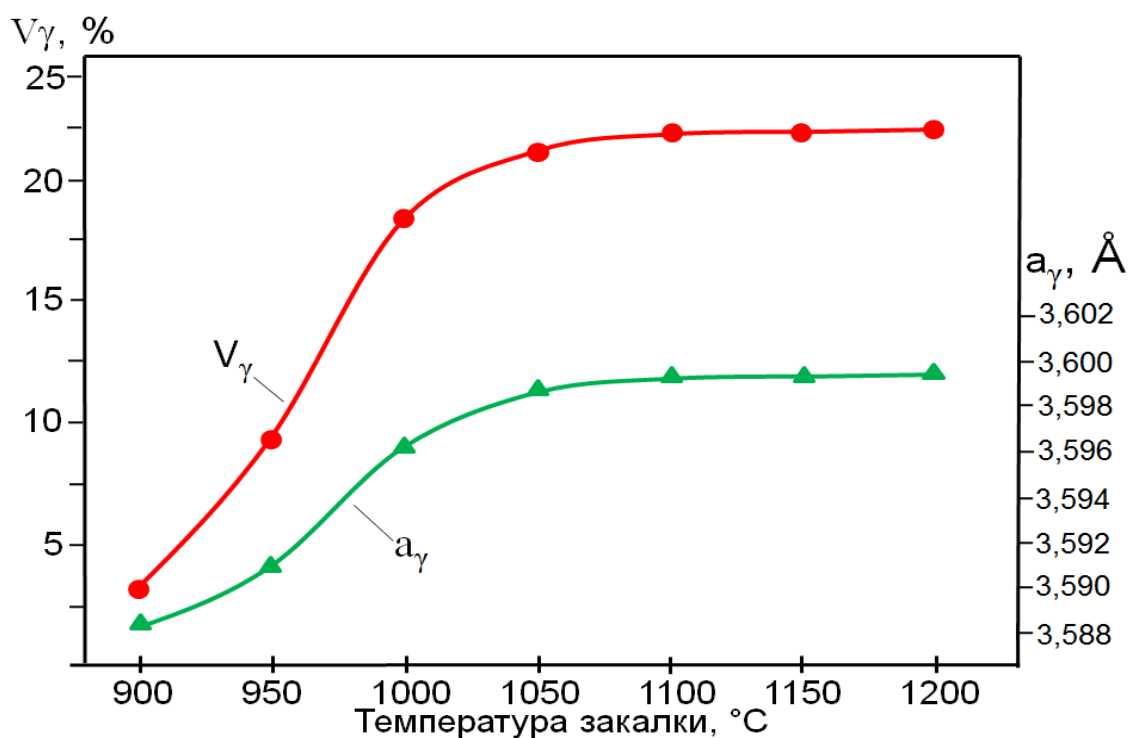


Рисунок 4.2 - – Влияние температуры закалки на количество (V_γ) и параметр кристаллической решетки (a_γ) аустенита, стали 0X15АН4ФД.

Так после закалки от 900°C структура стали 0X15АН4ФД состоит из ~95% мартенсита и ~5% остаточного аустенита. После закалки от 1100°C количество этих фаз в стали 0X15АН4ФД составляет 79 и 21% соответственно. Увеличение параметра решетки аустенита с повышением температуры закалки от 900 до 1050°C (рис 4.2) связано с растворением карбонитридов и переходом азота и углерода в γ -твердый раствор. При дальнейшем повышении температуры закалки выше 1050°C параметр кристаллической решетки не изменяется, что связано с полным растворением карбонитридов хрома. При этом твердость снижается, а размер зерна значительно возрастает (рис. 4.1).

Результаты механических испытаний показали (таб. 4.2), что сталь 0X15АН4ФД обладает повышенной прочностью в сочетании с высокой пластичностью и ударной вязкостью.

Более высокий уровень прочности стали может быть достигнут за счет последующего нагрева в результате выделения дисперсной карбонитридной фазы.

Таблица 4.2 - Влияние температуры закалки на механические свойства стали 0X15АН4ФД.

Температура закалки, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
900	1170	1040	11	50	1,65
950	1120	1020	14	54	1,90
1000	1050	980	18	62	2,25
1050	1010	900	21	65	2,40
1100	970	860	24	68	2,65

4.2. Влияние отпуска на структуру и свойства закаленной от 1000°С стали 0X15АН4ФД

С увеличением температуры отпуска от 200 до 400°С в течение 2 часов твердость закаленной от 1000°С стали 0X15АН4ФД (рис. 4.3) возрастает от 42 до 47 HRC.

Максимальный уровень твердости (47 HRC) сталь 0X15АН4ФД имеет после отпуска при 400°С в течение 2 часов.

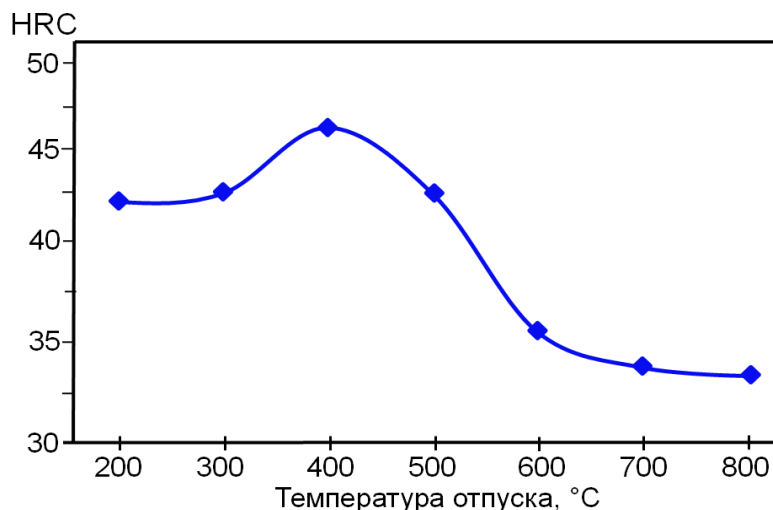


Рисунок 4.3 - Влияние температуры старения на твердость стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°С.

Рентгеноструктурные исследования показали (рис. 4.4), что у стали 0X15АН4ФД, закаленной от 1000°С, с повышением температуры отпуска от 200 до 500°С уменьшается количество остаточного аустенита.

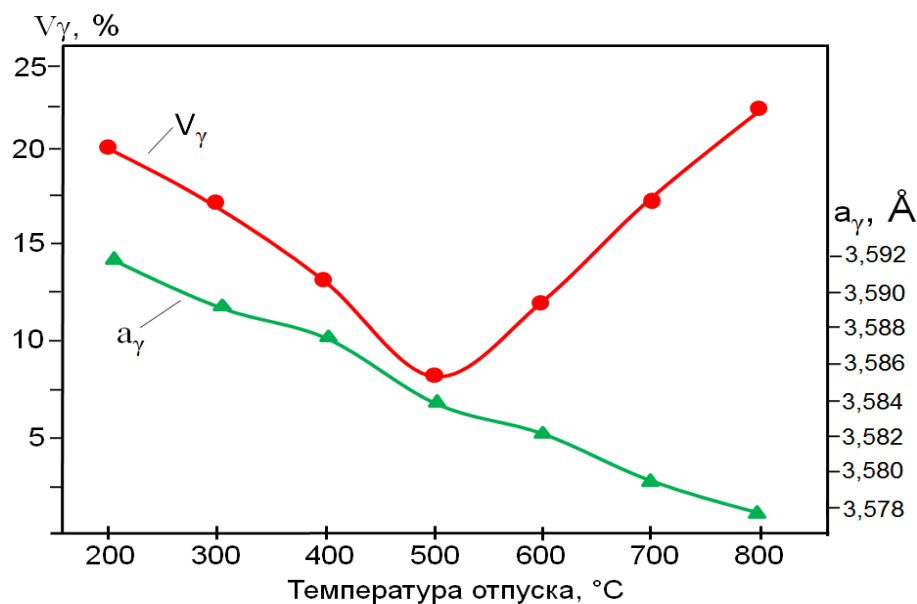
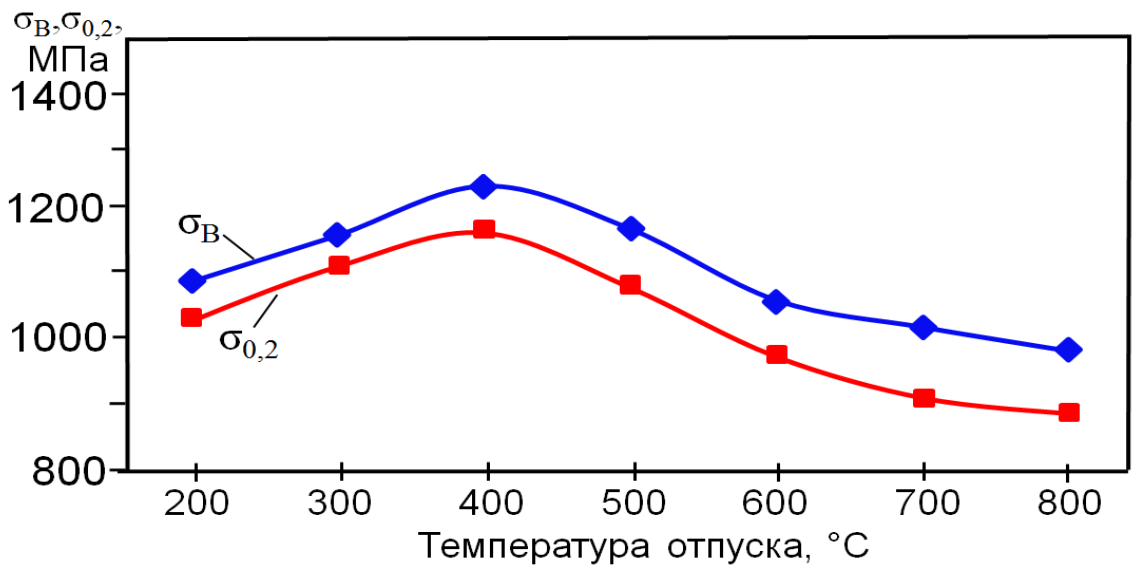


Рисунок 4.4 - Влияние температуры отпуска количество (V_γ) и параметр кристаллической решетки (a_γ) аустенита стали 0X15АН4ФД.

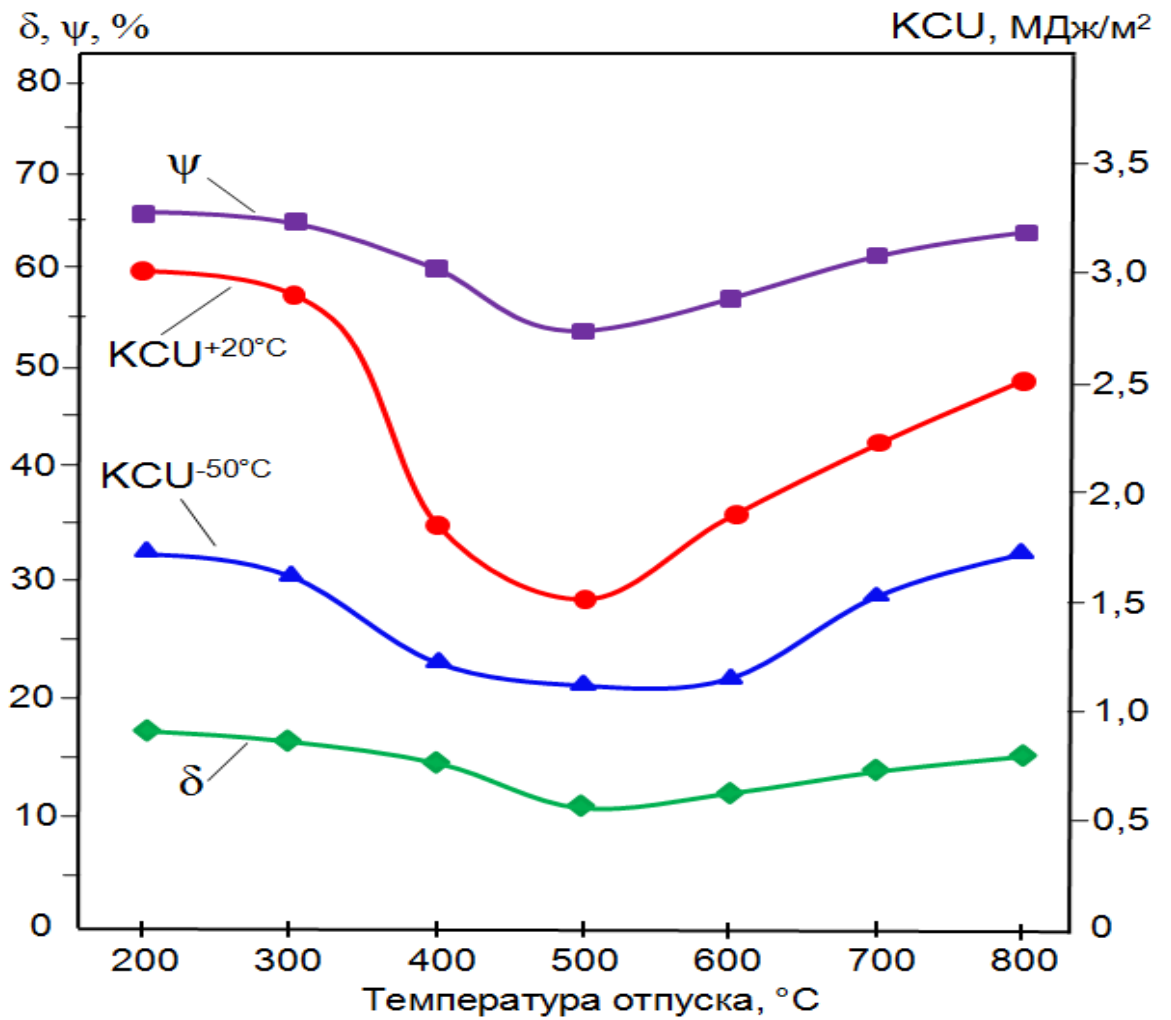
Увеличение температуры отпуска выше 500°C приводит к увеличению количества аустенита, образовавшегося в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, и как следствие увеличению пластичности и ударной вязкости стали 0X15АН4ФД.

Повышение прочности стали после закалки и отпуска при 300 и 400°C (рис. 4.5) связаны с выделением дисперсных нитридных частиц. Отпуск при температурах 650 и 700°C приводит к коагуляции этих нитридов и как следствие – к снижению прочности.

После отпуска при $600\text{-}800^\circ\text{C}$ величина предела текучести остаётся на уровне $\sim 960\text{-}910$ МПа, а величина относительного сужения поперечного сечения – 64-66,5%. Это обстоятельство позволяет прогнозировать высокие механические свойства сварных соединений. Сочетание высокой способности стали к локальной деформации (ψ) с высоким уровнем напряжений в момент разрушения (S_k) для всех испытанных образцов свидетельствует о надёжности работы стали 0X15АН4ФД при наличии различных концентраторов напряжений (например, резких изменений сечения детали, наличия надрезов, глубоких рисок и.т.д.).



а)



б)

Рис. 4.5 -- Влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной от 1000°C стали 0X15АН4ФД.

Результаты испытаний на растяжение и ударную вязкость новой экономнолегированной никелем стали 0X15АН4ФД показали (рис 4.5), что эта сталь после горячей прокатки, закалки от 1000°С с последующим отпуском в интервале температур 200 - 800°С по уровню статической прочности (σ_B и $\sigma_{0,2}$) значительно превосходит применяемые коррозионностойкие стали типа X18Н10Т и 09Г2С (таб. 4.3).

Таблица 4.3 – Механические свойства новой стали 0X15АН4ФД и применяемых в железнодорожной техники 09Г2С и 12X18Н10Т.

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
0X15АН4ФД	1220	1170	17	60	1,8
12X18Н10Т	530	240	40	55	2,5
09Г2С	490	345	21	65	0,65

Были выполнены испытания на ударную вязкость образцов типа Менаже (КСУ) из стали 0X15АН4ФД. Испытания проводились при 20 и -50°С. Их результаты показаны на рисунке 4.5. После указанных обработок сталь 0X15АН4ФД сохраняет повышенную пластичность и ударную вязкость при температурах +20 и -50°С, что обусловлено формированием структуры пакетного мартенсита с прослойками остаточного аустенита.

Мартенситная сталь 0X15АН4ФД имеет уровень ударной вязкости при комнатной и при отрицательной температурах существенно более высокий (рис. 4.5), чем у стали 09Г2С при (-40°С КСУ = 0,34-0,49 МДж/м², а при -60°С КСУ = 0,29-0,34 МДж/м²). Полученные для стали 0X15АН4ФД значения ударной вязкости при -50°С сопоставимы с таковыми для аустенитной стали 12X18Н9Т (2,5 МДж/м² при -70°С).

Проведены испытания на циклическую прочность для мартенситной стали 0X15АН4ФД. Изучено влияние температуры отпуска на число циклов до разрушения при заданных напряжениях, а также выполнено испытание образца, термически обработанного по режиму максимального разупрочнения (закалка от 1000°С + отпуск при 700°С) при напряжении, близком к прогнозируемому для полученного уровня прочности стали

пределу усталости за 10^7 циклов нагружения (650 МПа). Результаты испытания на усталостную прочность показаны в таблице 4.4.

Из таблицы 4.4 видно, что после закалки от 1000°C и отпуска при 700°C мартенситная сталь имеет предел усталости (на базе 10^7 циклов нагружения) выше 600 МПа. Это подтверждается результатами испытаний при напряжениях 600 и 650 МПа, при которых образцы не разрушились. Указанное напряжение выше значений предела прочности для сталей 09Г2С и 12Х18Н9Т, т.е. должно вызывать их разрушение при однократном нагружении.

Таблица 4.4 - Усталостная прочность мартенситной стали 0Х15АН4ФД после закалки от 1000°C .

№ обр.	Температура отпуска, $^\circ\text{C}$	σ , МПа	N, число циклов до разрушения
1.	Закалка без отпуска	770	182 350
2.	300	1000	33 300
3.	300	770	213 600
4.	400	770	38 900
5.	650	1000	12 000
6.	650	770	44 000
7.	700	770	42 600
8.	700	650	$> 7 \cdot 10^6$ *)
9.	700	600	$> 1 \cdot 10^7$ *)
10.	750	770	41 100

*- Испытание продолжается

Следует отметить, что предел усталости для стали 09Г2С составляет 235 МПа, для аустенитной стали 12Х18Н9Т – 205 МПа. По пределу усталости ($\sigma_{-1} = 630$ МПа на базе 10^7 циклов) сталь 0Х15АН4ФД превосходит в 2,5 раза сталь 12Х18Н9Т ($\sigma_{-1} = 205$ МПа) (рис. 4.6).

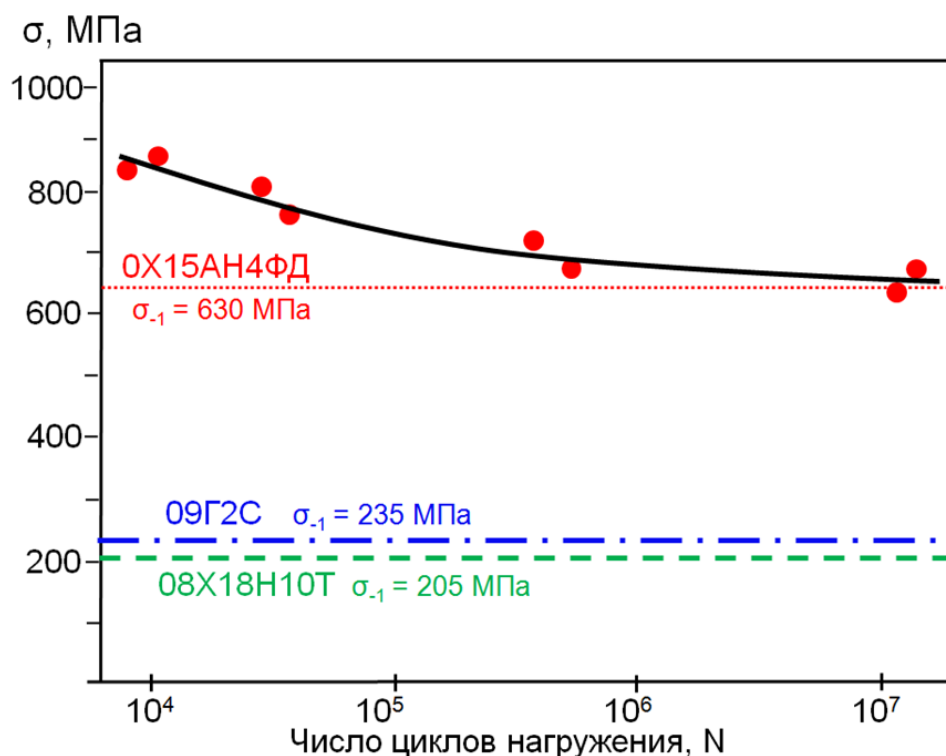


Рисунок 4.6 – Усталостная прочность мартенситной стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°С и отпуска при 700°С.

4.3. Влияние термической обработки на структуру и технологические свойства стали 0X15АН4ФД

4.3.1. Сварка

Результаты сравнительных испытаний сварных соединений стали 0X15АН4ФД и 12X18Н10Т, выполненных аргоно-дуговой сваркой (АДС) с применением в качестве присадочного материала основного металла (ОМ), показаны в таблице 4.5. Перед сваркой образцы были закалены от 1000 °С и отпущены при 700 °С, 1 ч.

Таблица 4.5 - Механические свойства сталей 0X15АН4ФД и 12X18Н10Т (в числителе) и их сварных соединений (в знаменателе) после закалки от 1000°С и отпуска при 700°С.

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
0X15АН4ФД	<u>990</u>	<u>890</u>	<u>15</u>	<u>66</u>
	920	830	10	50
12X18Н10Т	<u>480</u>	<u>180</u>	<u>32</u>	<u>50</u>
	420	140	25	46

Можно отметить, что дуговая сварка после вышеуказанной термической обработки практически не снижает показатели прочности

мартенситной стали 0X15АН4ФД. Однако, произошло заметное снижение относительного удлинения образцов мартенситной стали после сварки. В то же время величина относительного сужения поперечного сечения в результате сварки изменилась незначительно. Таким образом, несмотря на высокую прочность, сварные соединения мартенситной стали обладают высокой способностью к локальным пластическим деформациям. Исследование микроструктуры вдоль рабочей части разрывного сварного образца из мартенситной стали после испытаний на растяжение показало, что разрушение произошло по сварному шву (СШ), а не по основному металлу или зоне термического влияния (ЗТВ). Это обстоятельство связано с состоянием структуры и фазовым составом сварных образцов из этой стали в вышеуказанных зонах.

Аргонно-дуговая сварка пластин толщиной 12 мм с применением в качестве присадочного материала основного металла незначительно снижает пластичность сварного соединения, сохраняя его равнопрочность основному металлу (таб. 4.5).

Ударная вязкость сварных соединений стали 0X15АН4ФД зависит от места надреза образца (таб. 4.6).

Таблица 4.6 – Влияние места надреза образца на ударную вязкость сварных соединений сталей 0X15Н4АФД и 12X18Н10Т после закалки от 1000°С и отпуска при 700°С.

Сталь	Место надреза*	КСУ, МДж/м ²
0X15АН4ФД	ОМ	2,1
	СШ	0,55
	ЗТВ	1,45
12X18Н10Т	ОМ	2,2
	СШ	1,0
	ЗТВ	1,4

Образцы с надрезом по центру сварного шва имели пониженную ударную вязкость ($КСУ^{+20^{\circ}C} = 0,55 \text{ МДж/м}^2$, $КСУ^{-50^{\circ}C} = 0,40 \text{ МДж/м}^2$) из-за роста зерна при малой скорости охлаждения кристаллизующегося расплавленного металла. Ударная вязкость образцов с надрезом в зоне

термического влияния с малым размером зерна была значительно выше ($KCU^{+20^{\circ}C} = 1,45 \text{ МДж/м}^2$, $KCU^{-50^{\circ}C} = 0,85 \text{ МДж/м}^2$).

Структура основного металла мелкозернистая. Основной структурной составляющей стали является мартенсит с небольшим количеством дисперсных нитридов хрома, которые не образуют пленок или оболочек по границам зерен и равномерно распределены по объему зерна. Средняя микротвердость мартенсита составляет 3850 - 4100 МПа. Структура сварного шва состоит из тонких пластин мартенсита. В переходной от сварного шва к основному металлу зоне наблюдается плавное измельчение мартенситных пластин.

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.

Результаты испытаний на срез образцов, сваренных в нахлестку точечной сваркой показали, что для всех образцов характерным является образование трещин, зарождающихся и растущих в ЗТВ.

Для сварного соединения стали 0X15АН4ФД, в случае надреза по центру сварного шва, $KCU^{+20} = 0,55 \text{ МДж/м}^2$, $KCU^{-50} = 0,40 \text{ МДж/м}^2$. Такое снижение вязкости в значительной мере обусловлено большим размером зерна. Рост зерна происходил при малой скорости охлаждения кристаллизующегося расплавленного металла. Следует отметить, что измельчения зерна (и, как следствия - повышения ударной вязкости) в сварном шве этой стали можно достичь без дополнительной термической обработки, только за счет оптимизации режимов сварки, приводящих к ускорению кристаллизации металла.

Важно отметить, что для большого количества сталей ЗТВ является хрупкой зоной, в которой имеет место рост зерна, с наименьшими показателями KCU . Однако для сварного опытной стали 0X15АН4ФД, в случае надреза по ЗТВ, $KCU^{+20} = 1,45 \text{ МДж/м}^2$, $KCU^{-50} = 0,85 \text{ МДж/м}^2$ - то

есть ударная вязкость значительно выше, чем в центре сварного шва. Это обстоятельство является однозначным следствием более мелкого зерна в этой стали. Таким образом, сталь 0X15АН4ФД является слабо чувствительной к влиянию термического цикла сварки на рост зерна в ЗТВ.

4.3.2. Штампуемость

Качественное определение предельной пластичности растянутой зоны путем испытаний на загиб на оправке диаметром 3 мм проводили на горячекатаных пластинах после закалки от 800, 900 и 1000°С и отпуска при 500-750°С в течение 2 часов. В таблице 4.7 приведены результаты испытаний на загиб образцов размерами 3 × 20 × 115 мм, использованные для определения режима термической обработки, обеспечивающего максимальную способность к пластическому деформированию. Результаты испытаний показали высокую пластичность исследуемой стали в широком интервале температур отпуска. Все образцы после испытаний не имели трещин или надрывов.

Таблица 4.7 - Результаты испытаний на загиб (d = h)* образцов прокатанных при 1050°С (3 × 20 × 115 мм) из стали 0X15АН4ФД.

Сталь	Температура, °С		Угол загиба без разрушения, град
	закалки	отпуска	
0X15АН4ФД	-	-	180
	1000	-	180
	1000 + 300	300	180
	1000 + 650	650	180
	1000 + 700	700	180
	1000 + 750	750	180

*) d - диаметр оправки, h - толщина образца.

По данным испытаний образцов толщиной 3 мм была выбрана в качестве основной термическая обработка по режиму: закалка от 1000°С + отпуск при 700°С - 2 ч.

Для сравнения опытных сталей со сталью 09Г2С была проведена вторая серия испытаний на загиб (таб. 4.8). Испытания проводили на

образцах двух размеров, с различной шириной при постоянной толщине по той же схеме, что и на образцах толщиной 3 мм. После испытаний отмечали наличие (отсутствие) визуально наблюдаемых трещин, либо микротрещин (длиной 1-2 мм, волосовидных).

Таблица 4.8 - Результаты испытаний на загиб ($d = h$) образцов из опытных стали 0X15АН4ФД.

Сталь	Размер образца, мм	Температуры закалки и отпуска, °С	Угол загиба без разрушения, град
09Г2С	20 × 2,4 × 183 8,3 × 2,4 × 183	Горячая прокатка (~950)	180, много микротрещин -----« -- «-----
0X15АН4ФД	20 × 2,4 × 153 8 × 2,4 × 153	1000	180, микротрещины -----« -- «-----
	20 × 2,4 × 153 8 × 2,4 × 153	1000 + 500	180, микротрещин нет -----« -- «-----
	18 × 2,4 × 153 8 × 2,4 × 153	1000 + 600	160 180, магистральная трещина
	23 × 2,4 × 153 8 × 2,4 × 153	1000 + 700	180, отдельные микротрещины 180

В таблице 4.9 приведены результаты сравнительных испытаний на выдавливание (штампуемость) по Эриксену образцов (лист 1,2 и 2,2 мм) мартенситной стали 0X15АН4ФД в сравнении, с широко используемой в виде листа, технологичной ферритной сталью 09Г2С.

Анализ этих результатов показывает, что сталь 0X15АН4ФД 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, сталь 0X15АН4ФД 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°С (таб. 4.9).

Таблица 4.9 - Результаты испытаний по Эриксену образцов (лист 1,2 и 2,2 мм) стали 0X15АН4ФД и 09Г2С.

Сталь	Толщина листа, мм	Термическая обработка листа	Критическое	
			Давление, атм.	Деформация, мм
0X15АН4ФД	1,2	Закалка 1000°С+ отпуск 700°С-2 часа	29,0	9,0
			29,5	8,3
			28,2	8,5
09Г2С	1,2	Нормализация 950°С	23,8	8,0
			24,0	8,5
			19,0	7,3
0X15АН4ФД	2,2	Закалка 1000°С	64,0	13,3
		Закалка 1000°С+ отпуск 600°С-2 часа	52,0	9,0
		Закалка 1000°С+ отпуск 700°С-2 часа	56,0	12,0
			55,0	12,0
09Г2С	2,2	Нормализация 950°С	40,0	9,5
			36,6	9,0
			43,0	9,5

4.3.3. Коррозионная стойкость

Сравнительные испытания стали 0X15АН4ФД после закалки от 1000°С и стали 12X18Н10Т после закалки от 1050°С на стойкость против атмосферной коррозии, проведенные в 3-% водном растворе NaCl, показали низкую скорость коррозии (таб. 4.10 и 4.11). Термическая обработка образцов из стали 0X15АН4ФД заключалась в закалке от 1000°С и отпуска при 700°С в течение 2 часов. Такая термическая обработка приводит к максимально возможной гетерогенизации структуры стали в результате выделения избыточных фаз. Принятые условия термической обработки должны показать минимально возможный для опытной стали уровень коррозионной стойкости. После сварки термическая обработка образцов не производилась.

Для сравнения в таблице приведены данные о коррозионной стойкости углеродистой стали Ст.3 и нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н9Т.

Сварка стали 0Х15АН4ФД по сравнению с основным металлом незначительно снижает коррозионную стойкость. Нагрев при 700°С в течение 2 часов приводит к незначительному увеличению скорости коррозии из-за выделения нитридов хрома типа Cr₂N в стали 0Х15АН4ФД и карбидов хрома типа Cr₂₃C₆ в стали 12Х18Н10Т (таб. 4.11).

Таблица 4.10 - Коррозионная стойкость сталей в 3% водном растворе NaCl за 168 часов испытания

Сталь	Удельные потери веса, ΔР, г/м ²	Скорость коррозии, V, г/м ² ·час
Ст 3	7,590	0,0450
0Х15АН4ФД (М)	0,088	0,0005
12Х18Н9Т	<0,010	<0,0001
М/М	0,115	0,0007
М/09Г2С	8,600	0,0512

Таблица 4.11 - Коррозионная стойкость сталей 0Х15АН4ФД и 12Х18Н10Т и их сварных соединений* в 3% водном растворе NaCl после 168 часов испытаний.

Сталь	Термическая обработка	Удельные потери веса, г/м ²	Скорость коррозии г/м ² ·час
0Х15АН4ФД	Закалка 1000°С+	0,012	0,0006
	Закалка 1000°С+ отпуск 700°С-2 часа	<u>0,088</u> 0,115	<u>0,0005</u> 0,0007
12Х18Н10Т	Закалка 1050°С	0,010	0,0001
	Закалка 1050°С+ отпуск 700°С-2 часа	<u>0,080</u> 0,110	<u>0,0004</u> 0,006

*- в числителе значения свойств основного металла, в знаменателе – сварного шва после аргонно-дуговой сварки.

Низкая коррозионная стойкость сварных образцов «опытная сталь - сталь 09Г2С» обусловлена коррозией половины площади их поверхности, относящейся к стали 09Г2С.

По уровню прочности новая экономнолегированная сталь 0Х15АН4ФД (решение о выдаче патента от 11.01.2016, заявка №2015111271) после предложенных обработок значительно превосходит наиболее широко применяемые для кузовов вагонов пассажирских поездов стали типа Х18Н10

и 09Г2С, при этом, не уступая им по технологичности при сварке и пластической деформации.

Выводы по 4-й главе

1. Изучены закономерности изменения структуры и свойств в зависимости от режимов термической обработки экономнолегированной никелем низкоуглеродистой стали 0Х15АН4ФД. Механические свойства стали мало чувствительны к изменению температуры отпуска в пределах 400-750°С ($\sigma_{0,2} = 950 - 1150$ МПа, $\psi = 64-66,5$ %).
2. По пределу усталости ($\sigma_{-1} = 630$ МПа на базе 10^7 циклов) сталь 0Х15АН4ФД превосходит в 2,5 раза сталь 08Х18Н10Т ($\sigma_{-1} = 205$ МПа).
3. Сталь 0Х15Н4АФД сваривается методом аргонодуговой сварки с получением качественных сварных швов в сечениях 2-12 мм. Прочность сварных соединений при испытаниях на растяжение практически равна прочности основного металла. Пластичность и ударная вязкость стали в сварных соединениях несколько ниже, чем у основного металла, но достаточны для практического использования.
4. Основной металл и сварные соединения стали 0Х15Н4АФД при испытании в 3% водном растворе NaCl показали стойкость к общей коррозии, близкую к таковой у стали 12Х18Н10Т.
5. Испытания на способность к вытяжке при штамповке и на загиб стали 0Х15АН4ФД подтвердили ее высокую технологическую пластичность. Средняя глубина лунки от вдавливания пуансона диаметром 20 мм при испытании по Эриксену до появления первой трещины составила при толщине листа 1,2 и 2,2 мм соответственно 8 - 9 и 12 - 13 мм.

Глава 5. Закономерности формирования структуры и свойств стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота для высоконагруженных изделий криогенной техники.

5.1. Влияние пластической деформации

Исследована технологическая пластичность при деформации новой стали 04Н9Х2А со сверхравновесным содержанием азота.

Горячая прокатка (ГП) при 850-900 °С заготовок 750x100x20 мм. из стали 04Н9Х2А позволила получить прутки 14 × 14 мм. без поверхностных дефектов (трещин). Нагрев под прокатку при температурах 1000-1100 °С приводит к формированию окалины на поверхности заготовок, с которой связано образование в процессе пластической деформации поверхностных трещин. Холодная и горячая прокатка клиновых образцов из стали 04Н9Х2А показала, что азотосодержащая сталь обладает удовлетворительной технологической пластичностью при прокатке. В процессе холодной прокатки (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 (9 проходов с разовым обжатием 10%) критическая суммарная степень деформации до которой не образуются трещины, составляет 43%. 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. 5.1).

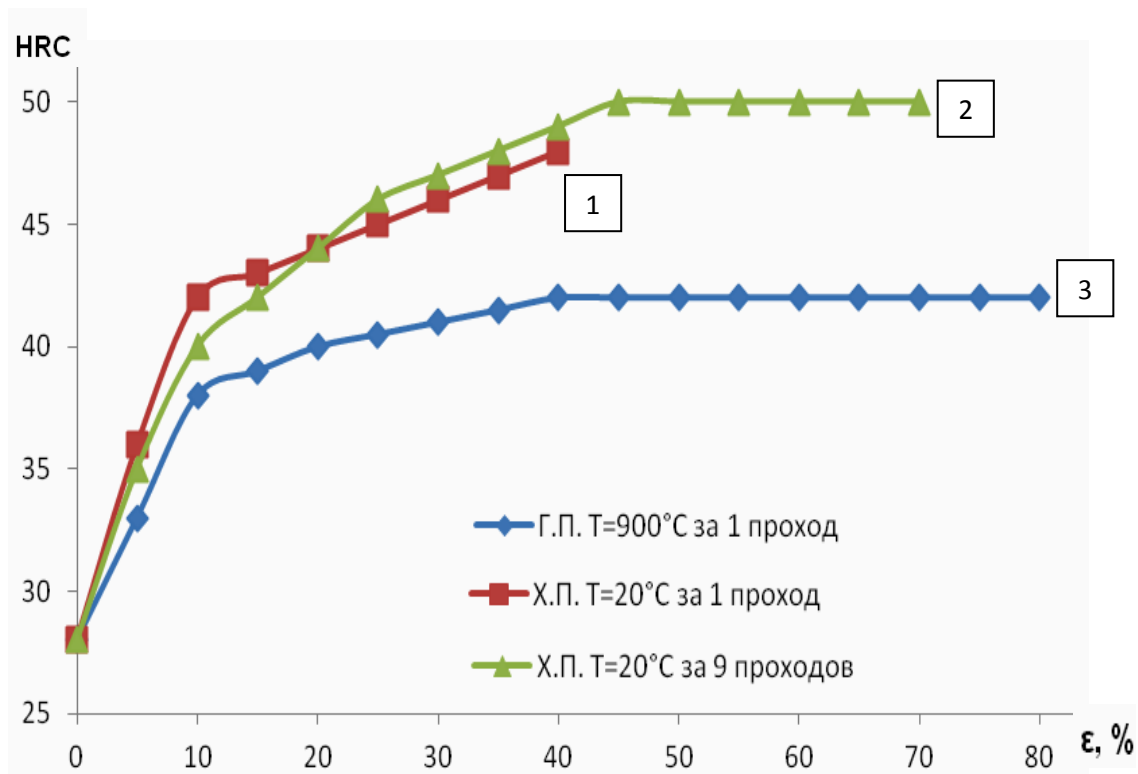


Рисунок 5.1 - Влияние степени пластической деформации на твердость стали 04Н9Х2А: прокатка за 1 проход при 20 °С (1), прокатка за 9 проходов при 20 °С (2), прокатка за 1 проход при 900 °С (3).

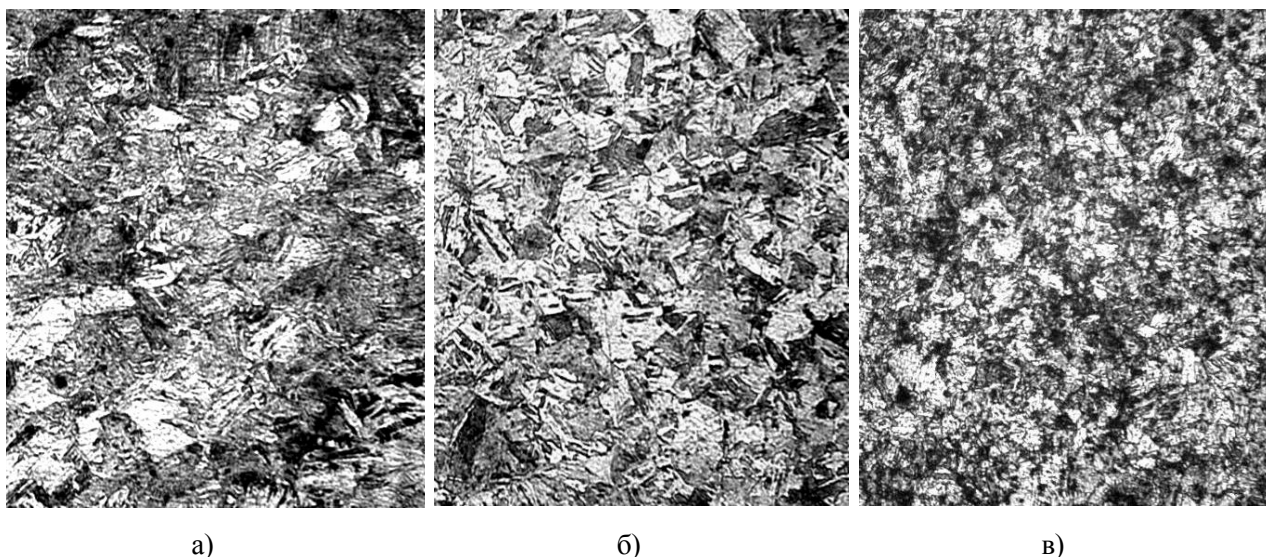


Рисунок 5.2 – Микроструктура стали 04Н9Х2А после прокатки (а), прокатки с последующей закалкой и отпуском при 500 и 650°С (б и в); х 200.

При 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. 5.2 а) с высокой плотностью дислокаций в мартенсите и остаточном аустените. В таблице 5.1 приведены механические свойства образцов, изготовленных из холоднокатаных и горячекатаных прутков. После ХП и ГП с обжатием 40% сталь 04Н9Х2А имеет высокие значения прочности и удовлетворительные показатели пластичности и ударной вязкости.

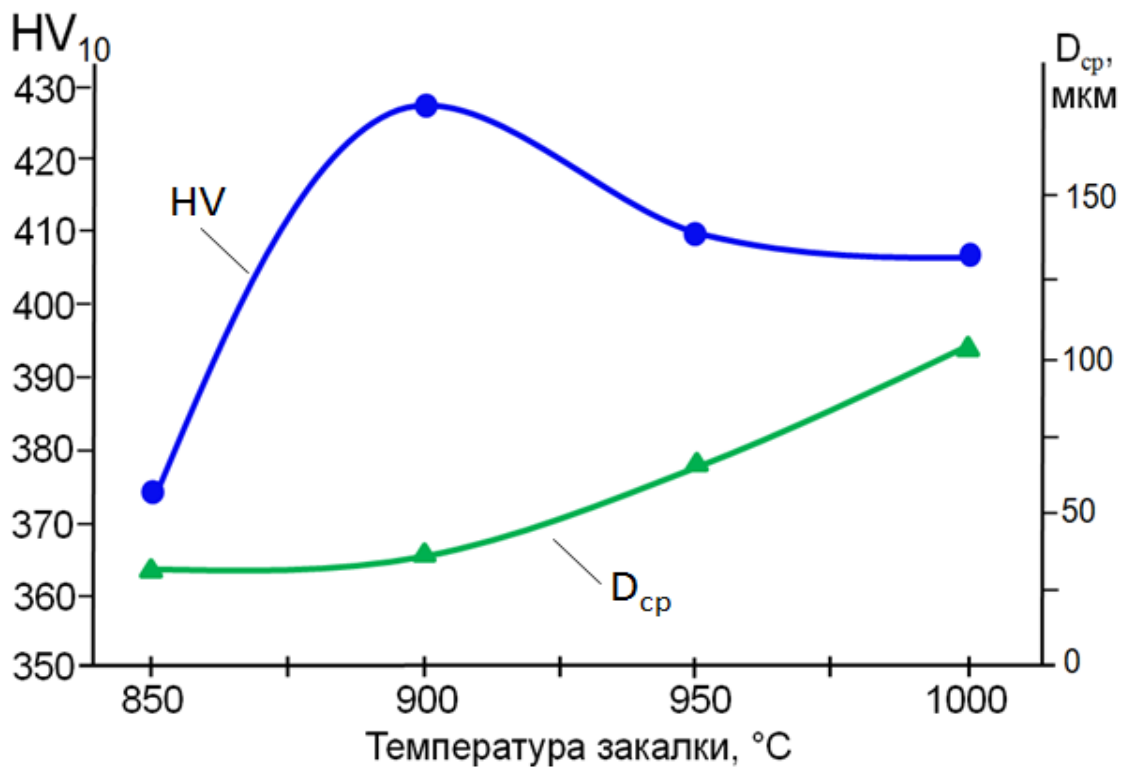
Таблица 5.1 - Механические свойства стали 04Н9Х2А после прокатки при 20 и 900°С с обжатием 40%.

Температура прокатки, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
20	1160	1089	12	41	0,98
900	1114	925	14	62	1,42

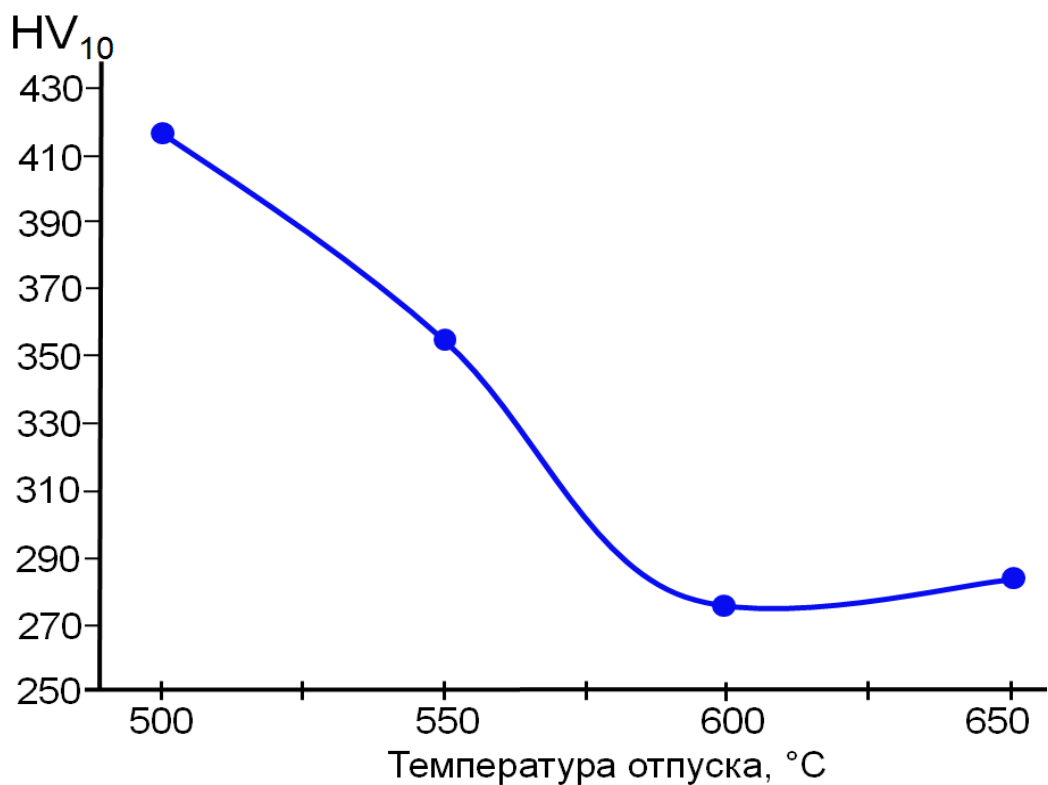
5.2. Влияние термической обработки

Структура и механические свойства азотосодержащей стали 04Н9Х2А существенно зависят от температуры закалки и последующего нагрева при температурах 500-650 °С. С повышением температуры закалки от 850 до 900°С микротвердость стали увеличивается от 375 до 430 HV₁₀, при сохранении среднего размера зерна \square 30 мкм (рис. 5.3 а). При дальнейшем повышении температуры нагрева под закалку от 900 до 950 °С микротвердость снижается до 410 HV₁₀ и увеличивается размер зерна до 50-60 мкм. Нагрев стали при 1000°С приводит к значительному росту зерна (100-130 мкм.).

Тепловые выдержки в течение 2 часов при 500 °С значительно влияют на микротвердость стали, закаленной от 900 °С (рис. 5.3 б). С повышением температуры нагрева от 500 до 600-650 °С микротвердость стали, закаленной от 900 °С, снижается от 420 до 280 HV₁₀.



а)



б)

Рисунок 5.3 – Изменение твердости (HV) и размера зерна (D_{cp}) в зависимости от температуры закалки (а) и твердости – от температуры отпуска (б) стали 04H9X2A.

После закалки от 850°C (охлаждение в воде) и последующего отпуска при 500°C, 1 ч, наблюдали мелкозернистую структуру мартенсита и остаточного аустенита (~10%) с небольшим количеством частиц карбонитридов железа (рис. 5.2 б). Повышение температуры отпуска до 550°C не вызвало изменений микроструктуры, тогда как после отпуска при 650°C наблюдали её измельчение, изменение морфологии структурных составляющих – мартенсита и остаточного аустенита (рис. 5.2 в).

По данным дифференциального термического анализа (ДТА) стали 04Н9Х2А определены температура начала и конца мартенситного превращения ($M_n = 389^\circ\text{C}$, $M_k = 166^\circ\text{C}$) при охлаждении и температуры начала и конца обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения ($A_n = 659^\circ\text{C}$, $A_k = 756^\circ\text{C}$) при нагреве.

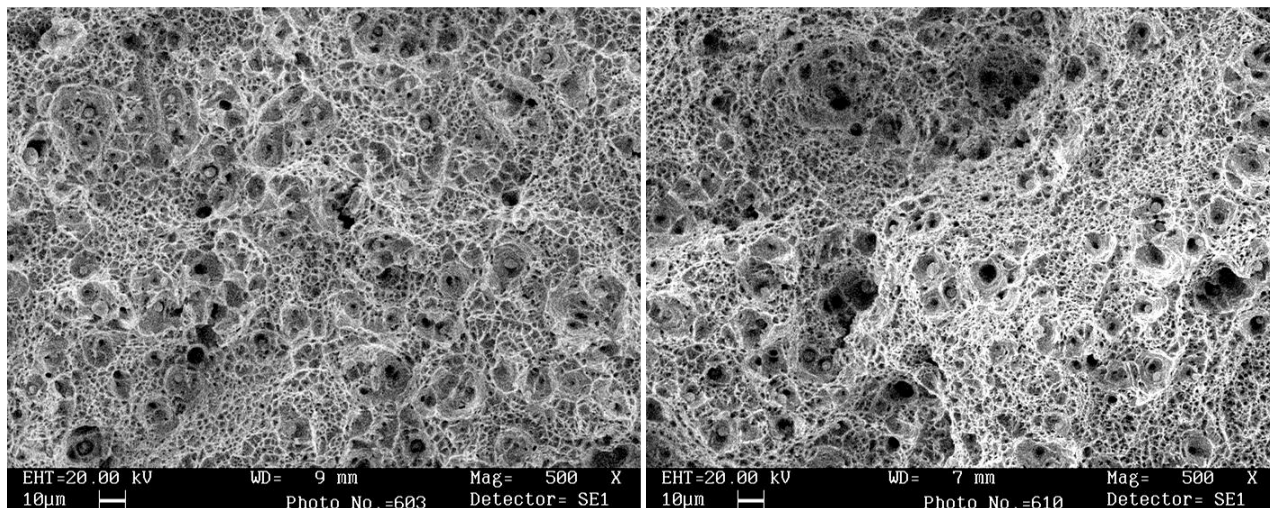
Были определены механические свойства новой высокоазотистой стали при испытаниях на растяжение и ударную вязкость при 20°C. Результаты испытаний стали 04Н9Х2А приведены в таблице 5.2.

Таблица 5.2- Механические свойства стали 04Н9Х2А и применяемой без азота стали 0Н9 [18] после закалки и отпуска.

Сталь	Температура, °С		σ_b МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ*, МДж/м ²
	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 790°C	-	590	430	26	71	2,9/0,4
	Двойная нормализация с 900- 790°C	500	720	580	30	76	3,0/1,3

* - в числителе при 20°C, в знаменателе при -196°C.

Фрактографические исследования показали, что излом стали 04Н9Х2А после всех исследованных режимов термической обработки имеет вязкий ямочный характер (рис. 5.4), что соответствует высоким значениям относительного сужения испытанных образцов.



ГП

ГП + закалка 850°C +650°C, 1 ч

Рисунок 5.4 - Вид изломов образцов стали 04Н9Х2А, испытанных на растяжение, после горячей прокатки и прокатки с последующей закалкой и отпуском.

Кроме ямок на поверхности изломов не наблюдали сколов или расслоений – т.е. участков хрупкого разрушения. Поскольку разница в значениях относительного сужения после различных режимов обработки (ГП, ГП+закалка+отпуск) невелика (54-64%), то и размер ямок в изломах примерно одинаковый. Наблюдаемые в небольшом количестве округлые частицы в центре ямок являются оксидами кремния (SiO_2) и сульфидами марганца (Mn_2S).

Электронномикроскопическое исследование структурно – фазовых состояний высокоазотистой стали 04Х2Н9А после закалки от температур 850, 900, 950 и 1000°C показало, что после закалки в структуре стали наблюдается сдвойникованный пакетный мартенсит. На рисунках 5.5, 5.6 представлены светлопольные и темнопольные изображения структуры, полученные после закалки от 850°C и 900°C, а на рисунке 5.7 – после закалки от 1000°C. На рисунке 5.6 б можно видеть характерную внутреннюю двойниковую структуру кристалла мартенсита, как правило, формирующую

конфигурацию «мидриба». Подобная структура мартенситных кристаллов наиболее характерна для закалки от 900⁰С. После закалки от 850⁰С кристаллы мартенсита заметно меньше, а двойникование в них выражено заметно слабее (рис. 5.5). В то же время кристаллы содержат относительно высокую плотность дислокаций (рис. 5.5 б). После закалки от 1000⁰С кристаллы мартенсита заметно крупнее, а плотность дислокаций в них ниже, чем после других режимов закалки (рис. 5.7). Отпуск при 500⁰С стали, закаленной от 900⁰С, приводит к снижению плотности дислокаций внутри кристаллов мартенсита (рис. 5.8). На рисунке 5.7 можно наблюдать большие (около 1 мкм²) области мартенситных кристаллов практически полностью свободные от дислокаций. Вместе с тем, в структуре отмечено образование нитридной фазы CrN в виде сферических выделений размером менее 40 нм (рис. 5.9).

Результаты испытаний на растяжение и ударную вязкость азотосодержащей стали 04Н9Х2А и, применяющейся в криогенной технике, не содержащей азота, стали 0Н9 [1] показали, что азотосодержащая сталь после закалки от 900⁰С и последующего отпуска при 500⁰С в течение 2 часов по уровню прочности значительно превосходит сталь 0Н9 (табл. 3.5).

Отпуск при 650⁰С не увеличивает количество этой фазы, но приводит к полигонизации и частичной рекристаллизации внутри мартенситных кристаллов (рис. 5.9), а также к появлению областей γ -фазы, возникших, по-видимому, в результате обратного $\alpha \Rightarrow \gamma$ превращения.

В [27] показано, что в сталях с 9% Ni, не содержащей азота и добавок хрома, так же наблюдали образование аустенита при 600⁰С в результате растворения карбидов. Количество нитридной фазы при этом не увеличилось в стали 04Н9Х2А после нагрева при 650⁰С (рис. 5.9).

По уровню прочности новая сталь 0Н9Х2А [патент] после предложенных обработок значительно превосходит наиболее широко применяемую для высконагруженных конструкций криогенной техники сталь 0Н9.

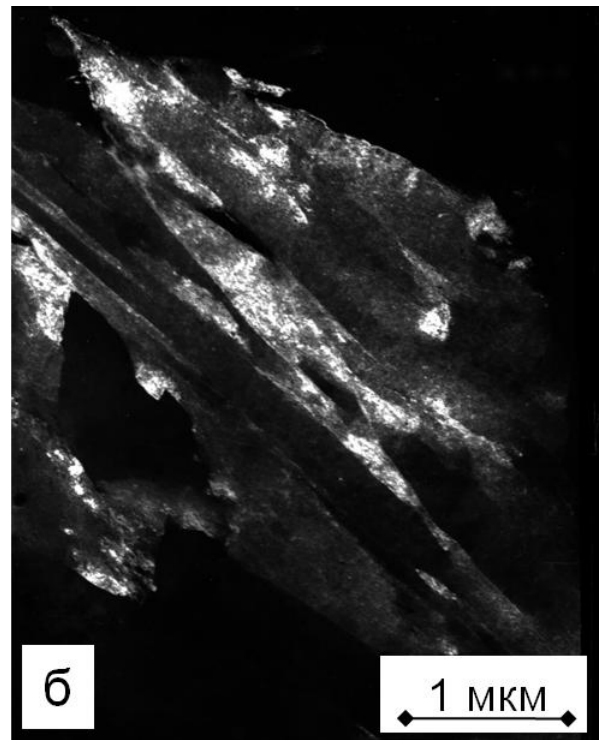
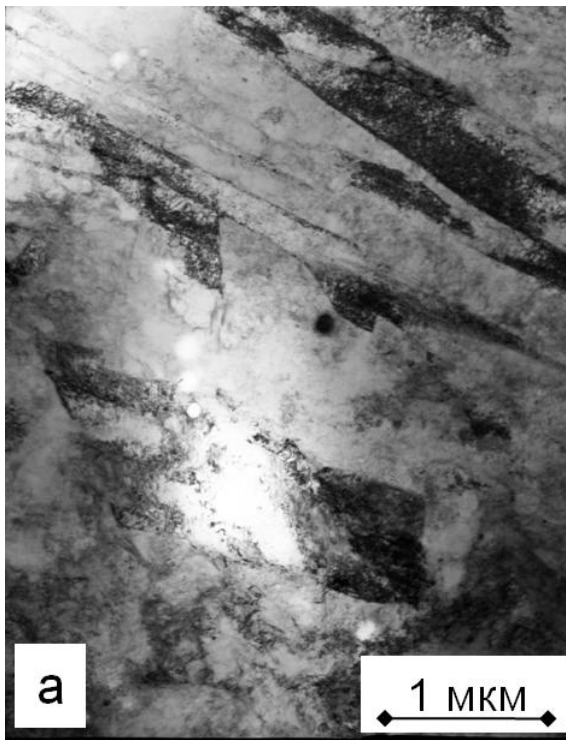


Рисунок 5.5 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после закалки от 850°C -1 час: а – микроструктура мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе (110)- α мартенсита.

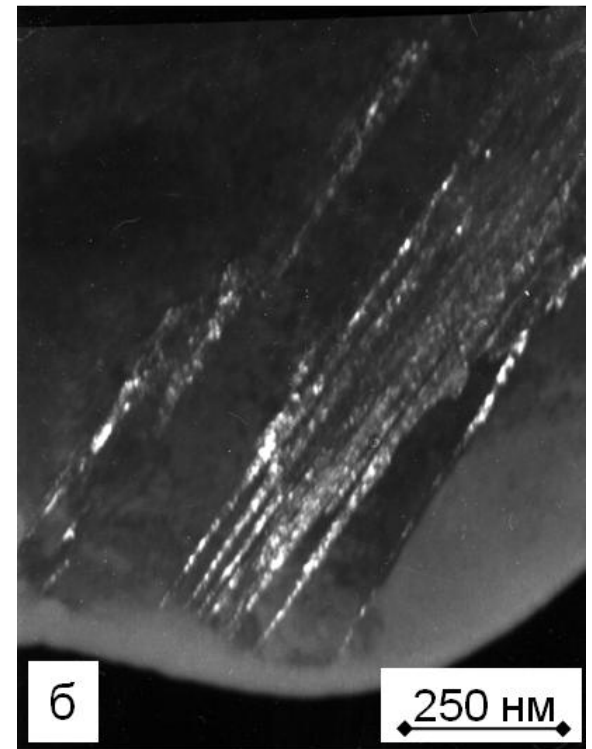
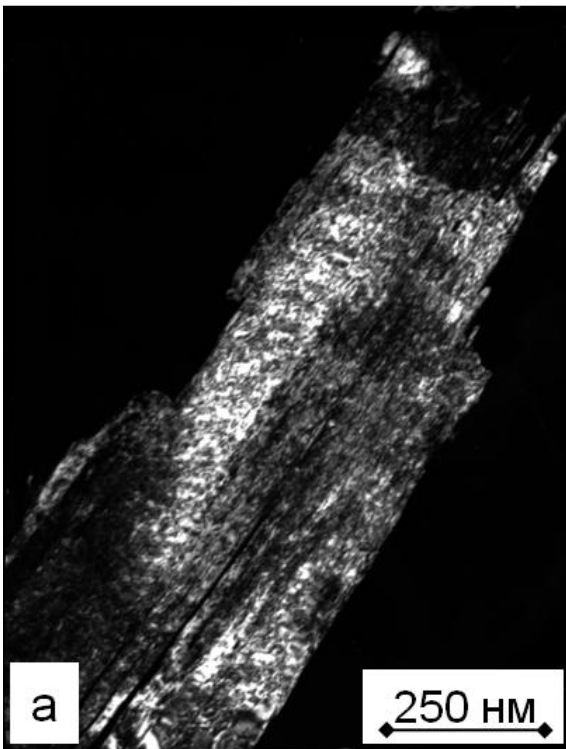


Рисунок 5.6 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после закалки от 900°C -1 час.: а – темнопольное изображение в рефлексе (200) - α мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе двойника.

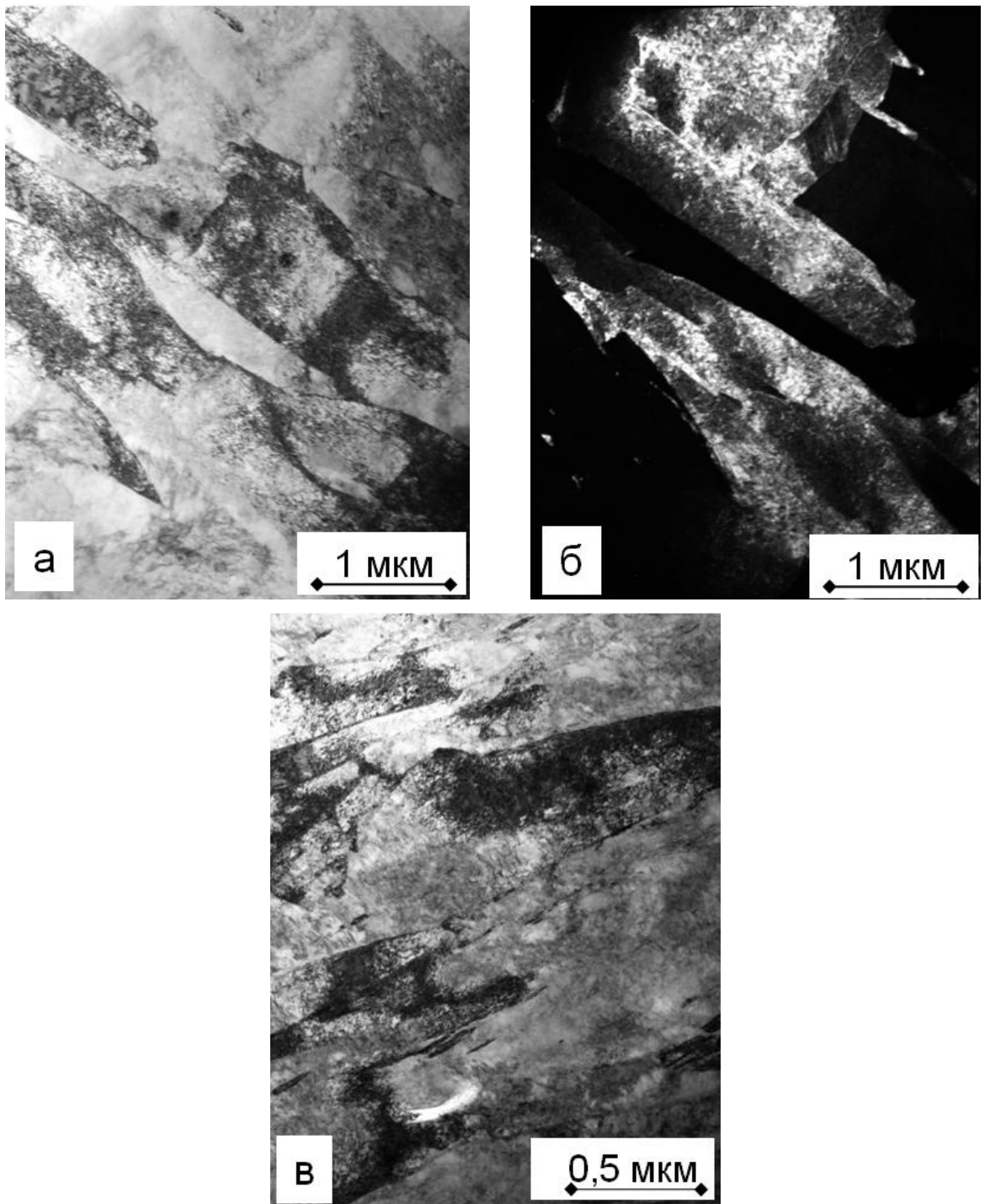


Рисунок 5.7 -Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после закалки от 1000°C -1 час.: а, в – микроструктура мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе (110) - α мартенсита.

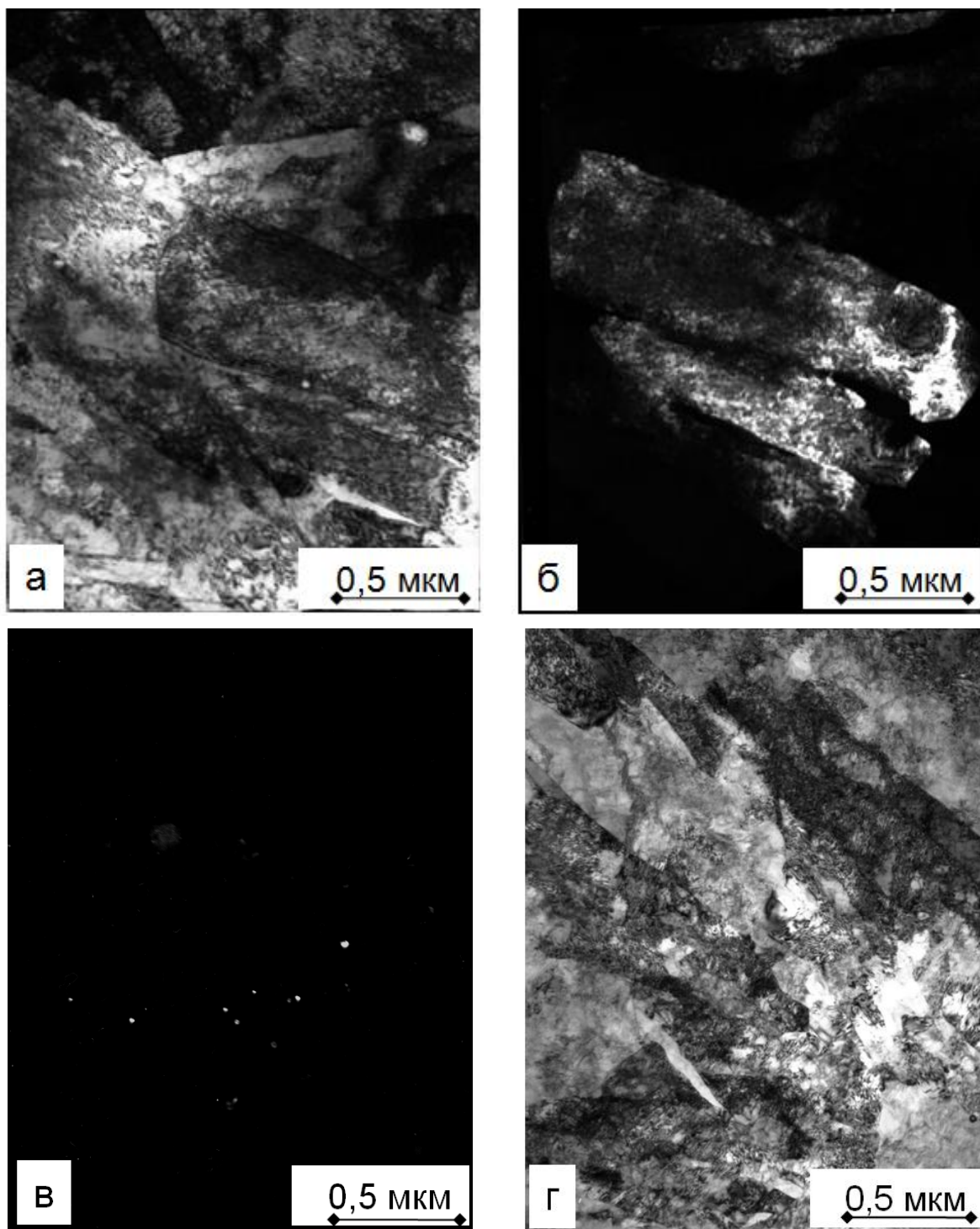


Рисунок 5.8 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после закалки от 900°C и старения при 500°C -2 часа: а, г – микроструктура мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе (110)- α мартенсита; в - темнопольное изображение частиц CrN в рефлексе (200) CrN;

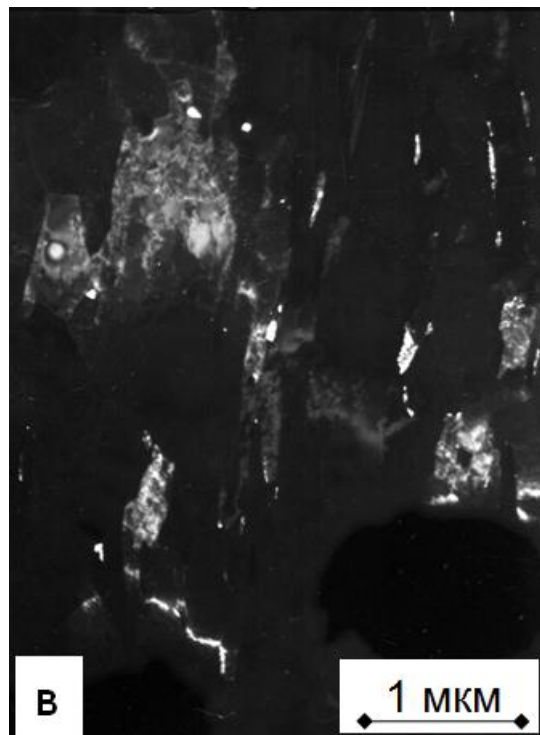
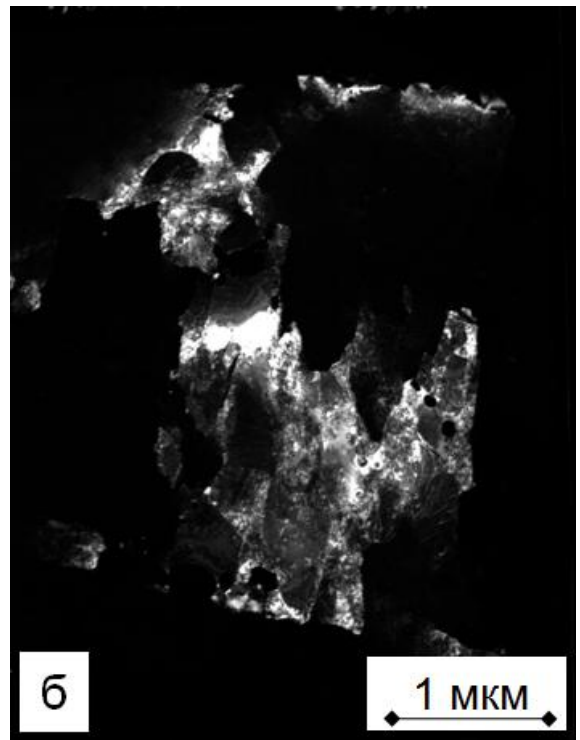
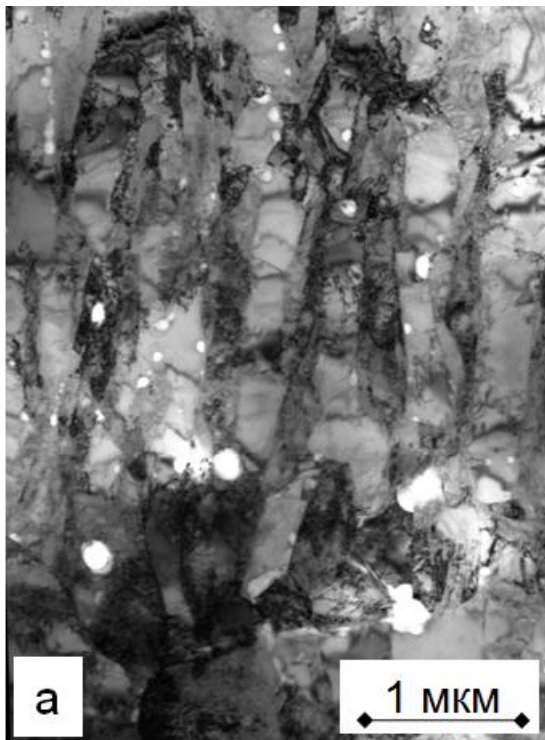


Рисунок 5.9 - Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры стали 04X2H9A после старения при 650°C -2 часа: а – микроструктура мартенсита; б – темнопольное изображение в рефлексе $(110)\text{-}\alpha$ мартенсита; в - темнопольное изображение в рефлексе $(200)\text{-}\gamma$ аустенита.

Выводы по 5-й главе

1. Ковка слитков стали 04Н9Х2А и дальнейшая прокатка при 850-900°C обеспечивают получения заготовок без поверхностных трещин. Нагрев при температурах выше 900 °С приводит к появлению поверхностных трещин из-за образования окалины.
2. На основании результатов исследования структуры и твердости клиновых образцов стали 04Н9Х2А, прокатанных при температурах 20 и 900 °С и степенях обжатия от 10 до 80% за один проход, установлена предельная деформация до разрушения, которая составляет соответственно 40 и 80%. Прокатка со степенью обжатия 40% при температурах 20 и 900 °С обеспечивает высокое упрочнение стали ($\sigma_{0,2}$ =1089 и 925 МПа, σ_B =1160 и 1114 МПа) при сохранении удовлетворительной пластичности (ψ = 41 и 62 %) и ударной вязкости (KCU =0,98 и 1,42 МДж/м²).
3. Выявлены особенности формирования структуры стали 04Н9Х2А в зависимости от температуры закалки. После закалки от 850 – 1000 °С в стали образуется пакетный частично сдвойникованный мартенсит. Максимальное количество двойников, образующих мидрибные конфигурации, соответствует закалки от 900 °С. По мере роста температуры закалки размер мартенситных кристаллов слабо возрастает, а плотность дислокаций внутри мартенситных кристаллов заметно падает.
4. При отпуске стали 04Н9Х2А по режиму 500 °С – 2 часа после закалки от 900 °С снижается плотность дислокаций внутри кристаллов мартенсита и образуются упрочняющие сталь наночастицы нитридной фазы типа CrN. Повышение температуры отпуска от 500 до 650 °С приводит к полигонизации и частичной рекристаллизации дефектной дислокационной структуры, а так же выделению γ -фазы в результате обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, и снижению твердости стали от 420 до 280 HV₁₀.

Общие 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 δ -феррита, σ -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 α и γ -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 δ -феррита, σ -фазы и зернограничных выделений Cr_{23}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°С ($\sigma_{0,2} = 950 - 1150$ 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°С и отпуск при 500°С), 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/м²).

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.

Библиографический список использованной литературы

1. Банных О.А., Ковнеристый Ю.К. Стали для работы при низких температурах. Металлургия. М. 1969, с.17.
2. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы. Химиздат. 2005, 480 с.
3. Хардвик Д. Свойства сталей содержащих 9% никеля. В сб. «Высолегированные стали». Перев. с англ. М.: Металлургия. С. 103-133.
4. Jonson R.J. Chem. Eng. 1960, v.67, №15, p.115.
5. Е. А. Ульянин, Н. А. Сорокина. Стали и сплавы для криогенной техники. М.: Металлургия, 1984, 208 с.
6. De Ferri Metallographia. 1966, Verlag Stahleisen m.b.H. Dusseldorf.
7. Кишкин С.Т., Бакштейн С.З. ДАН СССР, 1947, т. 58, с. 25.
8. Спектор Я.И. ДАН СССР, 1964, т. 555, №5, с. 606.
9. Bai Lihua. J. Northeast Univ.Techol. 1988, №1, p.28-32.
10. Фурукими Осану. Производство холодностойкой толстолистовой стали с высокой вязкостью. Патент 61-133312, Япония. 03.12.84, МКИ С21Д, 8/00, с 21 Д6/00.
11. Bronhy G.R., Millor A.J. Trans. ASM. 1949, v.41, p.1185.
12. Lisak Janusz, Wykres CTP cstalikriogeniczne 10N9. Cras. Techn. 1997-94, №2, с. 145-151.
13. Li Guanglai, Meng Xiangmin. Tem study of microstructures of steel Ni9. Acta met. sin. 1996, 33, №11, p.1121-1129.
14. Pahuta Petr. Structure of 9Ni and 9NiMo steels for cryogenic applications. Trans. Iron and Steel Inst Jap. 1986, 26, №7, p. 649-654.
15. Pahuta Petr. Optimalizace tepelnehozpracova nioceli 10Ni9Mo. Hutn Listy. 1986, 41, №4, p. 269-273.
16. Stout Robert D., Wiersma Cteve J. Fracture coughness of modern 9% nickel cryogenic steels. Adv. Cryog. Eng. Mat. 1985, v.32. Prog/ 6th Int. Cryog. Mater. Cong. p. 389-395.

17. Gill E.T., Swales G.L. Nickel-containing steels for low-temperature applications in petroleum industry. Brit. Petrol. Equippin. News. 1959, 7, №2, p. 60-64.
18. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов О.И. Материалы для низких и криогенных температур. Справочник. Химиздат. 2008, 768с.
19. Хардвик Д. Свойства сталей, содержащих 9% никеля. Сб. докладов конференции Высоколегированные стали, 1969. Metallurgia. М. с. 103-133.
20. Блинов В.М., Андреев Ч., Костина М.В., Блинов Е.В. Структура и фазовый состав литых железоникелевых сплавов со сверхравновесным содержанием азота. Металлы, 2009, №4, с.57-62.
21. Лякишев Н.П., Банных О.А. Новые конструкционные стали со сверхравновесным содержанием азота. Перспективные материалы. 1995, №1. С.73-82.
22. Конюхов А.Д. Высоколегированные коррозионностойкие стали для кузовов пассажирских вагонов. "Вестник ВНИИЖТ". 1998, №4, с. 34-39.
23. Марочник сталей и сплавов. "Машиностроение". М. 1989. 640 С.
24. Международный транслятор современных сталей и сплавов под редакцией В.С. Кершенбаума. М. 1992, т. 1 ,1103 С.
25. Братухин А. Г. «Технологическое обеспечение высокого качества, надежности, ресурса авиационной техники» М.: Машиностроение, т.1, 1996, 524 с.
26. В.М. Блинов, Г.Ю. Калинин, М.В. Костина, С.Ю. Мушникова, В.И. Попов, А.А. Харьков. Влияние азота на коррозионные и коррозионно-механические свойства стали со структурой азотистого мартенсита // М., Металлы. 2003. №4. С.84-92.
27. М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, Г.А. Степанов. О возможностях использования сталей со структурой азотистого мартенсита для сварных конструкций, работающих при низких температурах. / В сб. трудов семинара (VII научно-технической конференции) «Прочность материалов и конструкций при низких температурах» С.-Петербург. 2002. С.26-31.

28. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // МиТОМ, 2000, №12, с 3 -6.
29. Потак Я.М., Сагалевиц Е.А. Структурная диаграмма деформируемых нержавеющих сталей // МиТОМ, 1971, №9, с.12–16.14.
30. Орехов Н.Г., Чабина Е.Б., Жегина И.П., Беляков Л.Н. Влияние примесей на механизмы разрушения высокопрочных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*», 1995, №1, с. 15-19.
31. Pavlak Stanislav «Металловедение мартенситностареющих коррозионностойких сталей» *Hutnik*, 1976, 43, №7-8, с.342-357.
32. Счастливец В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. «Структура термически обработанной стали» М.: *Металлургия*, 1994. - 288 с.
33. Солнцев Ю. П., Веселов В. А., Демянцевич В. П., Кузин А. В., Чашников Д. И. *Материаловедение и технология конструкционных материалов*. М.: МИСИС, 1996, 596 с.
34. Смирнов М. А., Счастливец В. М., Журавлев Л. Г. *Основы термической обработки стали*. М.: «Наука и технологии», 2002, 519 с.
35. Liu Ning, Deng Zhonggang, Huang Menggen. "Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of martensitic-ferritic stainless steel containing 17%Cr and 2%Ni" // *Materials Science and Technology*, November 1991, vol7, p.1057-1062.
36. Капуткина Л. М., Свяжин А. Г., Прокошкина В. Г., Киндоп В. Э., Клунцев Д. Ю. Мартенситное превращение и процессы старения в хромоникелевых сталях с азотом. // *Изв. Вузов. Чер. Metallургия*. 1997, №1, с.20-24.
37. Механические свойства высокопрочной нержавеющей стали NSSHT200. Hirotsu Sadao, "Nisshin Steel Techn. Rept.", 1987, №57, с. 54-63.
38. Гудремон Э. *Специальные стали*. М.: *Металлургия*. 1966. с. 1275.
39. Mittemeier E.J., Lin Cheng et al. *Metallurgical Transactions A*. 1988. v.19. P. 925.
40. Гаврилюк В.Г., Ефименко С.П. Влияние азота на структуру и свойства γ - и α -железа и перспективные направления разработки высокоазотистых

сталей. Труды I Всесоюзной конференции «Высокоазотистые стали». Киев. 18-20 апреля 1990. С. 5-26.

41. Pehlke R.D., Elliott J.F. Trans. AIME. 1960. v. 218. P. 1088.

42. Berns H., Escher C., Streich W.-D. Material Science Forum. 318-320 (1999). p. 443-448.

43. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // Steel research 67. 1996 8. P. 343-349.

44. G. Stein, I. Hucklenbroich, M. Wagner: Material Science Forum. 318-320 1999. P. 167-174.

45. Потак Я.М., Сачков В.В., Попова Л.С., Лавров В.И., Гращенко П.М.. Нержавеющая сталь X16H6 (СН-2А, ЭП-288) переходного класса с высокой вязкостью // МиТОМ, 1968, №11, С.4-7.

46. А.с. 829716 СССР

47. Ryomet 350 (мартенситная и (или) дисперсионноотверждающая нержавеющая сталь). "AlloyDig.", 1974, May.

48. Жаропрочные стали с повышенной прочностью. Патент №2521, Япония.

49. Высокопрочные нержавеющие стали АМ-350 и АМ-355 как конструкционный материал. Мак-Канн. Space/Aeronaut, 1960, 33, №2, 79-80, 84, 89-90, 94

50. Патент US 7700037

51. Мелькунов И. Н., Виноград М. И., Клюев М. М. «Улучшение качества высокопрочной нержавеющей стали 1X15H5AM2», Сталь, 1970, №5, с.460-463.

52. Murata J., Ohashi S., Ulmatsu «Современный прогресс высокопрочных нержавеющих сталей» J. Iron and Steel Inst. Jap., 1992, v. 78, №3.

53. Патент 2077602 РФ

54. А.с. 1046323 СССР

55. Патент 2214474 РФ

56. Патент 2291912 РФ

57. Патент 2318068 РФ
58. Патент EP 1602740
59. Патент US6793744
60. Патент 2164546РФ
61. Патент 2052532 РФ
62. Патент 2271402 РФ
63. Патент 2296177 РФ
64. Патент EP 1722000
65. Патент JP 3439062
66. Патент JP 9263894
67. Патент WO 2007105410
68. Патент JP 10306351
69. А.с. 404393 СССР
70. А.с. 1571099 СССР
71. Патент DE 60214456
72. Патент US 6896847
73. А.с.1447924 СССР
74. Нержавеющая сталь. А.с. 309064 СССР, С22С39/20
75. Улучшенная нержавеющая сталь. Патент № 1207603, Англ. С7А, (С22С39/26).
76. Коррозионно-стойкаядисперсионнотвердеющая сталь. Заявка 54-71025, Япония, (С22С38/44).
77. Дисперсионнотвердеющая нержавеющая сталь с хорошей усталостной прочностью в морской воде и высокими антикоррозионными свойствами. Патент №49-13127, Япония, (С22С39/22).
78. Мартенситная нержавеющая сталь. Патент № 93134, ПНР С22С38/40
79. Микроструктура и прочность на растяжение двухфазной нержавеющей стали, легированной азотом. BernsH., Kleff J., Krauss G., Foley R. P. // Met. And Mater. Trans. A. 1996, 27, №7, с.1845-1859.
80. Сталь. А.с. №4882908 СССР

81. Патент US 3512960
82. Калинина В.П., А.Б. Партцевский «Высоколегированные стали» М., Металлургия, 1969, 438 с.
83. А. с. №834222 СССР
84. Банных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали. // М. Наука, -1980-, 190 с.
85. Коррозионно-стойкая сталь. А.с. 947219 СССР, С22С38/44
86. Нержавеющая сталь с высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию. Пат. США №3512960
87. Автоматная нержавеющая сталь. А.с. 711158 СССР, С22С38/60
88. Нержавеющая сталь. А.с. 1629347 СССР, МКИ⁵ С22С38/44
89. Мартенситная хромистая сталь. Заявка 4212966 ФРГ, МКИ⁵ С22С38/18
90. Нержавеющие стали и сплавы в авиации и реактивной технике. Sanderson L. "AircraftEng.", 1976, 48, №12, 24-27.
91. Нестабильная аустенитная нержавеющая сталь с улучшенными ^ свойствами. Патент № 1350434, Англ. С7А, (С22С39/26)
92. Калинин Г. Ю., Костина М. В., Куницын Б. В., Мушникова С. Ю., Ямпольский В. Д. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокопрочной азотсодержащей стали типа 07Х14Н4АД //Металлы. 2000. № 5. С.63-66.
93. Банных О.А., Блинов В.М, Костина М.В. и др. Патент №2052532 РФ. Нержавеющая сталь. 1996
94. Вознесенская Н. М. Исследование нержавеющей высокопрочной стали переходного класса для изготовления тяжело нагруженных узлов самолета: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 // -М., 1971. 212 с.
95. Померанцева С.И., Вознесенская Н.М., Тарасенко Л.В., Лашевский В.Б., Гурвич Л.Я., Петраков А.Ф.Высокопрочные коррозионностойкие стали переходного аустенитно-мартенситного класса внс-5 и сн-3 В сборнике: Вопросы авиационной науки и техникиКаблов Е.Н. Сер. "Авиационные материалы" Москва, 1986. С. 65-72.

96. Вознесенская Н. М., Изотов В.И., Ульянова Н.В., Попова Л.С., Потак Я.М. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали переходного класса ЭП310 (ВНС-5) // МиТОМ. 1971. № 1. С. 32-35.
97. Оптимизация технологических режимов получения тонких листов и ленты из коррозионно-стойкой стали ВНС-9Ш Вознесенская Н.М., Елисеев Э.А., Капитаненко Д.В., Тонышева О.А. Металлы. 2014. № 1. С. 46-51.
98. Ложников Ю. И. Кандидатская диссертация. Горячая деформация, структура и свойства азотсодержащих сталей различного назначения. 2004.
99. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов // М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. – 515 с.
100. Блинов В. М., Банных О. А., Костина М. В., Немировский Ю. Р., Хадыев М. С. Структура и механические свойства нержавеющей азотсодержащей мартенситной стали типа 0X16H4AB // Металлы. № 3. 2000. С. 64-71.
101. Костина М.В., Баных О.А., Блинов В.М. Влияние пластической деформации и термической обработки на структуру и упрочнение азотистой стали 0X16AH4B // МиТОМ, 2001, №7, с 3 - 6.
102. В.М. Блинов, Г.Ю. Калинин, М.В. Костина, С.Ю. Мушникова, В.И. Попов, А.А. Харьков. Влияние азота на коррозионные и коррозионно-механические свойства стали со структурой азотистого мартенсита // М., Металлы. 2003. №4. С.84-92.
103. О.А. Банных, В.М. Блинов. Разработка высокоазотистых аустенитных и мартенситных коррозионно-стойких сталей для высоконагруженных изделий. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН 75 лет: Сб. научн. тр. под ред. академика К.А. Солнцева. М.: Интерконтакт Наука, 2013, с.204-209.
104. 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.