

БЛИНОВ ЕВГЕНИЙ ВИКТОРОВИЧ

**Развитие систем легирования высокоазотистых
аустенитных сталей для тяжелонагруженных
изделий криогенной техники**

05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

**диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук**

Москва – 2018

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

Научный консультант: **Банних Олег Александрович**
академик РАН, доктор технических наук,
главный научный сотрудник ИМЕТ РАН

Официальные оппоненты: **Сагарадзе Виктор Владимирович**
Член-корреспондент РАН, доктор технических
наук, главный научный сотрудник Института
физики металлов им. М.Н. Михеева Уро РАН

Родионова Ирина Гавриловна
Доктор технических наук, зам. директора
Центра физической химии, материаловедения,
биметаллов и специальных видов коррозии
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина»

Глезер Александр Маркович
Доктор физико-математических наук,
профессор, ведущий научный сотрудник
кафедры физического материаловедения
ФГАОУ ВО «ННТУ «МИСиС»

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

Защита состоится «27» сентября 2018 г. в 14 ч 00 мин на заседании
диссертационного совета Д. 002.060.01 на базе ИМЕТ РАН по адресу:
119334, г. Москва, Ленинский проспект, д. 49, БКЗ.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИМЕТ РАН, а также
на официальном сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и на сайте ВАК
<http://vak.ed.gov.ru>.

Автореферат разослан « ____ » _____ 2018 года

Ученый секретарь
диссертационного совета
Д 002.060.01, д.т.н.

Бахтеева Н.Д.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы.

Прогресс в ряде областей криогенной техники таких как ракетостроение, энергетика, криобиология, криомедицина, физика высоких энергий, в значительной мере определяется возможностями создания аустенитных сталей с высокой прочностью. Существенным недостатком применяющихся аустенитных сталей является относительно низкие статическая и циклическая прочность, вязкость разрушения и износостойкость. Проблема повышения конструкционной прочности аустенитных сталей путем экономного и эффективного использования легирующих элементов является одной из важнейших в современном материаловедении. Над решением этой проблемы ИМЕТ РАН работал в течение ряда лет. Успешно работали по созданию экономнолегированных аустенитных сталей и их термической обработки в нашей стране Банных О.А., Ермаков Б.С., Гуляев А.П., Капуткина Л.М., Ковнеристый Ю.К., Приданцев М.В, Солнцев Ю.П., Сагарадзе В.В., Степанов Г.А., Ульянин Е.А. и др.

Одним из перспективных путей повышения прочности при сохранении достаточной для практики пластичности при криогенных температурах аустенитных сталей является совместное использование нескольких механизмов упрочнения (твердорастворного, зернограничного, дислокационного и дисперсионного) высокоазотистых сталей. Азот как легирующий элемент превосходит другие элементы по упрочняющей способности аустенита этими методами упрочнения. Достижение необходимых уровней механических свойств у азотистых сталей требует правильного выбора аустенитной матрицы и типа упрочняющих фаз, что является, как правило, сложной научной задачей. В связи с вышеизложенным является актуальной разработка систем легирования высокоазотистых аустенитных сталей и режимов их упрочняющих термической и термопластической обработки.

Целью работы являлось - развитие систем легирования аустенитных сталей и создание на их основе высокоазотистых конструкционных сталей, пригодных для использования в качестве материала для тяжелонагруженных изделий криогенной техники.

Основные задачи работы:

- Установление закономерностей изменения структуры и свойств аустенитных Fe-Ni-N и Fe-Cr-Mn-Ni-N сплавов в зависимости от их легирования.
- Исследование влияния термической обработки и пластической деформации на структуру, физико-механические и химические свойства новых сплавов.

- Исследование технологических свойств полуфабрикатов, изготовление и испытания изделий из разработанных новых высокоазотистых аустенитных сталей промышленной выплавки.

Научная новизна: В работе впервые получены следующие важнейшие результаты:

- развиты принципы легирования азотистых аустенитных сталей для высоконагруженных конструкций криогенной техники, на основе которых созданы новые стали, с уровнем прочности превышающим существующие аналоги. Обоснованы оптимальные содержания азота 0,5-0,6% и ванадия 0,1-0,3% для аустенитных Cr-Mn-Ni сталей с твердорастворным упрочнением и 0,3-0,4% азота и 0,8 – 1,1% ванадия для аустенитных Cr-Mn-Ni сталей с дисперсионным твердением наночастицами VN;
- установлена зависимость температуры вязко-хрупкого перехода от величины ЭДУ аустенитных Cr-Mn сталей с содержанием азота более 0,4%, позволяющая вести направленное легирование с учетом температуры эксплуатации криогенных конструкций. Аустенитные Cr-Mn-Ni стали с 0,5 – 0,6% N и 6 – 8% Ni, у которых ЭДУ аустенита более 25 МДж/м², не испытывают при низких температурах хрупкого разрушения;
- рассчитаны и построены фазовые диаграммы сплавов Fe-Cr-Mn-Ni-N, на которых определены фазовые области аустенита с максимальным содержанием азота. Изучено влияние режимов термической обработки на механизм разрушения высокоазотистой аустенитной стали 05X20Г10Н3АМФ при ударном нагружении. Основным механизмом разрушения в интервале вязко-хрупкого перехода этой стали после закалки от 1100°С и нагрева при 800°С является образование ГЦК-фасеток внутризеренного разрушения, сдвиговых и плоских ямок, языков сдвига и фасеток межзеренного разрушения;
- исследовано влияние структурного состояния азотосодержащих сталей в зависимости от режимов резания при токарной обработке. Изучена стойкость резцов при точении высокоазотистой стали 05X22АГ15Н8МФ. Установлено, что обработка этой стали затруднительна при низкой скорости резания ($V < 10$ м/мин) из-за образования нароста на режущей кромке резца, приводящего к его поломке. При скорости резания 20 – 70 м/мин, глубине резания 0,25 – 0,75 мм и подаче 0,15 – 0,60 мм/об отсутствует налипание металла на инструмент и стойкость резцов значительно повышается. При скоростях резания более 74 м/мин обрабатываемость стали резко снижается из-за повышения температуры в зоне резания;

-износостойкость стали 05X22АГ15Н8М2Ф с 0,55%N зависит от деформационного упрочнения аустенита, образования мартенсита деформации и наличия твердых частиц Cr_2N ;

-установлены закономерности формирования структуры и механических свойств сварных соединений стали 05X22АГ15Н8МФ с 0,6%N. Азот равномерно распределен в шве и зоне термического влияния; в металле шва поры отсутствуют и по сравнению с основным металлом в нем пониженное содержание N, Cr и Mn. Закалка от 1100°C этой стали до и после сварки повышает ударную вязкость при +20 и -196°C;

-созданы научные основы для разработки никелевых высокопрочных аустенитных и мартенситных сплавов со сверхравновесным содержанием азота для низкотемпературной службы. Изучены фазовый состав и характеристики прочности сплавов с переменным содержанием азота (0,05-0,38%) и никеля (1,0-32,0%). Построена неравновесная фазовая диаграмма Fe-Ni-N. Легирование сплавов Fe – Ni азотом приводит к увеличению количества аустенита, значительному повышению твердости сплавов и к смещению на указанной диаграмме областей α , $\alpha + \gamma$, γ в сторону меньших концентраций никеля;

-с использованием методов (весового и водородного) определены скорости коррозии изогнутых пластин из сплава 05X22АГ15Н8МФ в растворах серной и соляной кислот. Скорость растворения металла на растянутой стороне пластины выше, чем на сжатой. Минимальная скорость коррозии наблюдается при отсутствии поверхностных напряжений;

-получена зависимость механических свойств стареющих стабильно-аустенитных Cr-Mn-Ni-V-N сталей от объемной доли VN позволяющая вести направленное легирование их V и N для достижения заданного уровня прочности и вязкости. Снижение температуры испытания от +20 до -253°C приводит к значительному упрочнению этих сталей при незначительном снижении ударной вязкости при условии выделения в процессе старения 0,4 – 0,5 % дисперсных 50 - 70Å частиц VN.

Автор выносит на защиту:

1. Развитие научных основ создания аустенитных сталей высокой прочности, что позволит повысить прочностные свойства на 50-100% по сравнению с применяющимися аустенитными сталями и обеспечит их использование в качестве материала тяжелонагруженных изделий криогенной техники.
2. Принципы технологических решений и разработки режимов термической обработки, пластической деформации, сварки и точения, которые возможно

осуществить на действующем оборудовании металлургических и машиностроительных заводов.

Практическая ценность:

В результате выполненных исследований достигнуто значительное повышение предела текучести сталей для высоконагруженных деталей криогенной техники при сохранении стабильной аустенитной структуры, вязкости, пластичности, а также технологических свойств, достаточных для изготовления необходимых полуфабрикатов и изделий. На основании разработанных принципов легирования аустенитных азотосодержащих сталей созданы 8 новых марок сталей, на которых получены патенты.

Разработаны и освоены технологические процессы пластической деформации (ковки, прокатки), термической обработки, сварки и обработки резанием новых сталей. Новые стали прошли опробование, из них изготовлены литые задвижки (криогенной арматуры), высокопрочный крепеж и медицинский инструмент. Главный практический итог работы- это разработка сталей для высоконагруженных изделий криогенной техники с уровнем прочности превышающим широко применяемые в настоящее время стали.

Достоверность научных положений, результатов и выводов:

Результаты, представленные в диссертационной работе, получены на основе экспериментов, проведенных на современном научном оборудовании и с использованием апробированных аналитических методов. Достоверность полученных результатов обеспечена использованием комплекса взаимодополняющих экспериментальных и аналитических методик и подтверждена их воспроизводимостью.

Личный вклад соискателя:

Соискатель участвовал в постановке задач исследования. Все экспериментальные результаты, включенные в диссертацию, получены либо самим соискателем, либо при его прямом участии; анализ полученных результатов и формулировка основных выводов выполнены автором. Статьи написаны при непосредственном участии автора.

Апробация работы: Основные результаты работы доложены на:

1, 2, 4 и 5 международных конференциях «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва, 2006, 2007, 2011 и 2013 г., в сборнике трудов XIX научно-технической конференции «Машиностроение и техносфера XXI века» в г. Севастополе 17-22 сентября 2012 г, Сб. трудов XI11 международной научно-технической конференции Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов., Санкт-Петербург 2008г., Юбилейный сборник ИМЕТ, сб.научных

трудов под редакцией академика К.А.Солнцева. М. Интерконтакт Наука, 2008г., Сб. трудов XI международной научно-технической конференции Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов., Санкт-Петербург 2007г., 6 Всероссийская школа-конференция « Нелинейные процессы и проблемы самоорганизации в современном материаловедении. Воронеж, 2007г., Сб. трудов IX Российско-Китайского Симпозиума «Новые материалы и технологии» Астрахань, 2007г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 32 работы (в том числе 29 статей в журналах из перечня ВАК РФ) и получено 8 патентов РФ на изобретение. Список публикаций и патентов приведен в конце автореферата.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, выводов и приложения. Работа изложена на 329 страницах машинописного текста, содержит 133 рисунка, 82 таблицы, 16 формул и список литературы из 270 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность проблемы создания новых конструкционных аустенитных сталей для высоконагруженных изделий криогенной техники и сформулированы цель и задачи исследования.

Первая глава представляет аналитический обзор литературных данных о применяющихся в настоящее время аустенитных сталях для криогенной техники. Детально изучено влияние легирующих элементов на формирование структуры и свойств азотосодержащих коррозионно-стойких аустенитных сталей, позволяющее определить перспективность использования таких материалов для тяжело нагруженных деталей криогенной техники. Показано, что использование азота в коррозионно-стойких аустенитных сталях для низкотемпературной службы позволяет:

- уменьшить без снижения ресурса, надежности и долговечности материала содержание никеля и других аустенитообразующих элементов при сохранении заданной аустенитной структуры;
- увеличить без изменения фазового состава содержание в сплавах элементов - ферритообразователей (Mo, V, W и др.), положительно влияющих на долговечность, механические и коррозионные характеристики сплавов;
- упрочнить α - и γ - твердые растворы при практической неизменности уровня их пластичности и вязкости;
- повысить прочность сплавов за счет использования деформационного упрочнения при наклепе;

- увеличить коррозионную стойкость (сопротивление питтинговой и ножевой коррозии, коррозионному растрескиванию под напряжением, интеркристаллитной коррозии);
- улучшить характеристики технологической пластичности в результате расширения интервала существования аустенита в высокотемпературной области;
- обеспечить экономический эффект от внедрения новых более экономнолегированных сталей, обладающих повышенными механическими характеристиками, надежностью и долговечностью эксплуатации.

На основании анализа литературных данных выявлен ряд металлургических проблем, возникающий при практическом использовании применяющихся сталей и предложены пути их решения (таб. 1).

Таблица 1 - Основные недостатки применяющихся в криогенной технике аустенитных сталей с азотом и углеродом и возможные пути их устранения.

Недостатки	Предлагаемые пути их устранения
1. Низкая прочность и высокое содержание Ni в Fe-Ni сплавах (Инварах).	Легирование Fe-Ni сплавов N, используя выплавку под давлением N для упрочнения их аустенита при меньшем содержании Ni.
2. Низкая прочностью сталей типа X18H12.	Введение в стали X18H12 добавок N, V и Mn для растворения при нагреве под закалку и выделения при старении частиц VN.
3. Вязко-хрупкий переход при низких температурах в Cr-Mn аустенитных сталях с N>0,4%	а) Легирование Cr-Mn сталей с 0,5-0,6% N никелем, повышающим ЭДУ аустенита . б) Введение в Cr-Mn-Ni стали с 0,5-0,6%N добавок V и Nb, снижающих концентрацию N в аустените из-за образования при нагреве VN и NbN.
4. Прерывистый распад и зернограницные выделения карбидов Cr ₂₃ C ₆ в высокоазотистых аустенитных сталях(ВАС)снижающих их механические свойства и коррозионную стойкость.	а) Легирование ВАС V в количествах, необходимых для образования не крупных частицCr ₂ N, а дисперсныхVN. б) Использование пластической деформации с окончанием при температурах выше прерывистого распада, но ниже собирательной рекристаллизации аустенита. в) Предварительная пластическая деформация перед старением, изменяющая характер выделений от зернограницныхк объемным.
5.Снижение вязкости разрушения при низких температурах стареющих сталей при увеличении количества VN .	Оптимизация количества дисперсных частиц VN для сохранения достаточной вязкости при низких температурах.
6. Дендритная ликвация литых ВАС, снижающая их	Высокотемпературная закалка или выплавка с использованием метода высокоградиентной

механические свойства.	направленной кристаллизации.
7. Пониженная высокотемпературная технологическая пластичность ВАС.	Пластическая деформация при температурах, при которых не происходит прерывистый распад и образование δ -феррита и σ -фазы.
8. Склонность металла шва к образованию горячих трещин и пористость сварных соединений ВАС с высоким содержанием Ni и низким содержанием Mn.	Снижение Ni и повышение Mn при сварке ВАС. Введение Mo и V, повышающих растворимость N в расплаве и сужающих температурный интервал кристаллизации.
9. Низкая обрабатываемость резанием коррозионно-стойких ВАС.	Снижение интенсивности деформационного наклепа, связанного с образованием нитридов.

Анализ литературных данных показал, что недостаточно изучено влияние режимов термической и термопластической обработки на усталостную прочность, вязкость разрушения, износостойкость и технологичность (свариваемость, обрабатываемость резанием и обработка давлением) высокоазотистых аустенитных сталей. Отсутствие систематических исследований и анализа связи энергии дефектов упаковки и температуры вязко-хрупкого перехода этих сталей.

Во второй главе «Влияние легирования на структуру и свойства аустенитных азотосодержащих сталей», представлены результаты исследования сталей разных систем базового и дополнительного легирования с равновесным и сверхравновесным содержанием азота.

Применяемые для емкостей сжиженного газа, топливопроводов реактивных двигателей и т.д. железо – никелевые сплавы (**инвары**) типа 05Н35 имеют низкий коэффициент теплового расширения, высокую пластичность и удовлетворительную технологичность. Однако эти сплавы имеют низкую прочность и высокую стоимость из-за большого содержания никеля. В связи с тем, что никель снижает и так небольшую растворимость азота в расплавах железа, ранее Fe-Ni-N сплавы не исследовались. Частичная или полная замена углерода на азот в этих сплавах может решить проблему значительного повышения их прочности. В настоящей работе систематически исследованы Fe-Ni сплавы со сверхравновесным содержанием азота. Азот вводили методом выплавки с противодавлением. Результаты исследования сплавов с никелем от 4 до 34% и азотом от 0,05 до 0,3% показали, что азот значительно увеличивает прочность (рис. 1).

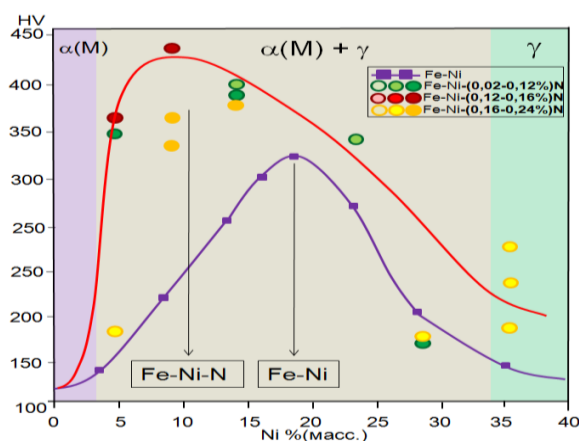


Рис.1–Влияние содержания N на твердость сплавов с азотом без азота.

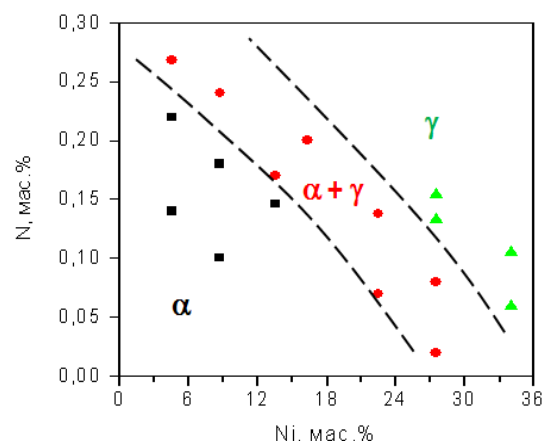


Рис.2 - Неравновесная фазовая диаграмма литых сплавов Fe-Ni-N.

На построенной нами фазовой диаграмме железо – никель – азот (рис. 2) определены концентрационные области α , $\alpha + \gamma$ и γ . Азот расширяет γ – область. Для формирования аустенитной структуры необходимо 27,5% никеля при 0,15% азота.

Механические свойства сталей с азотом выше, чем у сталей без азота (на примере 05Н35) (таб. 2). Снижение содержания дорогостоящего никеля от 35 до 27,5% незначительно повысило коэффициент теплового расширения.

Таблица 2–Механические свойства аустенитных сплавов 05Н35 и 05Н27А.

Сплав	$\sigma_{0,2}^{+20^\circ\text{C}}$, МПа	КСУ ^{-196°C} , МДж/м ²
05Н35(без N)	250	1,1
05Н27А (0,15% N)	360	1,8

Легирование Fe-Ni сплавов азотом приводит к увеличению количества аустенита, твердорастворному упрочнению азотом, смещению на указанной диаграмме областей α , $\alpha + \gamma$, γ в сторону меньших концентраций никеля. Максимальную твердость (470 HV) имела мартенситно-аустенитная сталь с 0,22% N и 9% Ni. Дополнительное легирование такой стали 2% хрома обеспечивало получение беспористой структуры. Методом дилатометрии определены температуры начала и окончания превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при нагреве и $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении. Показано, что у азотосодержащей стали 04Н9Х2А высокие температуры фазовых превращений ($A_n = 600^\circ\text{C}$, $A_k = 705^\circ\text{C}$, $M_n = 389^\circ\text{C}$, $M_k = 166^\circ\text{C}$). Повышение температуры закалки от 900 до 1000°C приводит к росту зерна от 20 до 100 мкм, увеличению периода кристаллической решетки α -фазы от 2,865 до 2,871 Å без образования других фаз. После закалки от 900°C и последующего отпуска при 600°C в течение 1 часа в структуре стали наблюдали кроме пакетного

мартенсита тонкие прослойки остаточного аустенита между кристаллами мартенсита. Ковка слитков стали 04Н9Х2А и дальнейшая прокатка при 850-900°С обеспечивают получения листовых заготовок хорошего качества. Нагрев при температурах выше 900°С приводит к появлению поверхностных трещин и окалины. Оценена технологическая пластичность 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 при прокатке при 20 и 900°С, которая составляет соответственно 40 и 80%. Прокатка со степенью обжатия 40% при температурах 20 и 900°С обеспечивает получение хорошего качества поверхности без каких-либо дефектов и высокое упрочнение стали ($\sigma_{0,2} = 1089$ и 925 МПа, $\sigma_B = 1160$ и 1114 МПа) при сохранении удовлетворительной пластичности ($\psi = 41$ и 62 %) и ударной вязкости ($KCU = 0,98$ и $1,42$ МДж/м²). Лучшее сочетание высокой прочности ($\sigma_B = 906$ МПа, $\sigma_{0,2} = 879$ МПа) и пластичности ($\psi = 63\%$) при 20°С и ударной вязкости ($KCU = 1,5$ МДж/м²) при -196°С достигается у стали 0Н9Х2А после закалки от 850°С с охлаждением в воде и последующим отпуском при 550°С в течение 1 часа. Сталь 04Н9Х2А по характеристикам прочности значительно превосходит применяющуюся в криогенной технике для изготовления газгольдеров сталь 0Н9, не содержащую азота. В результате анализа общих закономерностей формирования структуры и свойств Fe-Ni-N сплавов полученных методом выплавки с противодавлением доказана эффективность замены углерода на азот для упрочнения Fe-Ni сплавов.

Значительное повышение прочности коррозионно-стойких аустенитных сталей с равновесным содержанием азота для нагруженных изделий криогенной техники может быть достигнуто при совместном использовании нескольких механизмов упрочнения (твердорастворном, зернограничном, дислокационном и дисперсионном твердении) при условии оптимальных принципов легирования и режимов термопластической обработки. Фазовый состав и уровень свойств этих сталей зависит от растворимости азота, которая определяется ее химическим составом. Для создания высокоазотистых Cr-Mn-Ni-Mo сталей оценена предельная растворимость азота в изучаемых композициях. С использованием уравнения Вагнера рассчитана предельная растворимость азота в Cr-Mn-Ni-Mo сталях с использованием параметров взаимодействия первого и второго порядков, предложенных Фойхтингером. Построены зависимости максимальной концентрации азота в сплавах железа с 0,02% С и 1% Мо от содержания в них Cr (13 - 30%), Mn (1 - 21%), Ni (1 - 15%) (мас.%). На основе расчётных данных о предельной растворимости азота в изученных сталях и модифицированной структурной диаграммы Шеффлера, установлено расположение однофазных и многофазных

областей в зависимости от величины $Ni_{экв}$ и $Cr_{экв}$ для исследованных сплавов (рис.4). С увеличением величины $Cr_{экв}$ от 17,5 до 22,5 мартенситно-аустенитная область (M+A) существенно расширяется, и предельное значение $Ni_{экв}$, ограничивающее указанную область, возрастает от 11,5 до 14 (рис.4 б-г). При величине хромового эквивалента 31,5 мартенситная структура не образуется. Область аустенитной структуры граничит с аустенитно-ферритной областью. Граница между этими областями соответствует значению никелевого эквивалента 23,5 (рис.4 д).

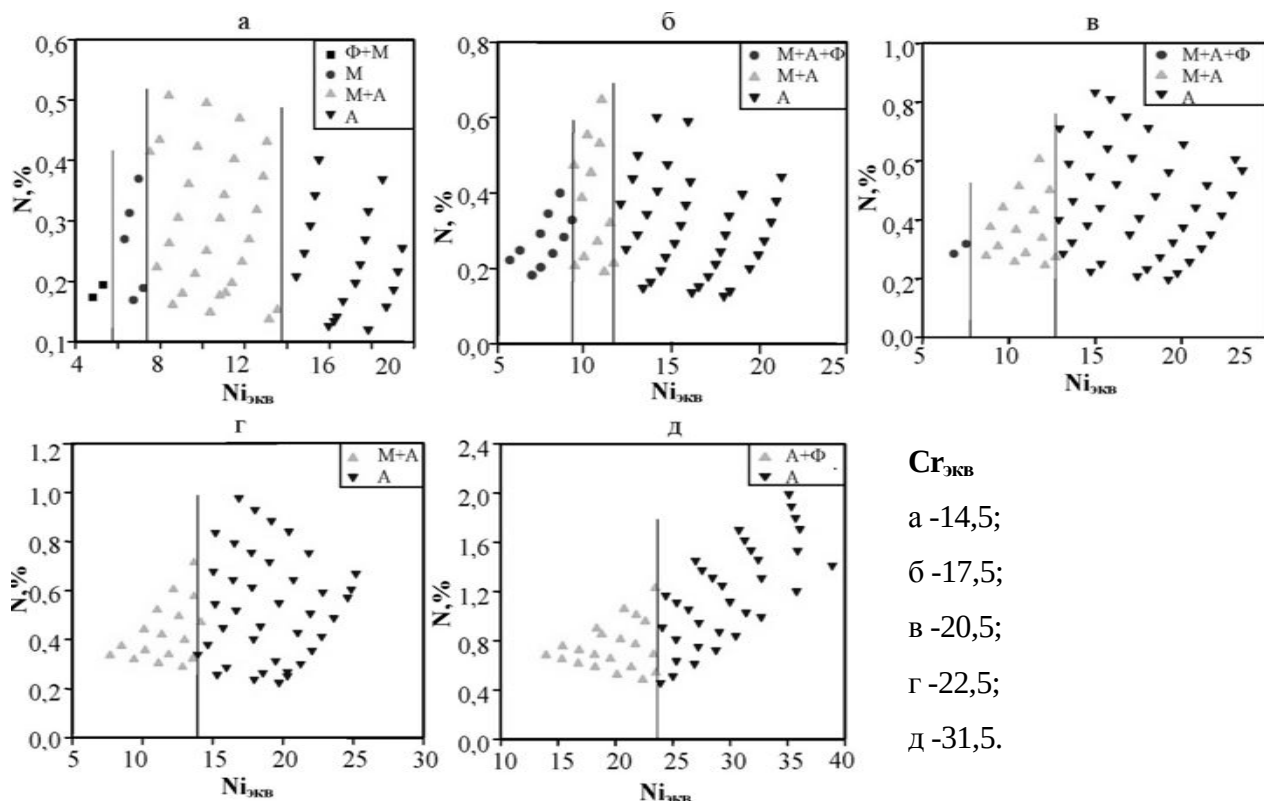


Рис. 4 - Отражающая фазовый состав стали взаимосвязь между $Ni_{экв}$ и максимальным содержанием азота для значений $Cr_{экв}$.

$$Cr_{экв} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb; \quad Ni_{экв} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C;$$

Для получения аустенитной структуры у коррозионно-стойких Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-N сталей с увеличением хромового эквивалента от 17,5 до 31,5 необходимо их легирование аустенитообразующими элементами в количествах, при которых величина никелевого эквивалента превышает соответственно указанные на рисунке 4 (б- д) значения. Структура и уровень механических свойств исследованных Cr-Mn-Ni-Mo-N сталей (пл. 1-11 таб. 8), существенно зависят от их химического состава сталей. В сталях после горячей прокатки при 1100°C и закалки от 1100°C пл.1, 2, 7, 8, 9 и 11 наблюдали мелкозернистую (таб. 9) аустенитную структуру с большим количеством двойников, что характерно для азотосодержащих сталей. После прокатки при 1100°C эти стали не содержали мартенсита и феррита и были практически немагнитны ($\mu < 1,01$ Гс/э). В структуре сталей 04X22AG16H6M2Ф с

0,36% N (пл. 3), 04X22АГ16Н8М2Ф с 0,47% N (пл. 4), 07Х24АГ10Н7МФ с 0,45% N (пл. 5) и 05Х21АГ6Н4МФ с 0,44% N (пл. 6) после прокатки наблюдали частицы σ -фазы в количестве соответственно 7, 4, 5 и 2%. В изученных сталях σ -фаза содержала, кроме хрома и железа, повышенное количество молибдена. Особенностью структуры сталей с σ -фазой, неравномерно распределенной по объему аустенитных зерен, является их разнотернистость. Отмечено, что у сталей плавов 3 – 5 с увеличением количества σ -фазы в их структуре средний размер зерна аустенита возрастает, пластичность и ударная вязкость снижаются (таб. 10).

Таблица 8 - Химический состав сталей, масс. %*.

№ пл	Сплав	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Nb	Mo	N
1	06Х21АГ14Н7М2Ф	0,060	0,12	14,34	20,7	7,00	0,17	-	0,58	0,512
2	07Х21АГ16Н8МФ	0,070	0,52	15,90	21,1	8,40	0,29	-	1,05	0,510
3	04Х22АГ16Н6М2Ф	0,040	0,31	16,60	22,3	5,80	0,10	-	1,98	0,360
4	04Х22АГ16Н8М2Ф	0,040	0,27	16,20	21,7	7,90	0,11	-	1,99	0,470
5	07Х24АГ10Н7МФ	0,070	0,39	10,31	23,7	7,20	0,36	-	0,89	0,45
6	05Х21АГ6Н4МФ	0,050	0,32	6,20	20,8	4,29	0,21	-	1,10	0,44
7	05Х19АГ10Н7М2ФБ	0,050	0,40	9,90	19,4	6,80	0,22	0,17	1,56	0,43
8	03Х19АГ10Н7М2ФБ	0,035	0,28	10,10	19,1	6,70	0,37	0,12	1,52	0,44
9	04Х19 АГ10Н7М2ФБ	0,036	0,32	10,60	19,1	7,00	0,56	0,14	1,54	0,48
10	03Х20 АГ10Н7М2ФБ	0,035	0,35	10,30	19,7	7,1	0,76	0,14	1,53	0,49
11	03Х22АГ16Н15М2Б	0,030	0,27	15,90	21,8	15,20	-	0,30	0,95	0,62
12	06Х21АГ14Н8М2Ф	0,060	0,22	14,34	21,0	8,01	0,17	-	1,08	0,512
13	06Х22АГ15Н8М2Ф	0,060	0,27	14,57	21,9	8,06	0,18	-	1,60	0,514
14	05Х22АГ15Н8М2Ф	0,050	0,31	15,10	21,5	7,90	0,15	-	1,10	0,510

*- плавки 1 – 14 содержат (масс. %): S = 0,006-0,008, P = 0,010 – 0,014, Ca = 0,005 – 0,010, Ce = 0,01 – 0,03.

Таблица 9 - Количество феррита, σ – фазы и средний диаметр зерна аустенита после закалки от 1100°C и горячей прокатки при 1100°C.

№ плавки	Количество феррита, %	Средний диаметр зерна, мкм	Количество σ – фазы, %
1	0	21	0
2	0	23	0
3	7	30	7
4	3	27	4
5	4	28	5
6	2	24	2
7	0	17	0
8	0	18	0
9	0	18	0
10	3	16	3
11	0	20	0

Таблица 10 - Механические свойства сталей (пл. 1 – 11) после закалки 1100°С (числитель) и горячей прокатки при 1100°С (знаменатель).

№ плавки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$KCU^{-100^{\circ}C}$
	МПа		%		МДж/м ²
1	839/1095	498/853	52,0/44,0	82,0/66,0	>3,6*/2,70
2	857/1106	496/861	53,0/52,0	81,0/79,0	>3,6*/2,65
3	849/1100	490/750	39,0/19,0	49,0/18,0	0,90/0,50
4	910/1005	537/725	43,0/41,0	53,0/51,0	1,30/1,10
5	990/1040	582/691	46,0/42,0	54,0/50,0	1,00/0,90
6	935/1039	581/845	48,9/41,8	58,1/53,0	1,90/1,70
7	840/1058	460/957	53,9/31,4	59,0/64	3,61/1,86
8	847/1047	449/949	54,0/27,2	64,8/59,0	3,30/1,60
9	891/1092	492/998	63,0/26,5	62,1/59,0	2,79/1,38
10	888/1036	511/902	59,0/31,6	67,0/53,0	2,40/1,29
11	896/1097	545/931	40,1/32,7	55,3/51,3	1,31/1,05

* – образец не разрушился.

Объемная доля σ -фазы в этих сталях возрастает с увеличением соотношения $[Cr] + 2 [Mo] + 4 [V] / [N] + [C]$ масс.%. В структуре пл. 3, 4, 5 и 6 (таб. 8) после закалки от 1100°С наблюдали, соответственно, феррит в количестве 7; 3,5; 4 и 2% и размер зерна аустенита 30; 27; 23 и 24 мкм. Более мелкозернистую аустенитную структуру имели стали типа X19AG10H7M2ФБ, легированные V и Nb (пл. 7 – 10) и содержащие в структуре небольшое количество некрупных (< 1 мкм) нитридных частиц, не растворившихся при нагреве под закалку. По величине δ , ψ и KCU (таб. 10) пл 7 – 10 существенно превосходят пл 3 – 6, не содержащие Nb (таб. 10). В структуре стали 03X22AG16H15МБ (пл. 11) с повышенным содержанием ниобия (0,3%) после закалки наблюдали большое количество крупных частиц нитридов ниобия, не растворившихся при нагреве под закалку, с которыми в значительной мере связано снижение ударной вязкости (таб. 10). Высокое содержание в этом сплаве никеля (15,2%), снижающего растворимость азота в расплаве, может приводить к ухудшению механических свойств их сварных соединений, образованию большого количества пор не допустимых размеров, а также выделений в зоне термического влияния нитридов хрома преимущественно по границам зерен. Лучшее сочетание механических свойств (таб. 10), немагнитности и коррозионной стойкости получено у сталей 06X21AG14H7M2Ф (пл. 1) и 07X21AG16H8МФ (пл. 2) после закалки и прокатки при 1100°С. Химический состав сталей пл. 1 и 2 (таб. 8) обеспечивает получение после закалки и горячей прокатки мелкозернистой аустенитной структуры без δ -феррита, σ -фазы и карбидов $Cr_{23}C_6$. Расчет коэффициента питтингообразования по известной формуле $\Xi_n = \%Cr + 3,3$

$\%Mo + X \%N$ (коэффициент X - по данным разных исследователей, имеет значения от 16 до 30) показывает, что химический состав пл. 1 и 2 должен обеспечить высокое сопротивление этих сплавов образованию питтингов. Полученный у стали типа 05X22AG15H8MФ (пл.1 и 2) уровень механических свойств, немагнитности и расчётное сопротивление питтинговой коррозии удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалу для ряда высоконагруженных изделий низкотемпературной техники. Для массового применения более перспективны экономнолегированные Cr-Mn-Ni-N стали с пониженным содержанием Ni и Mn.

Структура и свойства экономнолегированных Cr-Mn-Ni-Cu-N- сталей.

С целью создания экономнолегированной коррозионно-стойкой в **биоактивных средах**, высокопрочной, криогенной, свариваемой стали – эффективным является комплексное легирование азотом, медью и молибденом. Медь оказывает положительное влияние на прочность, коррозионные свойства, она превосходит никель по биосовместимости. Медь по сравнению с никелем может оказывать в 3 раза большее влияние на величину ЭДУ и как следствие на пластичность и вязкость при криогенных температурах. Изучено влияние меди на свойства Cr-Mn-Ni-Cu-N с пониженным содержанием никеля и марганца (таб. 3).

Таблица 3 – Химический состав исследуемых сплавов.

Сталь	C	N	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Cu	Al	P	S
09X19AG10H6M	0,09	0,31	18,70	6,13	10,12	0,23	1,68	0,01	<0,005	0,011	<0,005
09X19Г10Н6МАД2	0,09	0,35	19,20	6,05	10,10	0,21	1,69	2,05	<0,005	0,014	<0,005

Рассчитана и построена (с использованием программы Thermo-Calc) диаграмма фазовых равновесий сплавов 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2 (рис. 3).

Легирование исследованных сталей медью повышает температурный интервал обработки в области γ -фазы (таб. 4). Медь оказывает положительное влияние на прочность (таб. 5, 6). Листы медьсодержащей стали после прокатки при 1150-1100°C с обжатию 35% имеют однофазную аустенитную структуру (таб. 5), низкую скорость коррозии (таб. 7), высокую прочность при +20°C (таб. 5) и ударную вязкость при -196°C (таб. 6), что позволяет использовать медьсодержащих стали для высоконагруженных изделий криогенной техники. Разработанные режимы термопластической деформации при ковке и прокатке показали высокую технологичность и возможность обработки на большинстве предприятий медьсодержащей стали 09X19Г10Н6МАД2. Изготовлена и испытана опытная партия листов толщиной 16, 8 и 4 мм из этой стали.

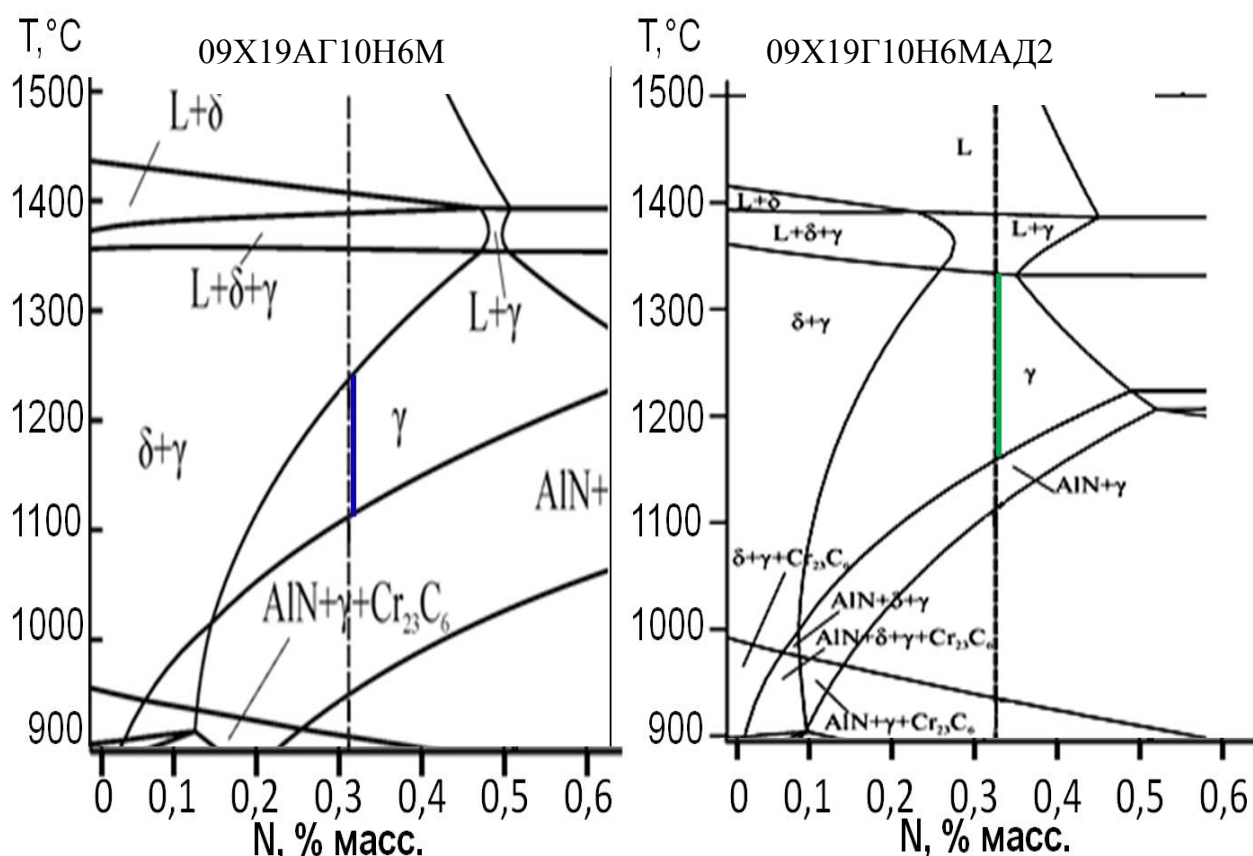


Рис.3 -Политермическое сечение диаграммы состояния системы Fe-C-Cr-Ni-Mn-Si-Al-Mo-N при постоянном содержании легирующих элементов, соответствующем сталям 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2.

Таблица 4- Рекомендованные температуры высокотемпературных обработок экспериментальных сталей 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2.

Сталь	Отжиг	Ковка	Горячая прокатка	Закалка
09X19AG10H6M	1200	1200	1150	1080
	—	—	—	—
	1150°C	1000°C	1080°C	1100°C
09X19Г10Н6МАД2	1200	1200	1150	1100
	—	—	—	—
	1150°C	1100°C	1100°C	1120°C

Таблица 5- Механические свойства, фазовый состав и размер зерна экспериментальных сталей 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2.

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Период решетки, Å	Фазовый состав*, %		Размер зерна, мкм
09X19AG10H6M	915	690	32	62	3,613	γ	100	13
09X19Г10Н6МАД2	950	730	29	59	3,620	γ	100	12

Таблица 6- Ударная вязкость экспериментальных сталей 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2 в при различных температурах испытаний.

Сталь	$T_{исп}, ^\circ C$	KCU, МДж/м ²
09X19AG10H6M	+20	2,92
	-100	2,25
	-196	1,56
09X19Г10Н6МАД2	+20	2,52
	-100	2,02
	-196	1,34

Таблица 7 - Коррозионная стойкость экспериментальных сталей 09X19AG10H6M и 09X19Г10Н6МАД2 и применяемой стали 08X18H10T.

Сталь	Скорость коррозии (в 3,5% NaCl), г/м ² ·год
09X19AG10H6M	0,0086
09X19Г10Н6МАД2	0,0015
08X18H10T	0,0058

Структура и механические свойства высокоазотистых Cr-Mn-Ni-сталей.

Изучена возможность использования в криогенной технике аустенитных сталей с содержанием азота более 0,6%. Результаты их испытаний показали, что с увеличением концентрации азота значительно снижается ударная вязкость при криогенных температурах (рис. 5).

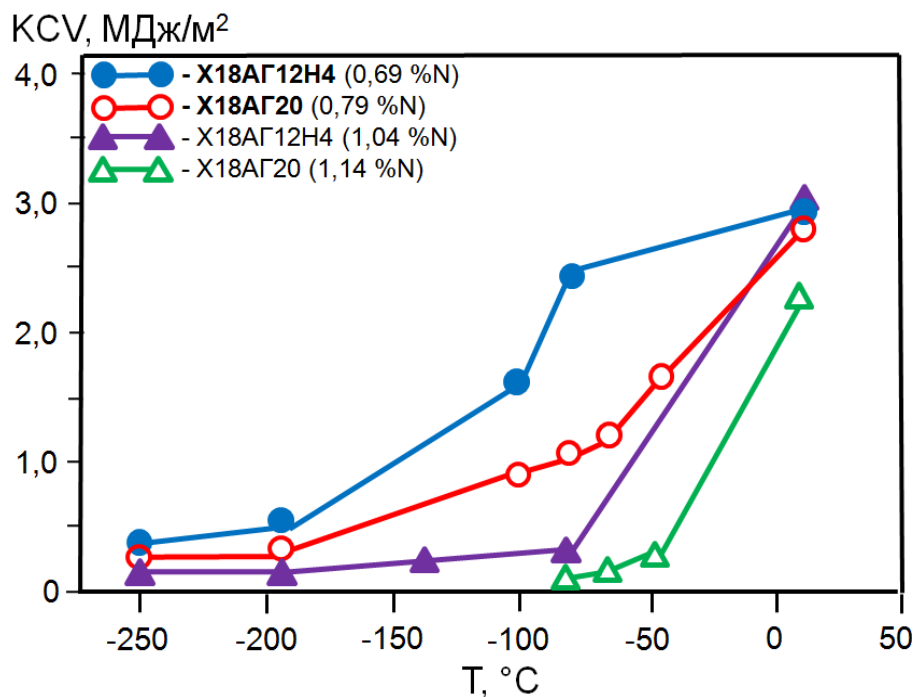


Рис.5 - Механические свойства высокоазотистых аустенитных сталей при низких температурах.

Стали X18AG12H4 (0,69% N) и X18AG20 (0,79% N) можно использовать только в качестве высокопрочного материала северного исполнения.

Изучено влияние режимов термической обработки на характеристики и механизмы разрушения при ударном нагружении высокоазотистой аустенитной стали 05X20Г10НЗАМФ с пониженным содержанием никеля. Показано, что сталь проявляет хладноломкость, свойственную материалам с объемно центрированной кристаллической решеткой. Используемые режимы термической обработки понижают температуру вязко-хрупкого перехода (T_C) ~ на 30°C: от -80 до -100÷115°C для образцов послековки и после закалки от 1100°C и нагрева 0,5 час. при 850°C, соответственно. Более длительный нагрев (6 час.) после закалки приводит к повышению T_C до -80°C. Повышенными характеристиками ударной вязкости (255 Дж/м²) и трещиностойкости (288,4 Дж/м²) на стадии зарождения трещины обладает сталь после закалки от 1100°C. Влияние радиуса вершины надреза на ударные свойства исследуемой стали незначительно. Анализ диаграмм ударного разрушения показал, что закалка от 1100°C и последующий нагрев 0,5 и 6 час. при 850°C исследованной стали приводят к значительному увеличению работы распространения трещины, наиболее высокие значения (164,4 Дж) работы распространения трещины имеет сталь в состоянии после закалки от 1100 °C. Показано, что основным механизмом разрушения в интервале вязко-хрупкого перехода стали после закалки от 1100°C и нагрева при 850°C является образование ГЦК-фасеток внутризеренного разрушения, сдвиговых и плоских ямок, языков сдвига и фасеток межзеренного разрушения. Предложена модель образования ГЦК - фасеток скола в аустенитных сталях, связанная с предшествующим разрушению легким скольжением стали под действием низкого напряжения сдвига и развитием разрушения при напряжении, меньшем предела текучести материала. Высокоазотистая аустенитная нержавеющая сталь 04X20H6Г11М2АФБ в горячекатанном при 1100-900°C и закаленном от 1100°C состояниях обладает достаточно высокой трещиностойкостью. После закалки от 1100°C значения трещиностойкости K_{IC}^* горячекатанной стали снижаются на 11,8 %. Снижение трещиностойкости горячекатанной стали после закалки в значительной мере связано с уменьшением плотности дислокаций и количества деформационных двойников. Анализ изломов образцов после прокатки и после закалки показал, что характер разрушения стали вязкий, однако после закалки на участке стабильного роста трещины появляются области

малоэнергетического разрушения, близкие к квазисколу.

Увеличение содержания азота более 0,4% повышает прочность Cr-Mn сталей, однако приводит к повышению T_x и существенному снижению ударной

вязкости (рис. 6). При легировании Cr-Mn стали 2-4% Ni повышается ЭДУ от 14 до 20 МДж/м² и снижается T_x от -110 до -160°C (рис. 7). Увеличение содержания никеля до 5 – 8% приводит к повышению ЭДУ до 26 - 32 МДж/м² и ударной вязкости при криогенных температурах. Результаты проведенных исследований показали значительное повышение прочности при +20°C и удовлетворительной пластичности и ударной вязкости при -196°C достигаются: у Fe-Ni сплавов со сверхравновесным содержанием азота, а у Cr-Mn-Ni сталей с равновесным, высоким (0,5 – 0,6%) азота.

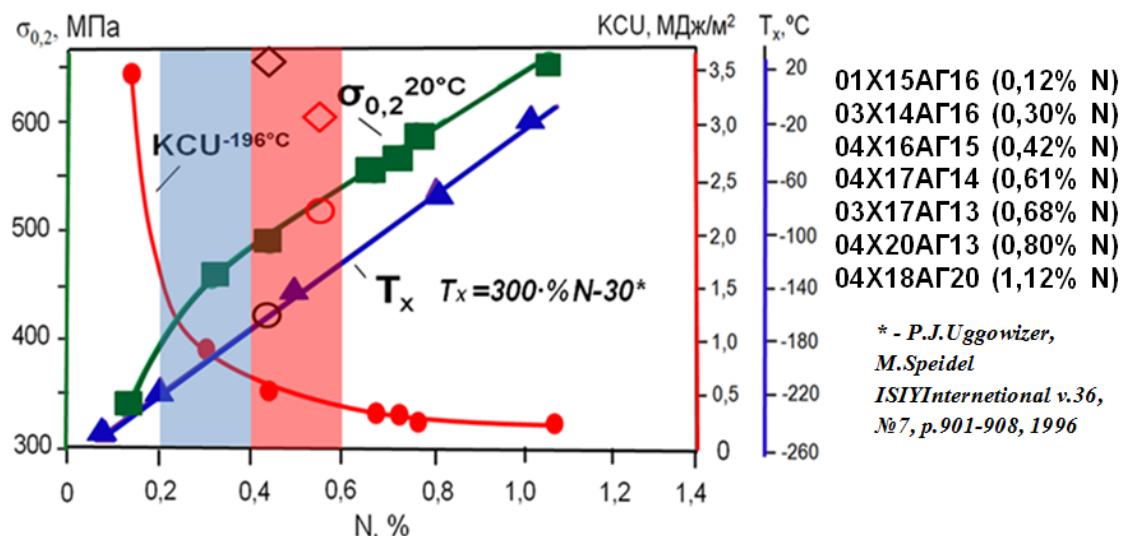


Рис.6 – Влияние содержания азота на механические свойства и T_x Cr-Mn аустенитных сталей.

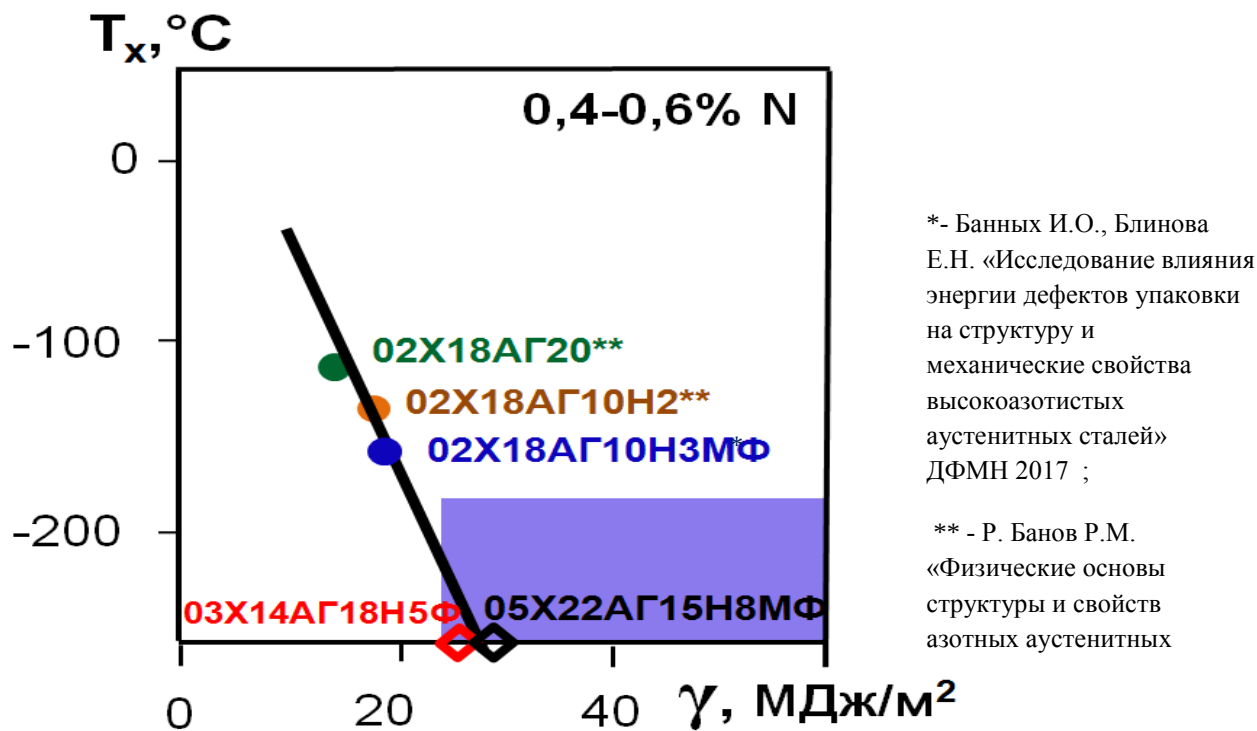


Рис. 7 – Взаимосвязь энергии дефектов упаковки (γ) и температуры хладноломкости (T_x) в Cr-Mn-Ni-N аустенитных сталях.

В третьей главе приведены экспериментальные данные по влиянию термической обработки и пластической деформации на структуру и механические свойства аустенитных Cr-Mn-Ni-V-N сталей, значительное упрочнение у которых достигнуто за счет повышенной концентрации азота в γ -твердом растворе или выделения при старении дисперсных частиц нитридов ванадия.

Изучена возможность применения для изделий криогенной техники высокоазотистой стали 05X22AG15H8MF в литом состоянии. В результате общих закономерностей формирования литой структуры показано, что в процессе получения отливки из этой стали формируется тонкостолбчатая дендритная структура (рис. 8. а).

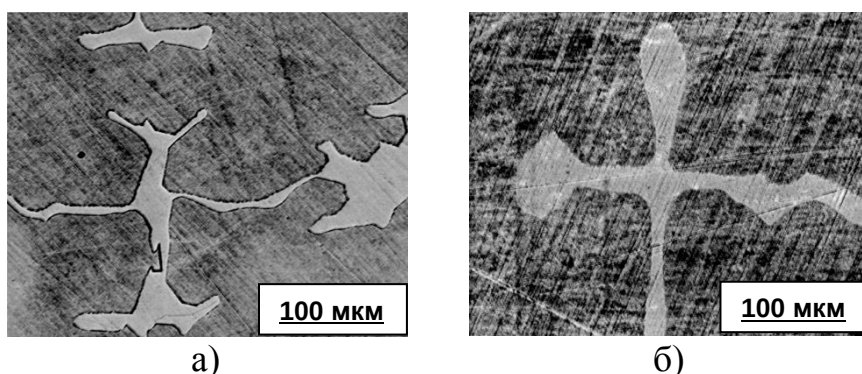


Рис. 8 -Микроструктура заготовок литого сплава 05X22AG15H8MF:

а) -без термической обработки, б) -после отжига при 1200°C -3ч.

По данным электронной микроскопии для субструктуры аустенита литой стали после закалки от 1100°C характерно наличие: малоугловых границ, которые фрагментируют крупные аустенитные зерна; дислокационных скоплений небольшой плотности около малоугловых границ; волнистых границ зерен и небольшого количества дисперсных выделений на границах зерен. В литой структуре дендриты и междендритное пространство представляют собой аустенит разного химического состава, по данным микрорентгеноспектрального анализа. Дендриты, по сравнению с междендритными пространствами, обогащены хромом и молибденом и имеют большую микротвердость. После закалки от 1100°C эта разница уменьшается незначительно. Гомогенизирующий отжиг при 1200°C в течение 3 ч с последующей закалкой от 1100°C обеспечивает значительное уменьшение дендритной ликвации и разницы микротвердости в дендритах и междендритных пространствах. После этой термической обработки тонкие ветви дендритов частично или полностью растворяются, оконечности дендритов приобретают глобулярную форму (рис. 8 б).

После испытаний на растяжение изломы образцов литой стали имеют квазивязкий характер разрушения. Присутствуют большие плоские участки предположительно соответствующие междендритным областям, по которым прошло хрупкое разрушение, и более вязкие крестообразные участки,

предположительно соответствующие осям дендритов. После гомогенизирующего отжига стали при 1200°C и закалке от 1100°C характер разрушения становится вязким, с образованием мелких и крупных ямок. Результаты механических испытаний литой стали 05X22АГ15Н8МФ после этой обработки (таб. 11) показали значительное преимущество ее по уровню прочности, пластичности и вязкости по сравнению с применяемыми для изготовления литых деталей сплавами: Бр.ОЦ 8-4, Бр.АЖН 10-4-4, ВТ 19 и 08Х18Н10Т.

Таблица 11- Механические свойства литой стали 05X22АГ15Н8МФ.

Термообработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU ⁻¹⁹⁶ , МДж/см ²
-	445	476	9	12	0,1
Закалка 1050°C	382	643	51	68	0,3
Закалка 1100°C	369	610	54	65	0,9
Отжиг 1200°C +Закалка 1100°C	437	820	48	77	1,17

Уровень прочности высокоазотистых аустенитных сталей существенно зависит от температуры закалки и пластической деформации на примере сталей с 0,51% N 06X21АГ14Н7МФ и 07X21АГ16Н8МФ показано, что повышение температуры нагрева стали под закалку от 900 до 1300°C приводит к снижению прочности при повышении пластичности и ударной вязкости (рис. 9).

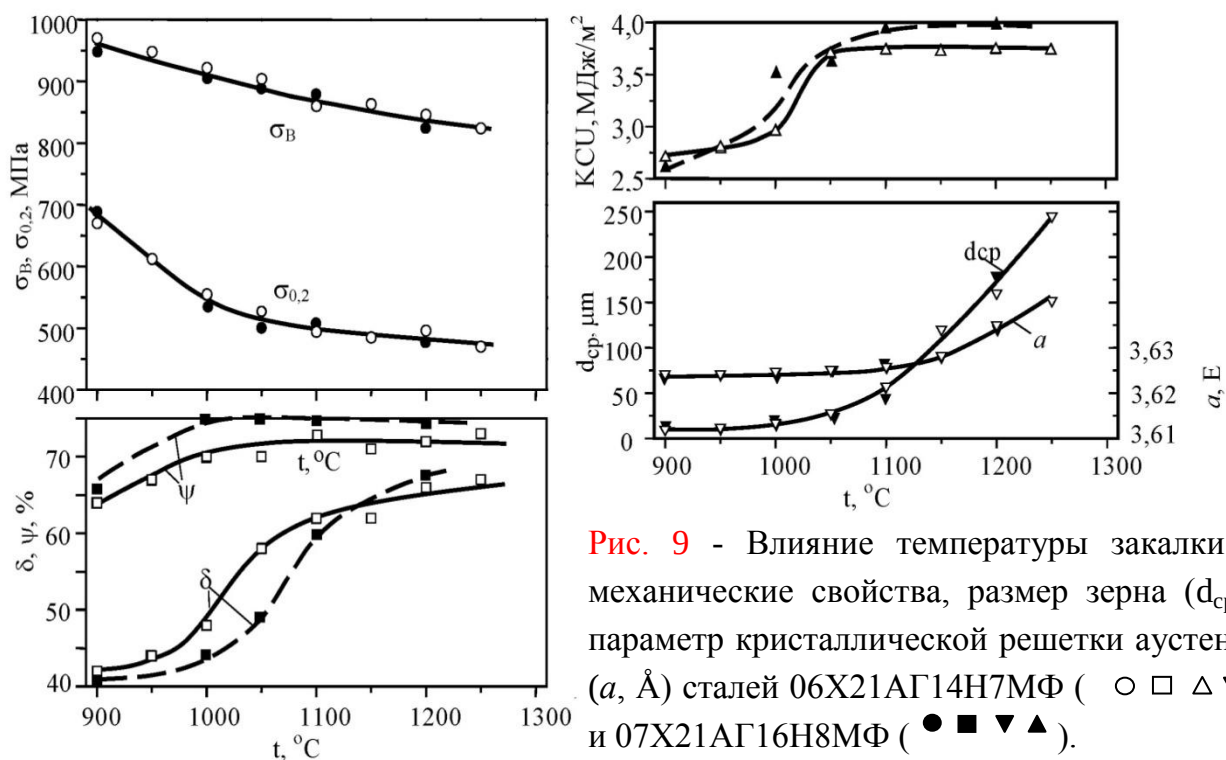


Рис. 9 - Влияние температуры закалки на механические свойства, размер зерна (d_{cp}) и параметр кристаллической решетки аустенита (a , Å) сталей 06X21АГ14Н7МФ ($\circ$ $\square$ $\triangle$ ∇) и 07X21АГ16Н8МФ ($\bullet$ $\blacksquare$ $\blacktriangle$ $\blacktriangledown$).

У сталей 06X21АГ14Н7МФ и 07X21АГ16Н8МФ после закалки от 900-950°C наблюдали повышенную плотность дислокационных скоплений и клубков,

формирующих в некоторых местах ячеистую субзеренную структуру, большое количество дисперсных нитридов Cr_2N . Значительное снижение $\sigma_{0,2}$ и повышение δ , ψ и КСЧ у этих сталей после закалки выше 1100°C связано с интенсивным развитием процесса рекристаллизации наклепанного аустенита и возникновением чистых бездефектных рекристаллизованных зерен при сохранении в структуре небольшого количества нитридов Cr_2N . Нагрев сталей при $1150 - 1250^\circ\text{C}$ приводит к росту зерна и периода кристаллической решетки аустенита (рис. 9) в результате интенсивного растворения нитридов. Лучшее сочетание высокой прочности и высокой пластичности и ударной вязкости стали имеют после закалки от $1050 - 1100^\circ\text{C}$.

Результаты исследования температуры прокатки стали 07X21AG16H8MФ с 0,51% N и 06X21AG14H7M2Ф с 0,51% N при 700, 800, 900, 1000 и 1100°C с обжатием (ϵ) от 10 до 90% показали, что степень деформации оказывает существенное влияние на температуру начала рекристаллизации (T_p^H). При $\epsilon = 20\%$ $T_p^H - 1100^\circ\text{C}$, при $\epsilon = 40\%$ $T_p^H - 1000^\circ\text{C}$. При дальнейшем увеличении ϵ объемная доля рекристаллизованных зерен при температуре деформации 1100°C составляет около 40%. После прокатки при $950 - 1000^\circ\text{C}$ с $\epsilon - 70\%$ у исследованных сталей при $+20^\circ\text{C}$ достигается сочетание высокой прочности ($\sigma_{0,2} = 1238 - 1258$ МПа и $\sigma_b = 1314 - 1335$ МПа) и повышенной пластичности ($\delta = 30-32\%$, $\psi = 48-54\%$) в результате формирования фрагментированной структуры с высокой плотностью дислокаций. Однако при -196°C эти стали после такой обработки имеют низкую пластичность (δ и $\psi < 15\%$). Прокатка при 1050 и 1100°C приводит к снижению прочности и повышению пластичности. В изломах прокатанных при 950 и 1000°C ударных образцов, испытанных при температуре -70°C , наблюдали квазивязкое разрушение, состоящее из небольшого количества плоских участков и микротрещин. Прокатка при 1050 и 1100°C увеличивает количество вязкой составляющей в изломе. Закалка от $1000 - 1050^\circ\text{C}$ образцов, прокатанных при $950 - 1100^\circ\text{C}$, приводит к получению полностью вязкого разрушения.

Значительное упрочнение у аустенитных Cr-Mn-Ni сталей содержащих 0,4 – 0,45% C и 1,0 – 1,2% V или 0,3 – 0,5% N и 0,9 – 1,3% V, может быть достигнуто за счет выделения при старении дисперсных частиц карбидов или нитридов ванадия. В структуре стареющих аустенитных Cr-Mn-Ni сталей, упрочняемых дисперсными частицами VN, в процессе термической обработки, по границам зерен, не образуются карбиды хрома типа M_{23}C_6 , которые снижают коррозионную стойкость и ударную вязкость при низких температурах.

Легирование стали молибденом в количестве около 1,5% существенно улучшает показатели прочности и пластичности в результате увеличения

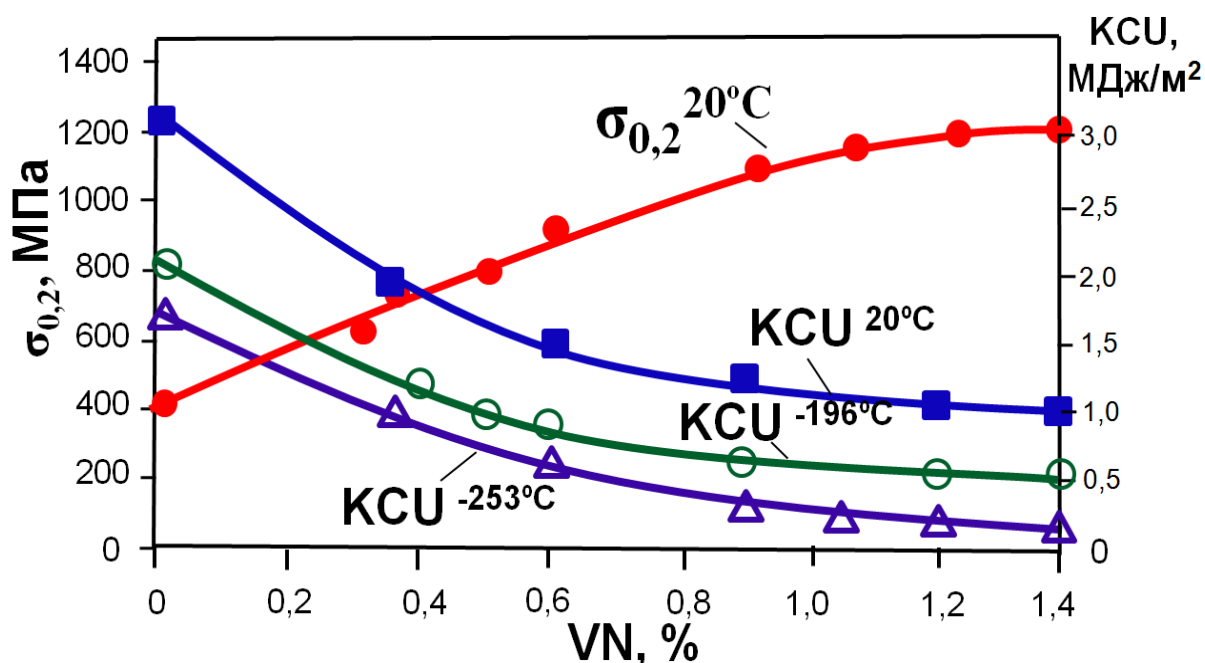


Рис. 10 - Изменение механических свойств в зависимости от объемной доли VN.

дисперсности и равномерности распределения нитридов по объему аустенитных зерен (рис. 11). Наилучшее сочетание $\sigma_{0,2} = 730 - 800$ МПа при $+20^\circ\text{C}$ и ударной вязкости $KCV = 0,6 - 0,8$ МДж/м² при -196°C сталь 04X18Г18АН8Ф2М с содержанием (0,43% N, 1,4% V) имеет после закалки от 1170°C и старения при $650^\circ\text{C} - 5$ час, (рис. 10) при наличии в ее структуре 0,4-0,5 % дисперсных – 50-70Å частиц VN.

Дисперсионнотвердеющая сталь 04X18Г18АН8Ф2М после указанной термической обработки наиболее перспективна для высоконагруженных изделий криогенной техники.

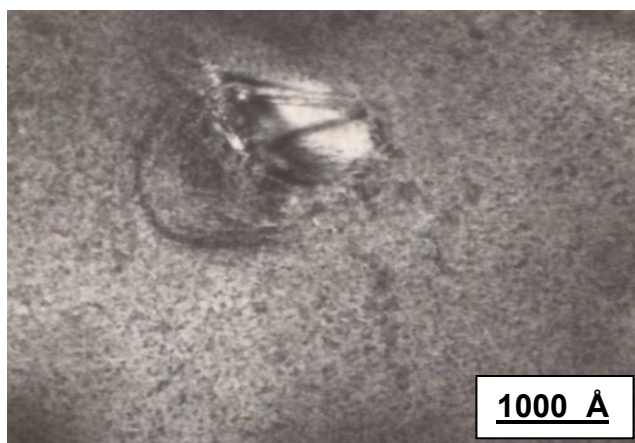


Рис. 11 - Структура стали 04X18Г18АН8Ф2М после закалки от 1170°C и старения при 650°C (5 час).

На основании проведенных исследований установлены оптимальные режимы упрочняющей обработки: 1 – закалка от $1050 - 1100^\circ\text{C}$ для нестареющей Cr

– Mn-Ni-Mo стали с 0,51%N и 0,2 – 0,3%V; 2 – закалка от 1170°C + 650°C 5 час для стареющей Cr-Mn-Ni-Mo стали с 0,43%N и 0,2 – 1,4%V.

В четвертой главе представлены результаты изучения циклической прочности, вязкости разрушения, особенностей усталостного разрушения, а также износостойкости и коррозионной стойкости высокоазотистых аустенитных Cr-Mn-Ni сталей и стареющих аустенитных Mn-Ni и Cr-Mn-Ni сталей упрочняемых карбидами VC и нитридами VN.

Низкотемпературные установки в процессе эксплуатации многократно запускаются в работу, давление в отдельных элементах в процессе службы изменяется. В этих условиях расчет по статической прочности недостаточно надежен. Уровень циклической прочности высокоазотистых сталей существенно зависит от их структурного состояния. В настоящей работе изучена циклическая прочность на примере стали 05X22AG15H8MФ с 0,55%N после горячей прокатки при 1100°C, закалки от 1150°C и закалки от 1150°C с последующим нагревом при 800°C в течение 1 и 10 ч. (рис. 12). Показано, что максимальную долговечность и более высокий предел выносливости (400 МПа) имели образцы, у которых в процессе прокатки при 1100°C формируется мелкозернистая аустенитная структура с большим количеством двойников и высокой плотностью дислокаций. У образцов после закалки от 1150°C с крупнозернистой структурой достигается меньший предел выносливости (345 МПа) (рис. 12).

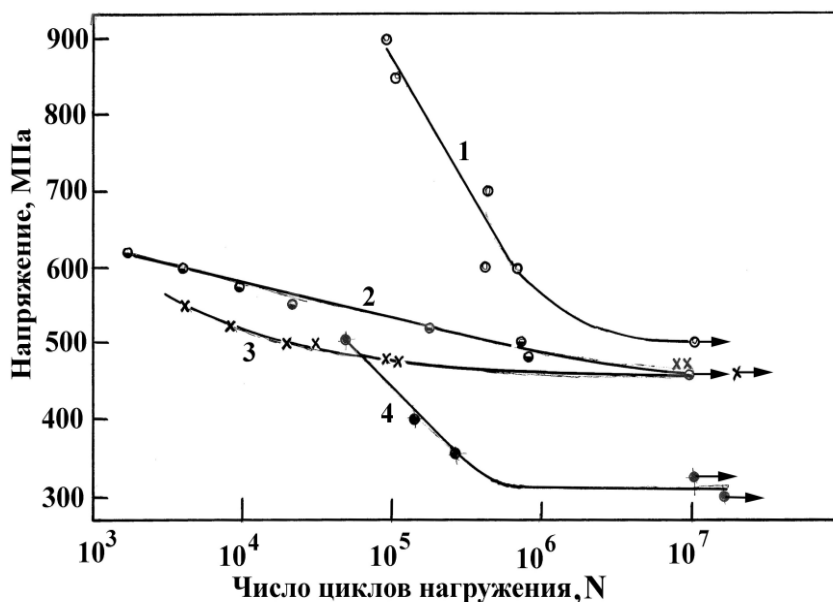


Рис. 12 - Кривые усталости гладких и надрезанных образцов стали 05X22AG15H8MФ: 1-3 - гладкие образцы ; 1 – прокатка 900°C , ϵ - 40% , 2 – закалка 1100°C , 3 - закалка 1100°C + старение 500°C - 10 ч., 4 – образцы с

Фрактографические исследования усталостного разрушения стали 05X22AG15H8MФ показали, что зарождение усталостной трещины практически во всех случаях происходит в углах ребер плоских образцов по сдвиговому

механизму. Распространение усталостной трещины в образцах после горячей прокатки и закалки связано с образованием усталостных бороздок с частичным растрескиванием металла у вершины распространяющейся трещины. Статический долом связан с вязким ямочным разрушением. Нагрев после закалки приводит к резкому увеличению размера зерна и, как следствие, к смешанному механизму распространения усталостной трещины (внутризеренному и межзеренному). Ускоренный рост усталостной трещины и статический долом связаны с межзеренным разрушением. Зарождение усталостной трещины практически во всех случаях происходит в поверхностных слоях по сдвиговому механизму, а распространение усталостной трещины связано с образованием квазивязких усталостных бороздок с частичным растрескиванием металла у вершины распространяющейся трещины. Исследование усталостной прочности после закалки, закалки и старения, прокатки с суммарным обжатием 40%, показало, что максимальная долговечность и более высокий предел выносливости (500 МПа) наблюдается у образцов после прокатки. Образцы после закалки и после закалки и старения имеют практически одинаковый предел выносливости, однако ограниченная долговечность больше у образцов после закалки. Концентрация напряжения снижает предел выносливости образцов после прокатки с 500 МПа (гладкие образцы) до 300 МПа (образцы с V - образным надрезом). Коррозионная среда в случае закаленных образцов не снижает циклическую прочность, а некоторое ее увеличение, по - видимому, связано с охлаждением поверхности образцов коррозионной средой.

В отечественной литературе отсутствуют сведения о поведении стареющих аустенитных сталей при циклическом нагружении в области низких температур. В настоящей работе изучены особенности низкотемпературного разрушения сталей под действием циклических нагрузок. После испытаний образцов сталей 40Г18Н13Ф и 35Х14Г16Н10Ф при повторно-статических нагрузках были построены кривые малоциклового усталости. Все кривые усталости состоят из двух участков: квазистатического разрушения с образованием шейки в месте излома и участка усталостного разрушения. В процессе испытания при высоких напряжениях обе стали накапливают значительную пластическую деформацию приводящую к разрушению. По мере повышения уровня напряжений интенсивность накопления пластической деформации падает, что приводит к переходу от квазистатического к усталостному разрушению. При температуре испытания +20°C стали 40Г18Н13Ф и 35Х14Г16Н10Ф характеризуются при одном напряжении примерно одинаковым сопротивлением усталостного разрушения. Например при напряжении 800 МПа обе стали имеют долговечность примерно 1,1

х 10^4 цикла. Переход от квазистатического разрушения к усталостному происходит для этих сталей после циклического нагружения $4,5 \times 10^3$ цикла. Сталь 35X14Г16Н10Ф характеризуется несколько большим значением квазистатической прочности по сравнению со сталью 40Г18Н13Ф. При напряжении 960 МПа, близком к пределу прочности сталей 40Г18Н13Ф и 35X14Г16Н10Ф долговечность их составляет соответственно 50 и 2600 циклов. Большая долговечность Cr-Mn-Ni стали по сравнению с Mn-Ni сталью связана с наличием в первой стали 15% хрома, который существенно упрочняет твердый раствор. Для стали 40Г18Н13Ф после закалки от 1100°C переход от квазистатического разрушения к усталостному достигается при меньших напряжениях ($\sigma=700$ МПа), чем после старения после 650°C в течение 10 час. Снижение температуры испытания от +20 до -196°C приводит к увеличению на 35 – 50% показателей квазистатической прочности обеих сталей. При высоких напряжениях, близких к пределу прочности, состаренных сталей, переход от квазистатического к усталостному происходит после знакопеременного нагружения при -196°C в течение 1000 циклов. Значительное повышение циклической прочности стареющих аустенитных сталей в результате выделения дисперсных (50 – 70 Å) матричных частиц VN и VC достигается при малом межчастичном расстоянии (0.05 – 0,1 мкм), что препятствует развитию локальной пластической деформации, необходимой для зарождения и роста усталостной трещины. Наличие в структуре этих сталей крупных частиц карбидов $M_{23}C_6$ или нитрида Cr_2N , расстояние между которыми существенно превышает размер зоны пластической деформации, необходимой для распространения усталостной трещины. Упрочнение стали за счет дисперсных карбидных или нитридных частиц дает основной вклад в повышение циклической прочности при комнатной температуре. При криогенных температурах сохраняется вклад дисперсионного твердения. Однако, большое влияние на повышение выносливости стали приобретает температурно-зависимое изменение сопротивления пластическому течению в аустенитной матрице, приводящее к возрастанию роли деформационного двойникования в результате снижения ЭДУ в аустените.

Достижение максимальной величины вязкости разрушения изученных сталей соответствует и максимальное значение предела усталости. Для изученных сталей соблюдается линейная зависимость между K_{IC} и σ_{-1} . Вязкость разрушения при низких температурах и $\sigma_{0,2}$ связана между собой зависимостью с максимумом. Например, у стали 40Г18Н13Ф увеличение продолжительности старения при 650°C до 5 – 7 час; обуславливающая получение при -196°C $\sigma_{0,2}=900 – 950$ МПа, приводит к росту K_{IC} . При дальнейшем повышении $\sigma_{0,2}$ K_{IC} снижается. Увеличение

объемной доли дисперсных частиц VC или VN у изученных сталей до 0,5 – 0,6 масс.% сопровождается ростом K_{1C} при -196°C . Развитию процесса коалесценции частиц соответствует уменьшение K_{1C} .

В связи с тем, что некоторые детали криогенной техники работают в условиях сухого трения скольжения в настоящей работе изучена **износостойкость** стали 05X22AG15H8MФ с 0,55%N. Наибольшей износостойкостью обладает эта сталь после закалки от 1100°C с отпуском в 800°C в течение 1 часа. Скорость износа существенно зависит от деформационного упрочнения высокоазотистого аустенита, образования мартенсита деформации в тонких поверхностных слоях и наличие твёрдых частиц – нитридов, типа Cr_2N . По износостойкости эта сталь превосходит сталь X18H10T. С увеличением нагрузки, времени длительности испытания, скорости оборотов износостойкость стали 05X22AG15H8MФ уменьшается. При нагрузке на образец 0,5 кг и скорости вращения контртела 460 об/мин потеря массы образцов после испытания практически одинаковая. С увеличением скорости вращения контртела от 460 до 1160 об/мин при нагрузках на образец 0,5 и 1,0 кг для стали X18H10T и 0,5 кг для стали 05X22AG15H8M2Ф получена линейная зависимость потери массы образцов от времени испытания на износ.

Многие конструкции криогенной техники работают в агрессивных средах. Испытания на **общую коррозию** высокоазотистой стали 05X22AG15H8MФ показали, что эта сталь после закалки и пластической деформации не склонна к общей коррозии (средняя скорость коррозии составляла $0,1 - 0,4 \text{ мг/м}^2\text{ч}$). Сталь не проявляет склонности к МКК после закалки и имеет высокое сопротивление питтинговой коррозии в 6% растворе FeCl_3 ($1,6 \text{ мг/см}^2\text{сут}$). В литературе отсутствуют сведения о влиянии величины и знака поверхностных напряжений на скорость коррозии. Изучена коррозионная стойкость в водных растворах серной и соляной кислот выпуклых и вогнутых сторон изогнутых холоднокатаных пластин из 05X22AG15H8MФ. Исследование весовым методом скорости коррозии в 2 н растворе серной кислоты с добавлением 1н. KCl показали, что в течение 5-6 минут для обеих сторон изогнутой пластины проявляется общая тенденция к увеличению массы, сменяющаяся затем ее уменьшением. На растянутой стороне пластины в течение 40 минут растворение идет быстрее ($3 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$), чем на сжатой ($2 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$). Изучение скорости коррозии на двух сторонах изогнутой пластины, оцениваемое по изменению объема водорода, выделившегося на единице площади пластины, при выдержке в 23%-ом растворе соляной кислоты показало, что как и в случае весового метода, скорость растворения при растягивающем напряжении (выпуклая сторона) была больше, чем при сжимающем.

В пятой главе приведены результаты изучения технологичности при сварке, обработке резанием и высокотемпературной пластической деформации высокоазотистых аустенитных сталей. В известных свариваемых аустенитных сталях при повышенном содержании азота (более 0,25 – 0,30%) увеличивается вероятность порообразования в сварном шве, что не позволяет повышать содержание азота более 0,3%. В настоящей работе изучена структура и свойства сварных соединений на примере стали 05X22АГ16Н8М с 0,55% N. Показано, что в процессе нагрева ее течение 1 ч. при критической температуре 800°С формируется аустенитная структура, не содержащая σ - фазу и δ - феррит, с небольшим количеством преимущественно по границам зерен нитридов типа Cr_2N . После такого нагрева сталь сохраняет высокую ударную вязкость ($KCU = 3,0 \text{ МДж/м}^2$), несмотря на относительно небольшое ее снижение. Нагрев при 800°С длительностью 10 и 100 ч. приводит к резкому снижению ударной вязкости из-за образования σ - фазы и нитридов хрома по механизму прерывистого распада. Исследована стабильность аустенита стали 05X22АГ16Н8М в зоне термического влияния сварного соединения. Показано, что в результате нагрева до 1200°С и медленного охлаждения с печью выделяется небольшое количество нитридов хрома. После такой обработки у стали сохраняется высокая ударная вязкость ($KCU = 3,3 \text{ МДж/м}^2$), свидетельствующая о ее высокой устойчивости аустенита против прерывистого распада при охлаждении металла в интервале температур 900 – 600°С. Установлена оптимальная температура нагрева под закалку 1100°С основного металла стали 05X22АГ16Н8М и 05X22АГ15Н8М2Ф. После такой закалки стали имеют аустенитную мелкозернистую структуру с небольшим количеством нитридов Cr_2N и хорошее сочетание механических свойств при +20°С ($\sigma_{\text{в}} = 860-880 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 495-520 \text{ МПа}$, $\delta = 60-62\%$, $\psi = 72-75\%$, $KCU = 3,7-4,0 \text{ МДж/м}^2$) и -196°С ($KCU = 2,9 \text{ МДж/м}^2$)(таб.12).

Исследование структуры металла сварных швов стали 05X22АГ16Н8М показало, что ее структура неоднородная. У линии сплавления шва формируется ячеистая структура, в центральной части шва – дендритная или ячеисто-дендритная. В зоне термического влияния присутствуют две зоны с различной структурой: 1 – около шовная, где наблюдается рост зерна и 2 – зона, в которой выделяются нитриды. Азот равномерно распределен в шве и зоне термического влияния (рис. 13). В металле шва поры отсутствуют и по сравнению с основным металлом в нем пониженное содержание азота, хрома и марганца. По уровню прочности и ударной вязкости сварные соединения горячедеформированных (послековки и прокатки) образцов сталей 05X22АГ16Н8М и 05X22АГ15Н8М2Ф превосходят в 1,6-1,8 раза применяющиеся стали 07X13Г20АН4 и 03X20Н16АГ6.

Таблица 12 - Влияние режимов сварки на механические свойства стали 05X22АГ15Н8МФ.

Сталь	Сварочные материалы	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	$KCU^{-196^{\circ}C}$, МДж/м ²
05X22АГ15Н8МФ	св-05X22АГ16Н8МФ Аргон	640	855	24	43	2,1
	св-05X22АГ16Н8МФ флюс АНК-67	625	890	29	45	1,9
	св-05X22АГ8Н18МВ2 флюс АНК-67	685	930	27	40	1,2
03X20Н16АГ6	св-01X19Н15АГ6М2В2 флюс АН-26	375	650	39	49	1,7
	св-01X19Н18Г10АМ4 аргон	410	665	34	41	2,1
	св-01X19Н18Г10АМ4 флюс АН-5	390	660	49	71	2,9
	св-01X15Н9АГ6М флюс АН-26С	390	685	43	57	1,9

Закалка от 1100°С стали 05X22АГ15Н8М2Ф до или после сварки повышает энергию, затрачиваемую на зарождение, распространение и полную работу разрушения при испытании образцов на ударную вязкость при температурах + 20 и –196°С (таб. 13).

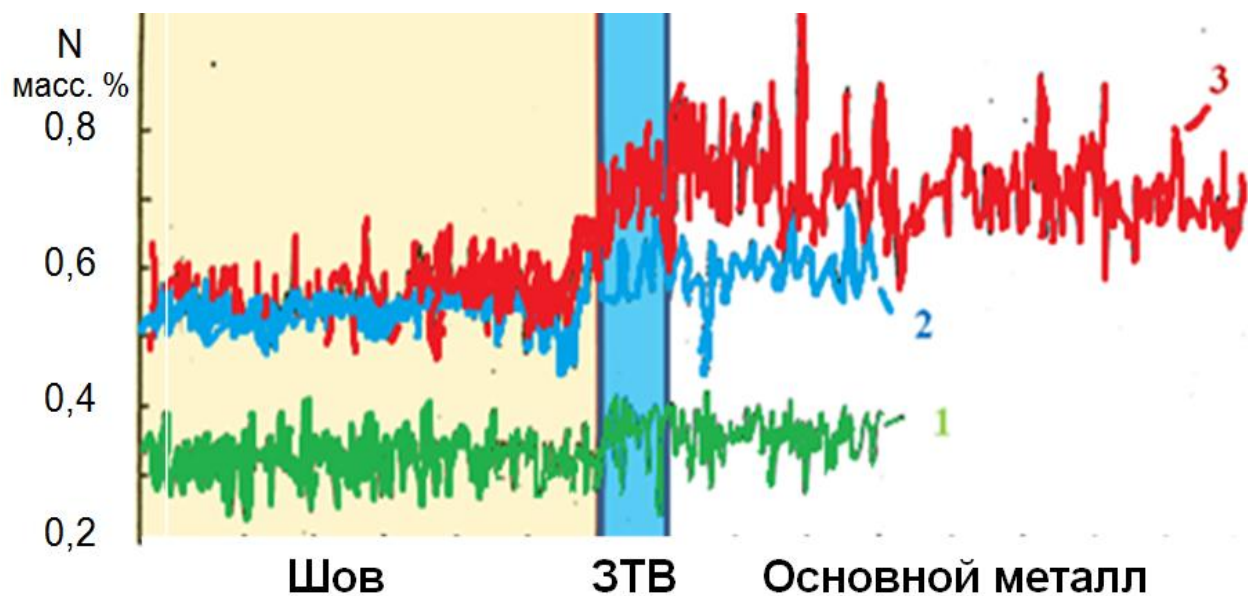


Рис. 13 – Распределение азота в сварном шве сталей с:

1-0,36 %N; 2 – 0,51%N, 3 – 0,73% N.

Таблица 13 – Влияние термической обработки и сварки на трещиностойкость стали 05X22АГ15Н8МФ.

Обработка стали 05X22АГ15Н8МФ	Работа зарождения трещины, Дж	Работа роста трещины, Дж
сварка	61,4	90,6
закалка + сварка	64,6	99,4
сварка + закалка	89,7	147,3
закалка + сварка + закалка	122,6	154,4

Изучено поведение стали и ее сварных соединений в условиях малоциклового нагружения при температурах +20 -196°С. Испытания образцов при повторных статических нагрузках показали, что долговечность образцов изготовленных из основного металла при напряжениях 840 МПа составляет $1,5 \times 10^4$ цикла, при напряжении 940 МПа (близком к пределу прочности) – $5,2 \times 10^3$ циклов. По долговечности в условиях циклических напряжений применяемая свариваемая сталь 03X13АГ19 с 0,25 – 0,3% N уступает новой стали 05X22АГ15Н8МФ с 0,55% N. Испытания основного металла при температуре -196°С показали, что при напряжении 1725 МПа долговечность его составляет $4,9 \times 10^3$ циклов. При напряжении 1880 МПа, близком к пределу прочности, она $1,5 \times 10^3$ циклов, а для стали 03X13АГ19 - при напряжении 1100 МПа долговечность составляет 10^3 циклов. Сварные соединения стали 05X22АГ15Н8МФ по долговечности уступают основному металлу. При 20°С и напряжении 780 МПа долговечность образцов, изготовленных из сварного соединения, составляет $1,0 \times 10^4$ циклов, а при напряжении 880 МПа – $3,8 \times 10^2$ циклов. При -196°С и напряжении 1450 МПа долговечность сварных образцов составляет $8,1 \times 10^3$ циклов.

В настоящей работе впервые изучена **обрабатываемость резанием** аустенитных сталей с содержанием азота более 0,3%. На примере стали 05X22АГ15Н8МФ при точении без охлаждающей жидкости исследована структура поверхностных слоев заготовок (рис. 14). Стойкость резцов в процессе точения заготовок высокоазотистой стали 05X22АГ15Н8МФ показало, что в его поверхностном слое глубиной около 5 мкм формируется текстурированная структура, которая представляет собой полосы скольжения, ориентированные относительно движения резца. Плотность полос скольжения и твердость участков в этом слое увеличиваются в направлении движения резца. Под этим слоем расположен второй слой толщиной 5-20 мкм с мелкозернистой аустенитной структурой с большим

количеством деформационных двойников и твердостью в 1,5-2 раза меньше по сравнению с первым слоем.

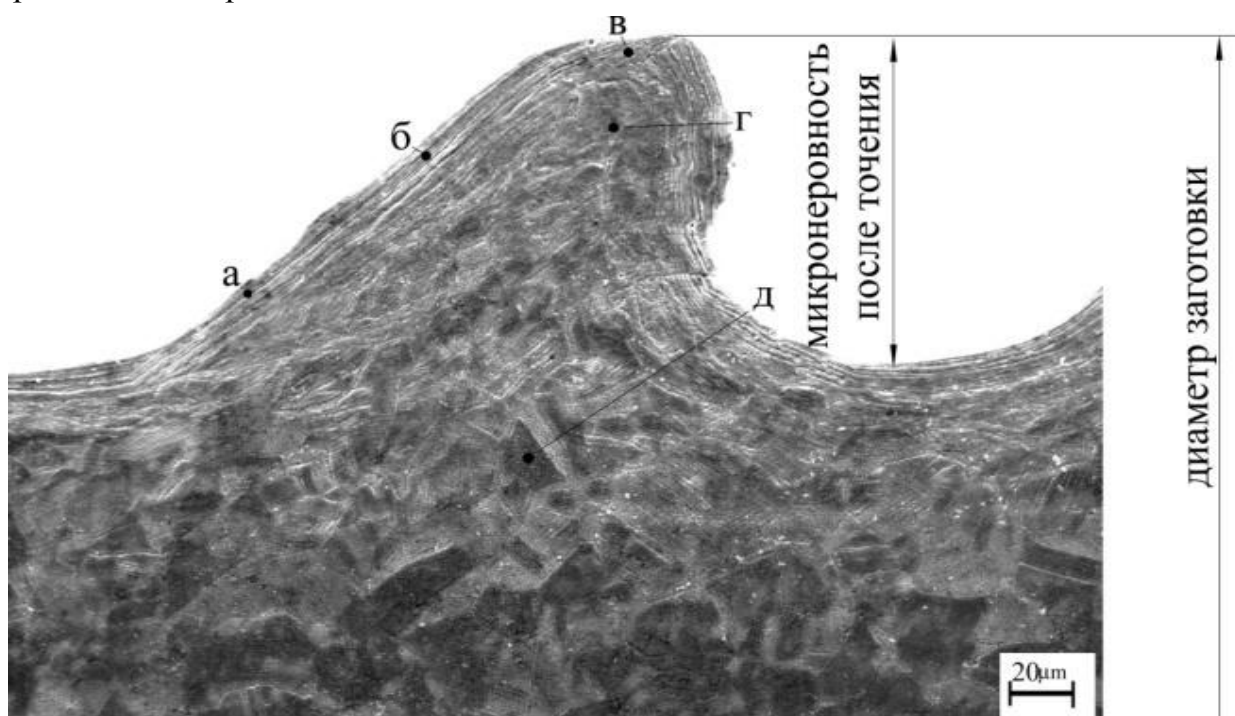


Рис. 14 – Микроструктура поверхностного слоя образца стали 05X22AG15H8MF после токарной обработки.

Точение стали 05X22AG15H8MF при низкой скорости резания ($v=9,5$ м/мин) затруднительно из-за образования большого нароста на режущей кромке резца, приводящего к его поломке (рис.15).

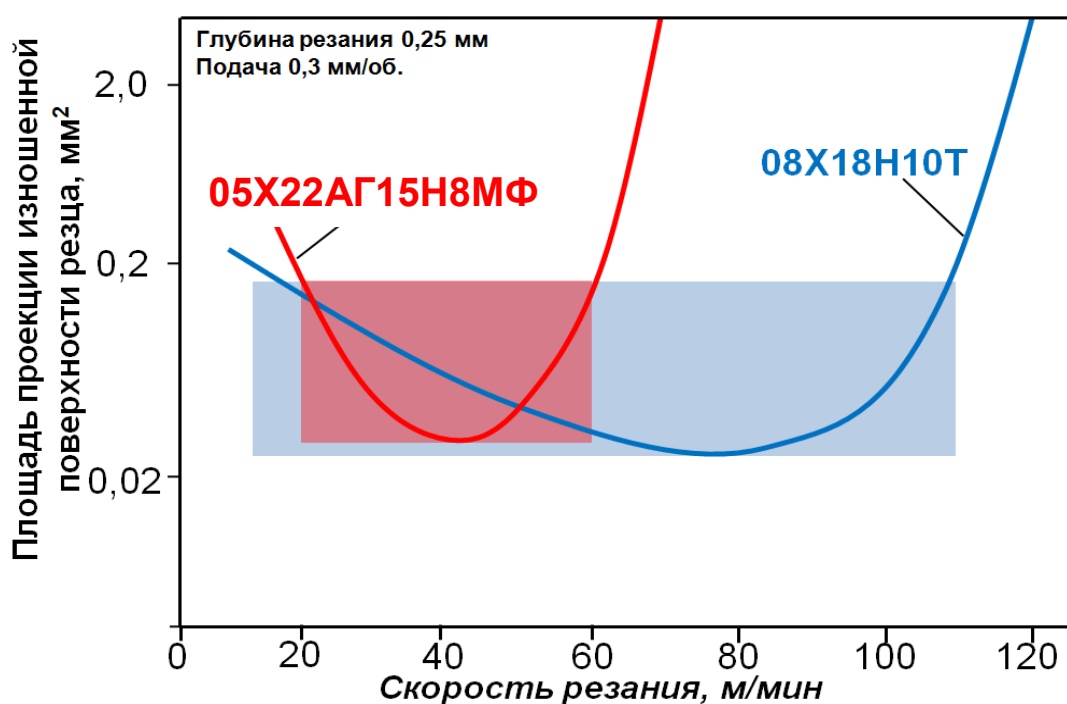


Рис. 15 – Зависимость износа резца от скорости резания при токарной обработке сталей 05X22AG15H8MF и 08X18H10T.

Стойкость резцов значительно повышается в процессе точения этой стали при скорости резания 21-70 м/мин, глубине резания 0,25-0,75 мм и подачи 0,15-0,60 мм/об. При таких режимах точения отсутствует налипание металла на инструмент. При скорости резания более 70 м/мин обрабатываемость сплава резко снижается из-за повышения температуры в зоне резания. Стойкость резцов при точении кованных заготовок выше у сплава 05X22AG15H8M2Ф по сравнению со сталью 08X18H10T, что связано с большим поверхностным упрочнением второй стали в результате образования мартенсита деформации. После закалки от 1100°C сплав 06X22AG15H8M2Ф, аустенит которой максимально пересыщен азотом, по сравнению со сталью 08X18H10T хуже обрабатывается из-за высокого деформационного упрочнения высокоазотистого аустенита. Во всех структурных состояниях в поверхностном слое в результате точения формируется нанокристаллическая структура с размерами нанокристаллов от нескольких единиц до десятков нанометров. Субструктура поверхностного слоя характеризуется высокой плотностью дислокаций и крупных фрагментов аустенита с широкими субграницами и деформационными двойниками. Т.о. показано, что высокоазотистые стали обладают удовлетворительной обрабатываемостью при токарной обработке.

Для оценки **высокотемпературной технологической пластичности** стали 05X22AG15H8MФ, выплавленной на заводе «Электросталь», проведены испытания на растяжение и ударную вязкость в интервале температур 750-1250°C. Сталь имеет низкое сопротивление пластической деформации ($\sigma_{\text{в}}=24-10$ МПа), повышенные показатели пластичности ($\delta=70-44\%$, $\psi=57-84\%$) и вязкости ($KCU=0,65 - 0,78$ МДж/м²) в интервале температур 1160-1250°C (таб. 14).

При этих температурах не наблюдали образования горячих трещин при ковке и последующей прокатке заготовок. С целью определения критической степени деформации прокаткой при различных температурах, вызывающих образование горячих трещин, провели исследование клиновидных образцов, прокатанных при 700, 800, 900, 1000 и 1100°C. Результаты прокатки показали, что сталь обладает высокой стойкостью к образованию горячих трещин. После прокатки при указанных температурах с обжатиями от 10 до 90% за один проход через валки на поверхности образцов не наблюдали каких-либо дефектов в виде трещин, выкрашиваний или расслоения. Установлено, что изученная высокоазотистая сталь имеет низкое сопротивление пластической деформации, повышенные показатели пластичности и ударной вязкости в интервале температур 1100-1180°C. Пониженная пластичность и ударная вязкость при температурах ниже 1100°C связана с выделением нитридов Cr₂N, а при температуре выше 1180°C с

Таблица 14- Влияние температуры испытания на механические свойства стали 05X22AG15H8MФ.

Температура испытания, °С	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²
750	397	22	26,2	2,83
800	319	13,2	14,0	2,74
950	191	24,2	26,9	1,53
1000	117	45,6	41,3	1,25
1050	93	37,6	51,6	0,80
1100	50	73,2	62,2	0,74
1120	30	47,4	51,0	0,64
1160	24	70,6	56,7	0,76
1180	25	70,0	66,1	0,65
1200	16	44,8	65,8	0,73
1220	10	46,0	56,1	0,70
1250	10	44,0	83,7	0,78

ростом зерна аустенита и возможностью появления δ -феррита и σ -фазы. С учетом этих данных на заводе «Электросталь» разработана технология получения качественных кованных и катанных заготовок из стали 05X22AG15H8MФ.

При этих температурах не наблюдали образования горячих трещин при ковке и последующей прокатке заготовок. С целью определения критической степени деформации прокаткой при различных температурах, вызывающих образование горячих трещин, провели исследование клиновидных образцов, прокатанных при 700, 800, 900, 1000 и 1100°C. Результаты прокатки показали, что сталь обладает высокой стойкостью к образованию горячих трещин. После прокатки при указанных температурах с обжатиями от 10 до 90% за один проход через валки на поверхности образцов не наблюдали каких-либо дефектов в виде трещин, выкрашиваний или расслоения. Установлено, что изученная высокоазотистая сталь имеет низкое сопротивление пластической деформации, повышенные показатели пластичности и ударной вязкости в интервале температур 1100-1180°C. Пониженная пластичность и ударная вязкость при температурах ниже 1100°C связана с выделением нитридов Cr_2N , а при температуре выше 1180°C с

ростом зерна аустенита и возможностью появления δ -феррита и σ -фазы. С учетом этих данных на заводе «Электросталь» разработана технология получения качественных кованых и катанных заготовок из стали 05X22AG15H8MF.

В главе 6 сформулированы и обоснованы основные принципы легирования аустенитных сталей для тяжело нагруженных изделий криогенной техники. Для получения высокой прочности при комнатной температуре и вязкости при криогенных температурах химический составов Cr-Mn-Ni сталей должен обеспечивать:

- высокую растворимость азота в жидком металле (0,4 – 0,6%) и кристаллизацию без образования δ -феррита;
- стабилизацию аустенита по отношению к $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращениям при охлаждении и пластической деформации (по формуле Токемото $K = Ni + 0,46Mn + 11,8N + 12,6C + 0,65Cr + 0,35C$, эти превращения не происходят при $K \geq 24$ при охлаждении до -253°C и пластической деформации с $\epsilon \leq 15\%$ при $K \geq 32$);
- формирование ячеистой дислокационной структуры с ЭДУ 26 – 32 МДж/м² для сталей с 5 - 8% Ni, без образования карбидов $M_{23}C_6$, при $C/N \leq 0,12$ и прерывистого распада при легировании V для изменения механизма прерывистого распада на непрерывный;
- повышенный уровень прочности при $+20^\circ\text{C}$ и ударной вязкости при -253°C у аустенитных стареющих Cr-Mn-Ni-V сталей с углеродом или азотом достигается при наличии в их структуре наночастиц (50-80 Å) VC или VN в количестве 0,4 – 0,6 об.%;
- комплексное легирование стареющих Cr-Mn-Ni-V сталей Mo (повышающим дисперсность и равномерность распределения частиц VN или VC) и Nb (нитриды Nb измельчают зерно) улучшают их механические свойства;
- для аустенитных Cr-Mn-Ni сталей с твердорастворным упрочнением оптимальным содержанием является 0,5-0,6% N и 0,1-0,3% V, а для сталей с дисперсионным твердением наночастицами VN 0,3-0,4% N и 0,8 – 1,1% V;
- повышение прочности у высоконикелевых сплавов с низким коэффициентом теплового расширения (инваров) возможно при легировании их азотом, используя метод выплавки под давлением.

С использованием этих принципов легирования созданы новые стали обладающие большей прочностью по сравнению с применяющимися в криогенной технике (таб. 15).

Таблица 15-Новые стали, обработка, основные свойства и их применение.

Марка стали (%N)	Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа +20 °C	KCU, МДж/м ² -196 °C	Применение
02X18H12Г11АМФ (0,34%N)	Закалка 1150 °C + старение 650 °C - 10 ч	745	1,16	Детали криогенной техники
06X19H6Г10АД2М (0,28%N)	Прокатка 1150 °C, ε – 70%	650	1,15	Сварные конструкции для перевозки сжиженных газов
05X22АГ15Н8МФ (0,55% N)	Закалка 1100 °C	595	2,3	Сварные конструкции для перевозки сжиженных газов
04Н9АХ2 (0,15%N)	Закалка 850 °C + отпуск 550 °C -1 ч	879	1,1	Емкости для перевозки сжиженных газов
03Н27А (0,15%N)	Прокатка 1050 °C	360	1,8	Детали не изменяющие свои размеры при +100 ÷ -196 °C
02X17Н11Г3АФ (0,20%N)	Закалка 1200 °C + старение 700 °C - 2 ч	640	1,9	Трубы, сосуды
05X21АГ15Н8МФ-Л (0,55%N)	Закалка 1200 °C - 2 ч.	430	1,05	Для литых изделий в судо- и машиностроении, топливной промышленности

Из новых сталей, изготовленных на промышленном оборудовании, в Петербурге, Нижнем Новгороде и Подмоскowie проведены натурные испытания деталей. Результаты испытаний показали преимущество этих сталей по сравнению с применяемыми в настоящее время. По уровню прочности, пластичности и ударной вязкости литые детали из стали 05X22АГ15Н8МФ значительно превосходят аналогичные детали из нержавеющей сталей (рис. 16).



Рис. 16 - Литые задвижки изготовленные в ФГУП ЦНИИТС.

Изготовленная партия болтов и винтов имела превосходную коррозионную стойкость, отличный дизайн (рис. 17) и повышенные характеристики прочности, надежности и ресурса.



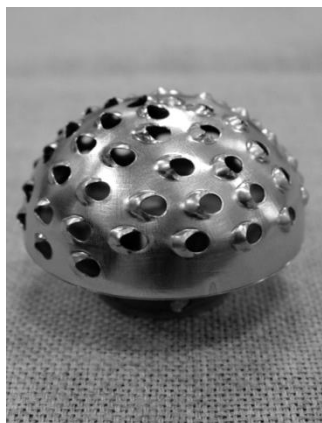
Рис. 17 – Крепеж изготовленный в ОАО «Нормаль».

По прочностным характеристикам болты из стали 05X22AG15H8МФ в 1,5-2 раза превосходят аналогичные изделия из высокопрочного титанового сплава BT16 (таб. 16).

Таблица 16 – Механические свойства высокопрочного крепежа изготовленного из стали 05X22AG15H8МФ.

Сплав	Усилие разрыва, кг	σ_b , кгс/мм ²	Усилие среза, кг	τ , кгс/мм ²
05X22AG15H8МФ	6100	166,66	2720	74,04
	6400	174,86	4720	93,95
	5400	147,50	4600	91,56
BT16	3980	108,74	3456	68,8
	3960	108,19	3230	64,3
	4200	114,75	3396	67,6

Медицинский инструмент (рис. 18) прошел проверки биологической безопасности (ГОСТ Р ИСО 10993), проверку коррозионной стойкости и износостойкости (ГОСТ 28684).



а) фреза



б) развертка

Рис 18. – Медицинский инструмент (ЗАО Имплант).

После клинических испытаний (12 операций эндопротезирования) на поверхности разверток следов коррозии не наблюдали.

Общие выводы:

1. Развита научная основа создания аустенитных сталей высокой прочности, что позволяет повысить прочностные свойства на 50-100% по сравнению с традиционными аустенитными сталями и обеспечить возможность их использования в качестве материала высоконагруженных деталей и конструкций криогенной техники.
2. Эффективность изложенных в диссертации научных принципов легирования подтверждена лабораторными исследованиями, опытной проверкой и разработкой новых высокопрочных сталей, 8 из которых защищены авторскими патентами и удовлетворяющих разнообразным и сложным требованиям (по физико-механическим и специальным свойствам) предъявляемым к новой технике.
3. Разработаны режимы термической обработки, пластической деформации, сварки и точения, которые возможно осуществить на действующем оборудовании металлургических и машиностроительных заводов.
4. Технологическая пластичность новых сталей позволила получить опытные партии литых и кованых заготовок, высокопрочные листы, изделия криогенной арматуры и крепежа (болты и гайки разных размеров).
5. Разработанные новые высокопрочные стали могут быть использованы с большим технико-экономическим эффектом взамен применяющихся сталей для повышения надежности и долговечности высоконагруженных деталей и конструкций криогенной техники.

Материалы диссертации изложены в работах:

1. Блинов Е.В., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В. Механические свойства при статическом и циклическом деформировании азотосодержащей аустенитной стали. Металлы, 2016, №5, с.22-30.
2. Блинов Е.В. Электронномикроскопическое исследование структуры поверхностного слоя высокоазотистой стали 05X22ФГ15Н8М2Ф после торцевого точения. Металлы, 2016, №1, с.61-69.
3. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М., Блинов Е.В., Мурадян С.О. Конструкционные высокоазотистые коррозионностойкие аустенитные и мартенситные стали – конструкционные материалы 21 века. // «Вестник арматурщика», №3 (16), 2014, с.63-67
4. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Мурадян С.О. О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей М. «Арматуростроение», 2 / 89/ 2014, с.67-76.
5. Костина М.В., Мурадян С.О., Терентьев В.Ф., Блинов Е.В., Просвирнин Д.В. Статическая и циклическая прочность аустенитной коррозионностойкой литейной Cr-Ni-Mn-Mo-N стали. // М. «Металлы», 2015г., №1, с.34-44.
6. Блинов В.М., Вознесенская Н.М., Банных И.О., Тонышева О.А., Блинов Е.В., Зверева Т.Н. Влияние температуры прокатки на структуру и механические свойства высокоазотистых аустенитных сталей 05X21Г9Н7АМФ и 04X22Г12Н4АМФ Деформация и разрушение материалов, 2015г. №2, с.26-30.
7. Банных О.А., Бецофен С.Я., Лукин Е.И., Блинов В.М., Вознесенская Н.М., Тонышева О.А., Блинов Е.В. Исследование влияния горячей прокатки на структуру и механические свойства азотсодержащей аустенитно-мартенситной стали 14X15АН4М Деформация и разрушение материалов. 2015г., №1, с.32-36.
8. Блинов В.М., Банных О.А., Лукин Е.И., Костина М.В., Блинов Е.В. Влияние термической обработки и пластической деформации на структуру и механические свойства азотсодержащей стали 04Н9Х2А Металлы, 2014, №6, с.21-28.
9. Ботвина Л.Р., Блинов В.М., Тютин М.Р., Банных И.О., Блинов Е.В. Особенности разрушения при ударном нагружении высокоазотистой стали 05X20Г10Н3АМФ. Металлы. 2012, №2, с. 83-93.
10. Блинов Е.В., Хадыев М.С. Исследование структуры и механических свойств коррозионно-стойких высокоазотистых сталей 04X22АГ15Н8М2Ф и 05X19АГ10Н7МФБ после горячей деформации. Металлы, 2012, №2, с. 93-100.
11. Блинов Е.В., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Блинов В.М., Бакунова Н.В. Циклическая прочность коррозионно-стойкой аустенитной азотсодержащей стали 05X22АГ15Н8МФ в условиях повторного растяжения. Металлы, 2012, №1, с.80-88.

12. Блинов В.М., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Блинов Е.В., Мушникова С.Ю., Жаркова Н.А. Влияние термической обработки на трещиностойкость горячекатаной высокоазотистой коррозионностойкой аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ. *Металлы*, 2011, №5, с.54-60.
13. Кузмак А.Е., Есипова Н.Е., Кожеуров А.В., Ицков С.В., Блинов Е.В. О коррозии сложнолегированного сплава в условиях знакопеременной деформации. *Коррозия: материалы, защита*, 2010, №11, с.11-14.
14. Березовская В.В., Банных О.А., Костина М.В., Блинов Е.В. и др. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионностойкой стали 08X20АГ11Н7М2. *Металлы*, 2010, №3, с.34-43.
15. Блинов В.М., Банных И.О., Бецофен С.Я., Ходыев М.С., Блинов Е.В. Исследование структуры литой высокопрочной коррозионно-стойкой аустенитной стали типа 05X20АГ10Н3МФ, содержащей 0,40 и 0,53% азота. *Металлы*, 2010, №1, с.33-38.
16. Блинов В.М., Андреев Ч., Ненова Л., Костина М.В., Блинов Е.В. Структура и фазовый состав литых железоникелевых сплавов со сверхравновесным содержанием азота. *Металлы*, 2009, №4, с.57-62.
17. Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В., Банных И.О., Боброва В.Е. Влияние термической обработки на структуру высокоазотистых аустенитных коррозионностойких сталей 04X22АГ17Н8М2Ф и 07X20АГН8МФ. *Металлы*, 2009, №2, с.61-68.
18. Terentiev V.F., Bannykh I.O., Blinov E.V., Prutskov M.E., Kolmakov A.G. Cycle strength an Austenitie Corrosion-Resistant Still with a High Nitrogen Content. *Russian Metallurgu (Metally)*, Vol. 2010, №4, pp. 346-353.
19. Терентьев В.Ф., Блинов Е.В., Мушникова С.Ю., Просвирин Д.В., Харьков О.А., Фомина О.В. Статическая и усталостная прочность аустенитной коррозионностойкой стали с повышенным содержанием азота. *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*, 2011, №1, с.47-56.
20. Блинов В.М., Банных И.О., Бецофен С.Я., Ходыев М.С., Блинов Е.В. Исследование структуры литой высокопрочной коррозионно-стойкой аустенитной стали типа 05X20АГ10Н3МФ, содержащей 0,40 и 0,53% азота. *Металлы*, 2010, №1, с.33-38.
21. Терентьев В.Ф., Банных И.О., Блинов Е.В., Пруцков М.Е., Колмаков А.Г., Блинов В.М. Циклическая прочность аустенитной коррозионностойкой стали с повышенным содержанием азота. *Деформация и разрушение материалов*, 2009, №3, с.29-35.

22. Блинов Е.В., Костина М.В., Банных И.О. Об обрабатываемости резанием высокопрочной коррозионностойкой высоковязкой аустенитной стали 06X22AG15N8M2Ф» Металлы, №2,2008г.,с.44-48.
- 23.Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В., Банных И.О., Боброва В.Е., Мельник В.П. Коррозионные свойства аустенитных Cr-Mn-Ni-N-сталей с разным содержанием марганца Металлы, №1,2008г, с.1-6.
24. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В. , Афанасьев И.А. , Блинов Е.В. Влияние термической обработки и пластической деформации на износостойкость при трении скольжения высокопрочных коррозионно-стойких азотосодержащих сталей.Металлы, №6,2007,с.1- 8.
25. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Зверева Т.Н.Исследование свариваемости высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей типа X22AG16N8M. Металлы, №5,2007,с.15 - 21.
26. Афанасьев И.А., Костина М.В., Блинов Е.В., Банных И.О., Бондаренко Ю.А. Структура и механические свойства литой немагнитной высокоазотистой коррозионно-стойкой стали 05X22AG15N8M2Ф, полученной с использованием метода высокоградиентной направленной кристаллизации. Металлы,2007,№3, с.48-52.
27. Терентьев В.Ф., Колмаков А.Г., Блинов В.М., Блинов Е.В. Влияние азота на усталость коррозионностойких сталей. Аустенитные стали. Деформация и разрушение материалов, 2007, №2,с.2-13.
28. Есипова Н.Е., Блинов Е.В., Мовчан Т.Г., Банных И.О. Исследование коррозионной стойкости изогнутой пластины из высокоазотистой немагнитной стали 05X22AG15N8M2Ф в агрессивных средах. Металлы, №2, 2007, стр.69-75.
29. Банных О.А., Бецофен С.Я., Блинов В.М., Ильин А.А., Костина М.В., Блинов Е.В., Костыкова О.С. Исследование фазовых превращений в азотосодержащих сталях методом высокотемпературной рентгенографии. Металлы, №5,2006, с.16-22.
30. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В. О возможности экономии никеля в стали типа 0X17N12M2 (AISI 316) за счет легирования азотом. Металлы, №5 2006,с.7-14.
31. Банных О.А, Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Калинин Г.Ю. Влияние режимов горячей прокатки и термической обработки на структуру, механические и технологические свойства аустенитной азотосодержащей стали 05X22AG15N8M2Ф-Ш. Металлы №4,2006г, с.1 – 14.
32. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В., Ригина Л.Г., Блинов Е.В.О влиянии легирования на предельную растворимость азота в коррозионностойких низкоуглеродистых сплавах Fe-Cr-Mn-Ni-Mo. Металлы, №4 2004,с.42-49.

Патенты РФ по теме диссертации №№:

1. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В., Блинов Е.В., патент РФ №2303648–Высокопрочная и высоковязкая немагнитная свариваемая сталь.2005г.
2. Блинов В.М., Банных И. О., Блинов Е.В., Бецофен С.Я., Ригина Л.Г., патент РФ № 2367710 –Высокопрочная немагнитная коррозионно-стойкая сталь, 2008г.
3. Блинов В.М., Банных О.А., Костина М.В., Блинов Е.В., Лукин Е.И. и др. патент РФ №2516187- Высокоазотистая мартенситная никелевая сталь, 2013г.
4. Блинов В.М., Банных И. О., Блинов Е.В., Калинин Г.Ю., Мушникова Е.И. и др. патент РФ № 2421538-Высокопрочная немагнитная коррозионно-стойкая сталь, 2009г.
5. Орыщенко А.С., Малышевский В.Я., Калинин Г.Ю., Мушникова Е.И., Блинов Е.В., и др. патент РФ № 2425905-Высокопрочная коррозионно-стойкая высокоазотистая немагнитная сталь, 2009г.
6. Банных О.А., Блинов В.М., Блинов Е.В., Костина М.В., Ригина Л.Г. патент РФ № 2445397-Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие выполненное из него, 2012г.
7. Григорьянц А.Г., Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Блинов Е.В., патент РФ № 2545856 - Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная свариваемая сталь и способ ее получения, 2013г.
8. Филонов М.Р., Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Блинов Е.В., патент РФ № 2584315- Конструкционная криогенная аустенитная высокопрочная коррозионно-стойкая, в том числе в биоактивных средах, свариваемая сталь и способ ее обработки, 2015г.