

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
им. А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи



Черненко Дмитрий Владимирович

**Триботехнические свойства высокоазотистых аустенитных
Cr-Ni-Mn сталей в среде жидкого азота**

2.6.1.(05.16.01) – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва – 2025

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

Научный руководитель:

доктор технических наук,
ведущий научный сотрудник ИМЕТ РАН

Блинов Евгений Викторович

Официальные оппоненты:

Доктор технических наук, доцент,
профессор кафедры ФГБОУ ВО «Московский
государственный технический университет гражданской
авиации» (МГТУ ГА)

Капуткин Дмитрий Ефимович

Кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник
ГНЦ АО «НПО ЦНИИТМАШ»

Ригина Людмила Георгиевна

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

Защита состоится « 12 » февраля 2026 г. в 14:00 часов на заседании диссертационного совета
24.1.078.01 (Д. 002.060.01) в ИМЕТ РАН по адресу: 119334, Москва, Ленинский проспект, 49, БКЗ.

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

Автореферат разослан « ___ » _____ 202_ г.

Ученый секретарь

диссертационного совета,
доктор технических наук,



Н.Б. Кольчугина

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы.

Проблема повышения надежности и долговечности узлов трения многих машин и приборов, изготовленных из коррозионностойких аустенитных сталей, связана с ужесточением режимов эксплуатации деталей машин и механизмов, увеличением мощностей, нагрузок, скоростей и других параметров. Это приводит к сокращению срока службы ответственных деталей и элементов конструкций, работающих в парах трения скольжения при низких температурах вследствие их низкой износостойкости.

Для материалов, используемых в криогенной технике и работающих при высоких циклических, динамических, статических нагрузках в условиях агрессивной среды и трения скольжения при криогенных температурах, необходимо выполнение ряда требований: обеспечение высокой прочности в сочетании с достаточной пластичностью и вязкостью, низкой чувствительности к наличию концентраторов напряжений, высокое сопротивление коррозии и технологичности, позволяющей получение широкого сортамента в металлургическом производстве и свариваемости. Наиболее широкое применение из коррозионностойких аустенитных сталей для низкотемпературной техники получили стали 08X18H9T (AISI 304) и 03X17H13M2 (AISI 316). Существенным недостатком этих сталей является низкая прочность при +20°C и стабильность их аустенита (по отношению к мартенситному $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращению при криогенных температурах и пластической деформации), что приводит к снижению ударной вязкости и износостойкости этих сталей в условиях пониженных температур и ограничивает их применение в нагруженных узлах немагнитных машин и механизмов, работающих в условиях трения скольжения и криогенной среды.

Одним из эффективных способов повышения износостойкости коррозионностойких аустенитных сталей является легирование их азотом, который обеспечивает высокое твердорастворное и деформационное упрочнение аустенита. Результаты исследования износостойкости при +20°C высокоазотистых коррозионностойких аустенитных Cr-Mn сталей показали, что они перспективны для замены сталей 08X18H9T и 03X17H13M2 в узлах и конструкциях, подвергающихся (при +20°C) высоким циклическим, статическим и динамическим нагрузкам в агрессивной среде, но также могут претерпевать мартенситное превращение, которое в процессе трения при низких температурах может отрицательно влиять на их износостойкость.

Известно, что высокоазотистые Cr-Mn-Ni аустенитные стали более стабильны к фазовым превращениям, однако данные по износостойкости таких сталей при трении скольжения *в условиях низких температур* (в среде жидкого азота) ограничены. Наличие указанных данных позволит повысить надежность и долговечность высоконагруженных деталей и элементов конструкций, работающих в условиях одновременного воздействия высоких статических, циклических, динамических нагрузок, агрессивной среды и трения в криогенной среде.

Важной характеристикой структуры азотистых аустенитных сталей является энергия дефектов упаковки (ЭДУ), от величины которой зависит механизм деформации, упрочнение и как следствие износостойкость. Установление взаимосвязи между ЭДУ и износостойкостью азотистых аустенитных сталей будет способствовать оптимизации химического состава и режимов термопластической обработки, обеспечивающих высокую износостойкость в условиях трения скольжения при криогенных температурах.

Исходя из вышеуказанного, в данной диссертационной работе определены благоприятные режимы предварительной обработки, при которой достигается структурное состояние, обеспечивающее повышение износостойкости высокоазотистой аустенитной коррозионностойкой Cr-Mn-Ni стали 05X22AГ15H8M2Ф в условиях трения скольжения в самоспряженной системе при -196°C в среде жидкого азота. Применение обработанной таким образом стали 05X22AГ15H8M2Ф

позволит значительно повысить надежность и долговечность деталей машин и механизмов, работающих в условиях износа при низких температурах, по сравнению с ранее используемой в этих целях сталью 08X18H9T.

Степень разработанности темы исследования

Успешно работали по различным аспектам износостойкости коррозионностойких азотосодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей О.А. Банных, И.О. Банных, В.М. Блинов, Е.В. Блинов, В.Г. Гаврилюк, Л.Г. Коршунов, Н.А. Наркевич, В.В. Сагарадзе, Л.М. Капуткина, М.В. Костина.

К настоящему времени износостойкость высокоазотистых аустенитных коррозионностойких Cr-Mn сталей при комнатной температуре изучена достаточно подробно. Исследования износостойкости высокоазотистых хромомарганцевых коррозионностойких аустенитных сталей, проведенные Л.Г. Коршуновым при низких температурах, показали, что с понижением температуры (от +20 до -196°C), такие стали в процессе трения претерпевают мартенситное превращение, что способствует зарождению, росту трещин и охрупчиванию поверхностных слоев образцов из этих сталей.

В работах Е.В. Блинова и др. было показано, что высокоазотистая хромомарганцевоникелевая сталь 05X22AG15H8M2Ф стабильна к фазовым $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращениям и обладает уникальным сочетанием высоких механических свойств, технологических, физических и существенно превосходит по сопротивлению коррозии и износостойкости стали типа X18H10 при +20°C.

Целью настоящей работы являлось повышение износостойкости высокоазотистой аустенитной коррозионностойкой Cr-Mn-Ni стали 05X22AG15H8M2Ф при трении скольжения в среде жидкого азота за счет выбора благоприятного режима предварительной термопластической обработки.

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

- Исследование влияния структурного состояния, сформированного в процессе предварительной термической (закалка и отпуск) и деформационной (холодная прокатка) обработки, на износостойкость стали 05X22AG15H8M2Ф в условиях трения скольжения в самосопряженной системе при -196°C;
- Исследование износостойкости образцов стали 05X22AG15H8M2Ф в условиях трения скольжения в самосопряженной системе при -196°C при разных значениях приложенной нагрузки и скорости скольжения;
- Установление взаимосвязи между стабильностью аустенита и энергией дефектов упаковки аустенитных азотистых сталей и их износостойкостью в условиях трения скольжения.

Научная новизна полученных результатов заключается в следующем:

- Показана взаимосвязь между износостойкостью и энергией дефектов упаковки (ЭДУ) Cr-Mn-N и Cr-Mn-Ni-N аустенитных сталей. Высокие значения износостойкости этих сталей достигаются при значениях энергии дефектов упаковки 15-35 мДж/м², когда деформация при трении происходит микродвойникованием.
- Установлено, что износостойкость при трении скольжения высокоазотистой стали 05X22AG15H8M2Ф при -196°C определяется в большей мере степенью деформационного упрочнения азотистого аустенита в процессе испытаний.
- Выявлено, что легирование низкоуглеродистой коррозионностойкой стали 05X22 0,50%N, 14-15%Mn, 7-8%Ni и 1-2%Mo может обеспечить ей высокую износостойкость при +20 и -196°C без $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения, когда имеет место сохранение немагнитности стали.

Практическая значимость работы состоит в следующем:

- Определен благоприятный режим предварительной обработки стали 05X22AG15H8M2Ф (закалка от 1100°C в воду), обеспечивающий максимальную износостойкость данной стали в условиях трения скольжения в самосопряженной системе при -196°C,
- Показано, что применение высокоазотистой стабильной аустенитной стали 05X22AG15H8M2Ф, которая после соответствующей термообработки по износостойкости в условиях трения скольжения в самосопряженной системе при -196°C в 3 раза превосходит традиционно применяемую для этих условий трения сталь 08X18H9T, позволит значительно повысить надежность и долговечность деталей машин и механизмов, работающих в условиях износа при низких температурах.

Результаты работы опробованы в АО «Криогенмаш» и использованы в специализированной организации: ООО «Синтоген».

Положения, выносимые на защиту.

- Установлена взаимосвязь износостойкости со стабильностью аустенита и энергией дефектов упаковки азотистых Cr-Mn и Cr-Mn-Ni сталей.
- Определены особенности работы высокоазотистой Cr-Mn-Ni стали 05X22AG15H8M2Ф при трении скольжения в условиях криогенной температуры (-196°C): влияние структуры, сформированной в процессе предварительной термопластической обработки на износостойкость стали 05X22AG15H8M2Ф и изменение интенсивности изнашивания в зависимости от приложенной нагрузки и скорости скольжения.
- Выявлен режим термопластической обработки для стали 05X22AG15H8M2Ф, обеспечивающий максимальную износостойкость за счет формирования однофазной структуры азотистого аустенита в данной стали.

Методология и методы исследования. Работа включает комплекс исследований, основанных на использовании совокупности современных научных методов, применяемых в области материаловедения: рентгенофазовый анализ, оптическая и сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) с локальным микрорентгеноспектральным анализом, просвечивающая электронная микроскопия. Лабораторные исследования механических свойств материалов проводились по стандартным методикам с использованием разрывной машины INSTRON-3382.

Достоверность научных положений, результатов и выводов подтверждается комплексным применением современных установок и методов исследования структуры и свойств материалов, согласованностью полученных результатов с литературными данными.

Личный вклад соискателя. 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 выполнены при участии соавторов.

Апробация результатов

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на 6 всероссийских и международных конференциях: XIX – XXI Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, ИМЕТ РАН. 2022, 2023, 2024; L – LI Международной молодежной научной конференции «Гагаринские чтения», Москва, МАИ. 2024, 2025; 62-й Международной научной студенческой конференции «МНСК-2024», Новосибирск, НГУ. 2024.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 10 работ, из которых 4 – статьи, опубликованные в рецензируемых журналах, индексируемых в базе данных RSCI и рекомендованных ВАК. Список публикаций приведен в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, четырех глав, общих выводов, списка цитируемой литературы и приложения. Объем диссертации составляет **150** страниц, включая **69** рисунков, **33** таблиц и список литературы из **116** наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Введение. Во введении обоснована актуальность исследования износостойкости высокоазотистых Cr-Mn-Ni сталей в среде жидкого азота. Сформулированы цель и задачи исследования.

Литературный обзор. В первой главе представлен аналитический обзор литературных по влиянию структуры, фазового состава и условий испытаний (температуры, нагрузки и скорости скольжения) на износостойкость высокоазотистых аустенитных Cr-Mn и Cr-Mn-Ni сталей. На основании этого анализа обоснован выбор сталей и условия проведения испытаний на изнашивание.

Во второй главе приведен химический состав исследуемой высокоазотистой стали 05X22AG15H8M2Ф. По результатам эксперимента на изнашивание данную сталь сравнивали с менее легированной никелем и марганцем (и менее стабильной к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению) сталью 02X22AG10H4MФ и применяющимися в криогенной технике сталями 03X17H13M2 и 08X18H9Т (таблица 1). Описаны условия их выплавки, термической обработки и пластической деформации. Приведена схема уникальной установки, собранной в ИМЕТ РАН для проведения испытаний на изнашивание при -196°C (рисунок 1). Изложены методы исследования, использованные в настоящей работе.

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

Сталь	C	N	Cr	Mn	Ni	Mo	V	Si	Fe
05X22AG15H8M2Ф	0,058	0,50	22,2	13,8	7,48	1,56	0,263	0,337	Ост.
02X22AG10H4MФ	0,036	0,55	22,6	9,68	3,38	1,03	0,199	0,740	Ост.
08X18H9Т	0,074	-	18,0	1,69	9,18	0,23	-	-	Ост.
03X17H13M2	0,048	-	15,8	1,42	13,3	1,83	-	-	Ост.

Для определения фазового состава стали и параметра кристаллической решетки аустенита проводили рентгеноструктурный анализ на дифрактометре Shimadzu – XRD 6000. Плотность дислокаций определяли по формуле $\rho = A \times \beta^2(hkl)$, где A постоянный коэффициент, численно равный $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, β - уширение линии (111). Уширение линий определяли по формуле $\beta = ((B^2 - b^2)^{0,5} + B - b)/2$, где B – интегральная ширина дифракционного максимума образца после испытаний на сухое трение скольжение, b - соответствующая величина после закалки. Концентрация деформационных дефектов упаковки (α) определена по смещению максимумов линий (111) и (200): $0,12\alpha = \left(\frac{\sin(\theta)_{200}}{\sin(\theta)_{111}}\right)_{\text{ИД}} - \left(\frac{\sin(\theta)_{200}}{\sin(\theta)_{111}}\right)_{\text{ДУ}}$. Магнитную проницаемость стали 05X22AG15H8M2Ф измеряли с помощью контактного определителя магнитной проницаемости аустенитных сталей и сплавов «ФерроКОМПАС». Наличие магнитной фазы в сталях 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ, 08X18H9Т и 03X17H13M2 определяли с помощью ферритометра МФ-71Л v2. Микроструктуру исследуемых сталей изучали с помощью оптической (Olympus GX-50), просвечивающей (JEM-200CX фирмы JEOL) и сканирующей (JEOL JAMP-9500f с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа) микроскопии. На основании поврежденности поверхностного слоя образцов стали 05X22AG15H8M2Ф рассчитали концентрационный параметр k , характеризующий склонность к слиянию дефектов на стадии предразрушения, по формуле $k = 1/(L_{\text{av}}\sqrt{C_d})$, где L_{av} – средняя длина дефекта, а C_d – концентрация поверхностных дефектов.

Микротвердость определяли на твердомере Volpert 402 MVD, Shimadzu DUH-211. Механические испытания на растяжение проводили на машине INSTRON-3382, ударную вязкость на маятниковом копре Amsler RKP-450. Коэффициент трения высокоазотистой стали 05X22AG15H8M2Ф и стали 08X18H9Т в самоспряженной системе при +20°С определяли на установке UMT Multi-Speciment Test System CETR.

Глубину упрочненного слоя образцов после проведения испытаний на износ определяли на поперечных шлифах при нагрузке $HV_{0,025}$ (0,245Н). За глубину упрочненного слоя принимали расстояние от центра отпечатка до края изношенной поверхности образца. Диаметр отпечатка составлял \varnothing 14 мкм. Склонность исследуемых сталей к деформационному двойникованию от нагрузки определяли на твердомере DUH-211 в диапазоне нагрузок 25 – 500г: определяли минимальную нагрузку на индентор Виккерса при измерении твердости $P_{кр}$ при которой образуются двойники. Величина, обратная минимальной нагрузке (1/P) характеризовала склонность сталей к двойникованию.

В ранее проведенных работах по исследованию износостойкости стали 05X22AG15H8M2Ф при комнатной температуре, в качестве контртела использовали сталь ШХ15. Однако при -196°С эта сталь охрупчивается и начинает абразивно изнашивать образец, что приводит к увеличению интенсивности изнашивания. В настоящей работе использовали самоспряженную систему – контртело изготовлено из того же материала, что и испытуемый образец. Условия проведения испытаний (скорости 4,2 и 6,5м/с и нагрузки 10 и 20Н) выбраны на основе литературных и экспериментальных данных исследования износостойкости аустенитных сталей с азотом и без азота. Перед испытаниями стали подвергались приработке (для удаления слоя оксидной пленки). Режим приработки был определен экспериментально на основании данных предыдущих исследований.

Взвешивание образцов из исследуемых сталей проводили на аналитических весах DA-224с с точностью до 1мг. По результатам эксперимента определяли интенсивность изнашивания по формуле $Ih = \Delta M / (\rho LS)$, где ρ – плотность материала, г/см³; L – путь трения, см; S – геометрическая площадь контакта, см²; ΔM – потеря массы образца, г.

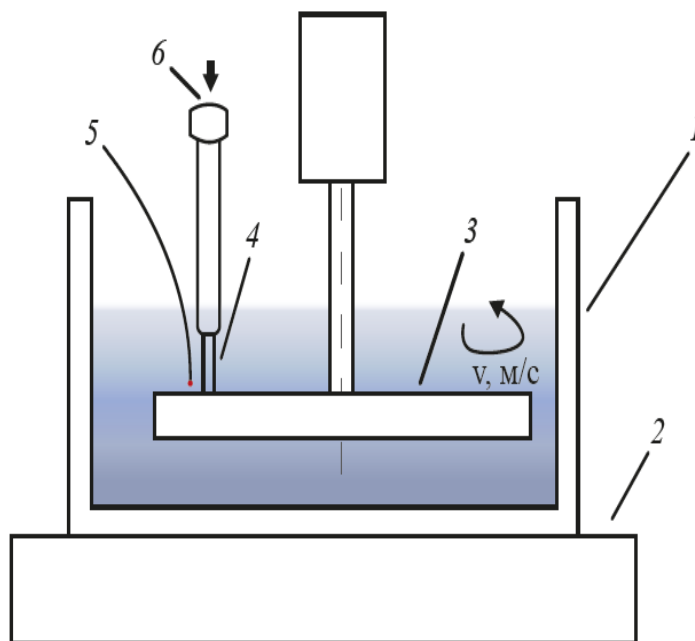


Рисунок 1. Схема установки для проведения испытаний на изнашивание (1 – термос с жидким азотом; 2 – стол; 3 – контртело; 4 – образец; 5 – термопара; 6 – нагрузка)

Критерий стабильности аустенита исследуемых сталей рассчитывали по формуле: $K = Ni + 0,46Mn + 11,8N + 12,6C + 0,65Cr + 0,35Si$. При $K \geq 32$ – сталь не испытывает $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений при охлаждении до -253°C и деформации 15%. Температуру, при которой в стали образуется 50% мартенсита при деформации 30% (M_{d30}) определяли по формуле: $M_{d30} = 497 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 20Ni - 18,5Mo$. ЭДУ высокоазотистых аустенитных сталей 05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG19H4MФ (после закалки от 1100°C) определяли экспериментально по изменению равновесной ширины расщепления полных дислокаций на две частичные дислокации Шокли. Для других азотистых сталей для оценки ЭДУ использовали формулу: $\gamma_{ДУ}^{+20} = -4,0 + 2,8Ni + 0,39Cr + 2,2Mo - 2,0Si + 0,75Mn - 0,47C - 12N$ (мДж/м²). Изменение ЭДУ с понижением температуры испытаний оценивали согласно уравнению $\gamma_{ДУ} = \gamma_{ДУ}^{RT} + 0,05(T - 293K)$.

Для сравнения результатов испытаний рассматриваемых в работе сталей с известными сталями (X18AG19, X14AG36Ф и X18AG10H20), значения интенсивности изнашивания (Ih) были пересчитаны в значения скорости износа (W) по формуле $W = V/(FL)$, где V – объем износа (см³), F – нагрузка, действующая на образец (Н), L – пройденный путь (м).

Глава 3 посвящена исследованию влияния предварительной термической (закалка и закалка+отпуск) и деформационной обработки (холодная прокатка) на структуру и износостойкость высокоазотистой коррозионностойкой аустенитной стали 05X22AG15H8M2Ф в среде жидкого азота. Режимы термомеханической обработки выбирали на основании известных работ. После закалки от 950°C сталь 05X22AG15H8M2Ф имела высокую прочность ($\sigma_{0,2} = 624\text{МПа}$) и низкие пластичность и ударную вязкость ($\delta = 41,1\%$, $KCU^{+20^\circ\text{C}} = 2,45\text{МДж/м}^2$). Хорошее сочетание повышенной прочности и высокой пластичности и ударной вязкости у этой стали достигается после закалки от 1100°C ($\sigma_{0,2} = 590\text{МПа}$, $\delta = 47,8\%$, $KCU^{+20^\circ\text{C}} = 3,5\text{МДж/м}^2$).

Результаты испытаний на изнашивание стали 05X22AG15H8M2Ф в сравнении со сталью 08X18H9Т после закалки от разных температур представлены в таблице 2.

Таблица 2. Интенсивность изнашивания (Ih) и микротвердость $HV_{0,05}$ изношенного слоя сталей 05X22AG15H8M2Ф и 08X18H9Т после закалки от разных температур при скорости скольжения 4,2м/с в среде жидкого азота

Сталь	Температура закалки, °C	Приложенная нагрузка (F), Н	Интенсивность изнашивания (Ih × 10 ⁻⁸)	HV до испытаний	HV после испытаний
05X22AG15H8M2Ф	950	10	3,66	278	432
		20	3,90		441
	1100	10	3,10	249	433
		20	2,74		453
	1150	10	5,33	257	439
		20	14,81		454
	1200	10	7,01	263	449
		20	15,00		460
08X18H9Т	1100	10	8,56	233	376
		20	15,84		386
	1150	10	6,46	157	385
		20	19,37		387
	1200	10	6,50	132	385
		20	23,10		385

Большей износостойкостью сталь 05X22AG15H8M2Ф обладает после закалки от 1100°С¹ за счет образования при изнашивании в зернах аустенита тонких (толщиной $b \approx 0,2\text{мкм}$) деформационных двойников, приводящих к интенсивному фрагментированию структуры и препятствующих скольжению дислокаций (рисунок 2).

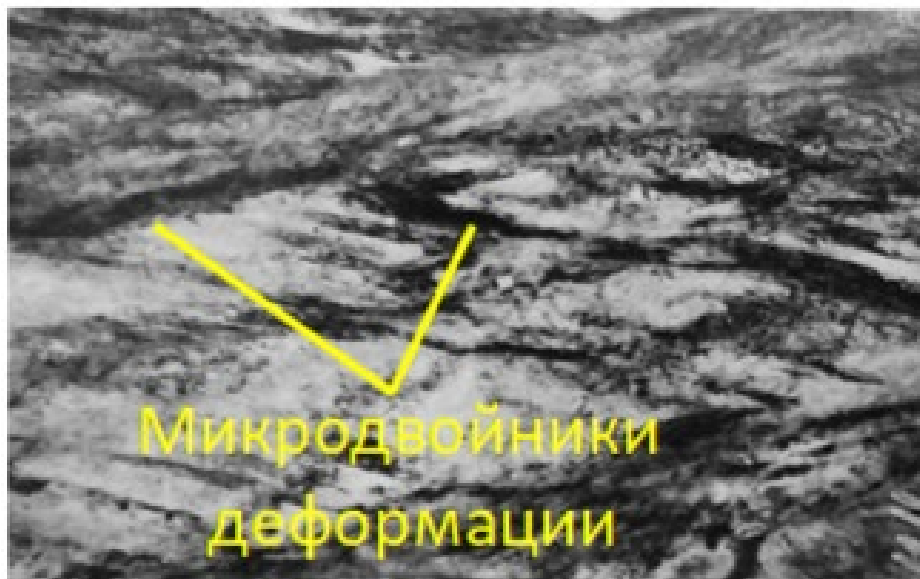


Рисунок 2. Тонкая структура образца из закаленной от 1100°С стали 05X22AG15H8M2Ф после испытаний на изнашивание

Повышение температуры закалки от 1100 до 1200°С приводило к полному растворению нитридных частиц типа Cr_2N и VN и обогащению γ -твердого раствора азотом. При этом в стали увеличивается концентрация деформационных дефектов упаковки, склонность к деформационному двойникованию при нагружении ($1/P$), микротвердость и плотность дислокаций после испытаний на изнашивание (таблица 3). С указанным в таблице 3 повышением дефектности структуры при трении связано охрупчивание поверхностного слоя образцов и повышение их интенсивности изнашивания. Увеличение приложенной нагрузки от 10 до 20Н оказывало незначительное влияние на износостойкость стали с равноосными зернами аустенита ($d_{\text{cp}}=80\text{мкм}$; $D_{\text{max}}/D_{\text{в}} = 2,8$)² после закалки от 1150°С и разнотерными ($d_{\text{cp}}=120\text{мкм}$; $D_{\text{max}}/D_{\text{в}} = 5,0$) после закалки от 1200°С, что свидетельствует о преимущественном влиянии на износостойкость деформационного упрочнения аустенита по сравнению с зернограничным.

Было исследовано влияние температуры отпуска при 600 и 800°С³ на износостойкость стали 05X22AG15H8M2Ф после закалки от 1100°С. Отпуск закаленной от 1100°С стали 05X22AG15H8M2Ф при 600°С в течение 6 часов привёл к образованию в ее структуре относительно крупных частиц нитрида хрома (Cr_2N) (рисунок 3, а). Повышение температуры отпуска от 600 до 800°С способствовало более интенсивному выделению нитридной фазы (рисунок 3, б) и снижению периода кристаллической решетки аустенита от 0,3633нм (после закалки от 1100°С) до 0,3627 (последующий отпуск при 600°С) и 0,3623 (отпуск при 800°С).

¹ После закалки от 1100°С в структуре стали 05X22AG15H8M2Ф сохраняется небольшое количество нитридов хрома и ванадия (<1%).

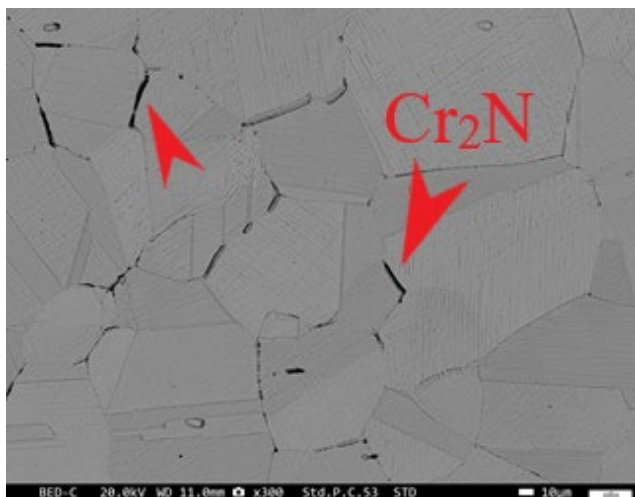
² D_{max} – максимальный размер зерна аустенита стали; $D_{\text{в}}$ – наиболее часто встречающийся размер зерна. Для разнотерных структур характерно $D_{\text{max}}/D_{\text{в}} > 3$, а для структур с равновеликими зернами отношение $D_{\text{max}}/D_{\text{в}} = 2,5-3,0$.

³ Режимы отпуска были выбраны на основании предыдущих работ по изучению износостойкости стали 05X22AG15H8M2Ф при +20°С.

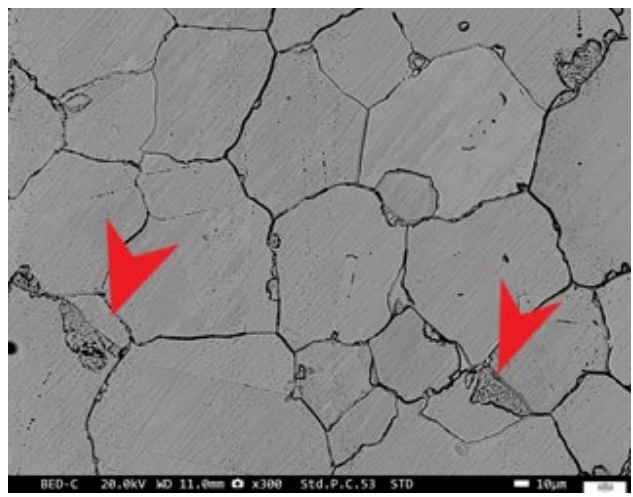
В процессе изнашивания стали 05X22AГ15Н8М2Ф, закаленной от 1100°C и отпущенной при 600 и 800°C, происходило выкрашивание нитридных частиц, образование и рост микротрещин (преимущественно по границам зерен) и снижение интенсивности деформационного упрочнения вследствие обеднения γ -твердого раствора азотом. Образование межзеренных трещин приводило к снижению износостойкости отпущенной при 600 и 800°C стали 05X22AГ15Н8М2Ф по сравнению с состоянием только после закалки от 1100°C (таблица 4).

Таблица 3. Результаты рентгеноструктурного анализа и склонность к деформационному двойникованию от нагрузки (1/P) образцов из сталей 05X22AГ15Н8М2Ф и 08X18Н9Т

Сталь	$T_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	1/P, H^{-1}	Концентрация дефектов упаковки в аустените	F, Н	Плотность дислокаций $\rho \times 10^{12}, \text{см}^{-2}$	Фазовый состав после испытаний
05X22AГ15Н8М2Ф	1100	10,2	0,017	10	0,61	γ
				20	1,1	
	1200	20,4	0,019	10	1,13	
				20	1,88	
08X18Н9Т	1100	0,6	0,004	10	0,16	$\gamma+\alpha$ (следы)
				20	0,37	
	1200	0,6	0,004	10	0,46	
				20	0,77	



а)



б)

Рисунок 3. Микроструктура стали 05X22AГ15Н8М2Ф после закалки от 1100°C и последующего отпуска при 600°C (а) и 800°C (б).

Таблица 4. Влияние режимов отпуска на износостойкость высокоазотистой аустенитной стали 05X22AG15H8M2Ф при -196°С

Обработка	F,Н	Ih×10 ⁻⁸	HV	
			до испытаний	после испытаний
Закалка от 1100°С	10	0,31	249	433
	20	0,27		453
+ отп. 600°С – бч., с печью	10	0,39	295	379
	20	0,29		437
+ отп. 800°С – бч., с печью	10	0,37	254	434
	20	1,14		419

Предварительная холодная пластическая деформация (холодная прокатка) стали 05X22AG15H8M2Ф с повышением степени обжатия (ϵ) от 15 до 60% ($T_{\text{прокатки}} = 20^\circ\text{C}$) за счет деформационного упрочнения аустенита приводила к увеличению микротвердости прутков этой стали. При этом наблюдалось увеличение среднего размера зерна аустенита данной стали в направлении прокатки и его уменьшение в поперечном направлении (рисунок 4).

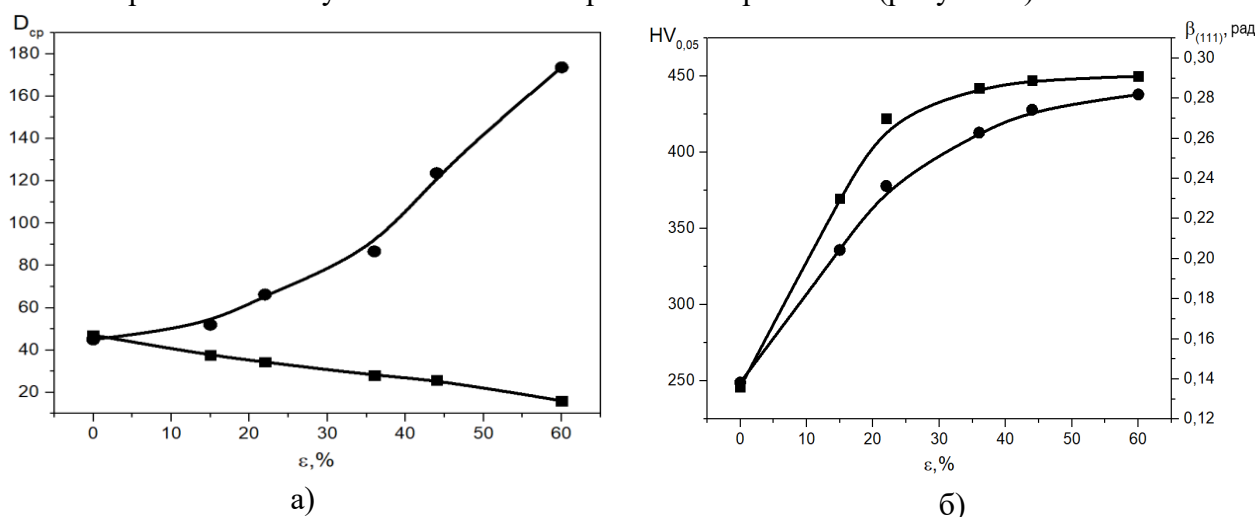


Рисунок 4. Влияние степени обжатия при холодной прокатки на размер зерна аустенита (а) – в направлении прокатки (●) и в поперечном направлении (■); (б) – изменение микротвердости (■) и ширины рефлекса (111) (●) стали 05X22AG15H8M2Ф с увеличением ϵ от 15 до 60%

Количество магнитной фазы, определенное ферритометром, в образцах стали 08X18H9Т после закалки от 1100°С и последующей холодной прокатки увеличивалось от 0 до 12,5% (рисунок 5). Рентгеноструктурный анализ поверхностных слоев стали 05X22AG15H8M2Ф после холодной прокатки и испытаний на трение не выявил рефлексов α - и ϵ -фаз (рисунок 6).

Предварительное упрочнение поверхности за счет увеличения степени обжатия при холодной прокатки от 15 до 60% не оказывает значительного влияния на износостойкость изучаемой высокоазотистой стали (рисунок 7). Интенсивность изнашивания стали 08X18H9Т линейно возрастала с увеличением степени обжатия и была выше, чем у стали 05X22AG15H8M2Ф. Это было связано с наличием в структуре стали 08X18H9Т хрупкой α -фазы, образующейся в результате холодной прокатки.

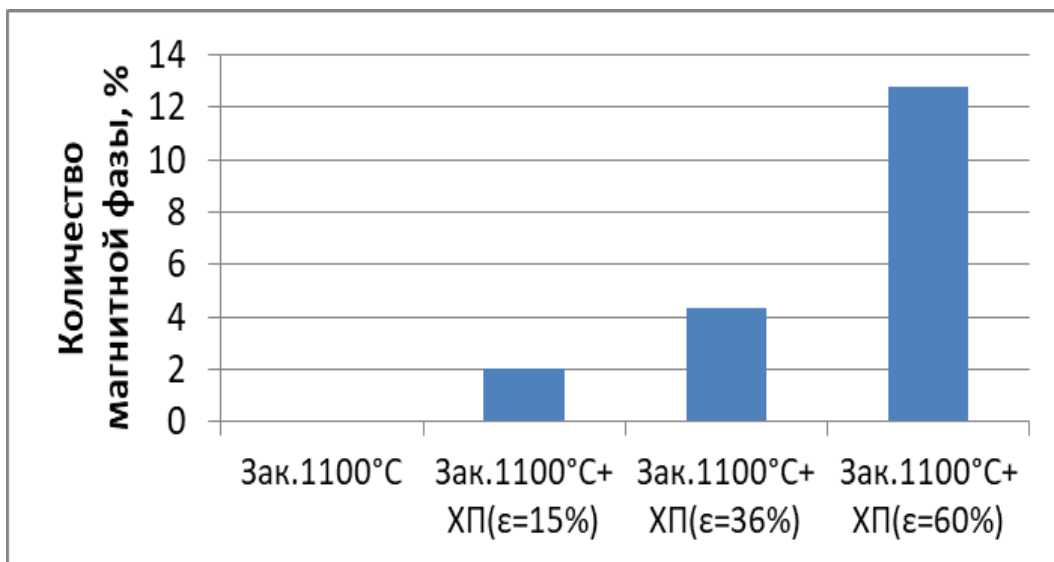
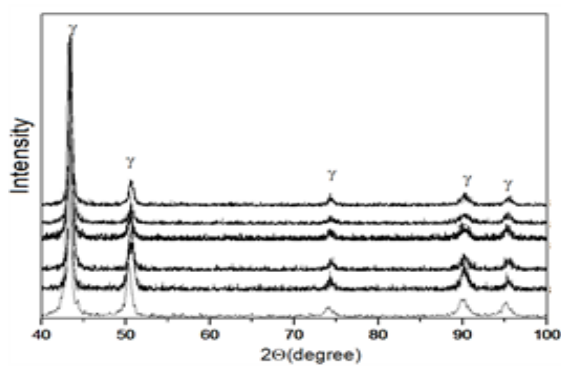
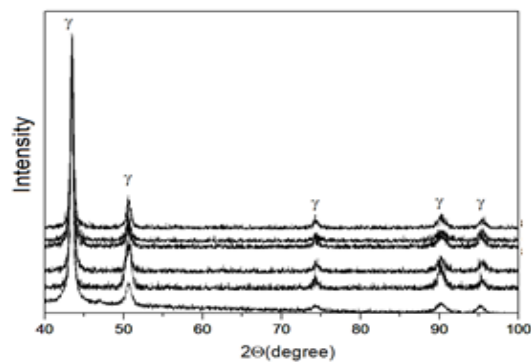


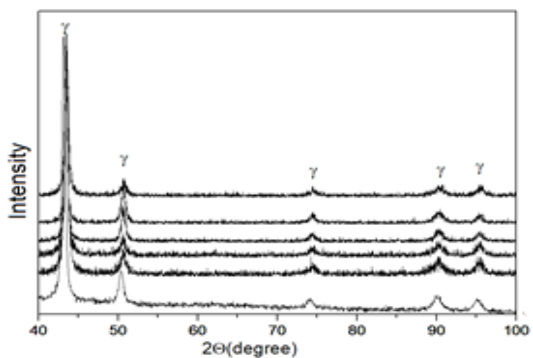
Рисунок 5. Изменение магнитной фазы образцов из стали 08X18H9Т после закалки и последующей холодной прокатки ($\epsilon = 15-60\%$)



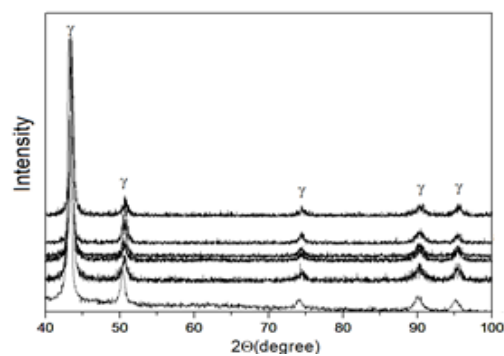
а)



б)



в)



г)

Рисунок 6. Дифрактограммы стали 05X22AG15H8M2Ф после испытаний на изнашивание в криогенной среде: при нагрузке 10Н и скорости 4,2м/с (а), при нагрузке 20Н и скорости 4,2м/с (б), нагрузке 10Н и скорости 6,5м/с (в) и нагрузке 20Н и скорости 6,5м/с (г): снизу вверх – закалка от 1100°C; $\epsilon = 15\%$; $\epsilon = 22\%$; $\epsilon = 36\%$; $\epsilon = 44\%$; $\epsilon = 60\%$

Максимальную износостойкость сталь 05X22AG15H8M2Ф имела после закалки от 1100°C. Это связано с большей склонностью закаленного азотистого аустенита к деформационному упрочнению при трении, по сравнению с ранее наклепанным (при холодной прокатке) (рисунок 8). Из-за увеличения дефектности в холоднокатаных образцах стали 05X22AG15H8M2Ф (рисунок 4, б), образование микропор и развитие микротрещин при трении в данной стали было «облегчено» (по

сравнению с закалённым от 1100°C состоянием) и менялась стадия поврежденности от накопления дефектов (закалка от 1100°C) на их развитие (холодная прокатка $\varepsilon = 15-60\%$) (таблица 5).

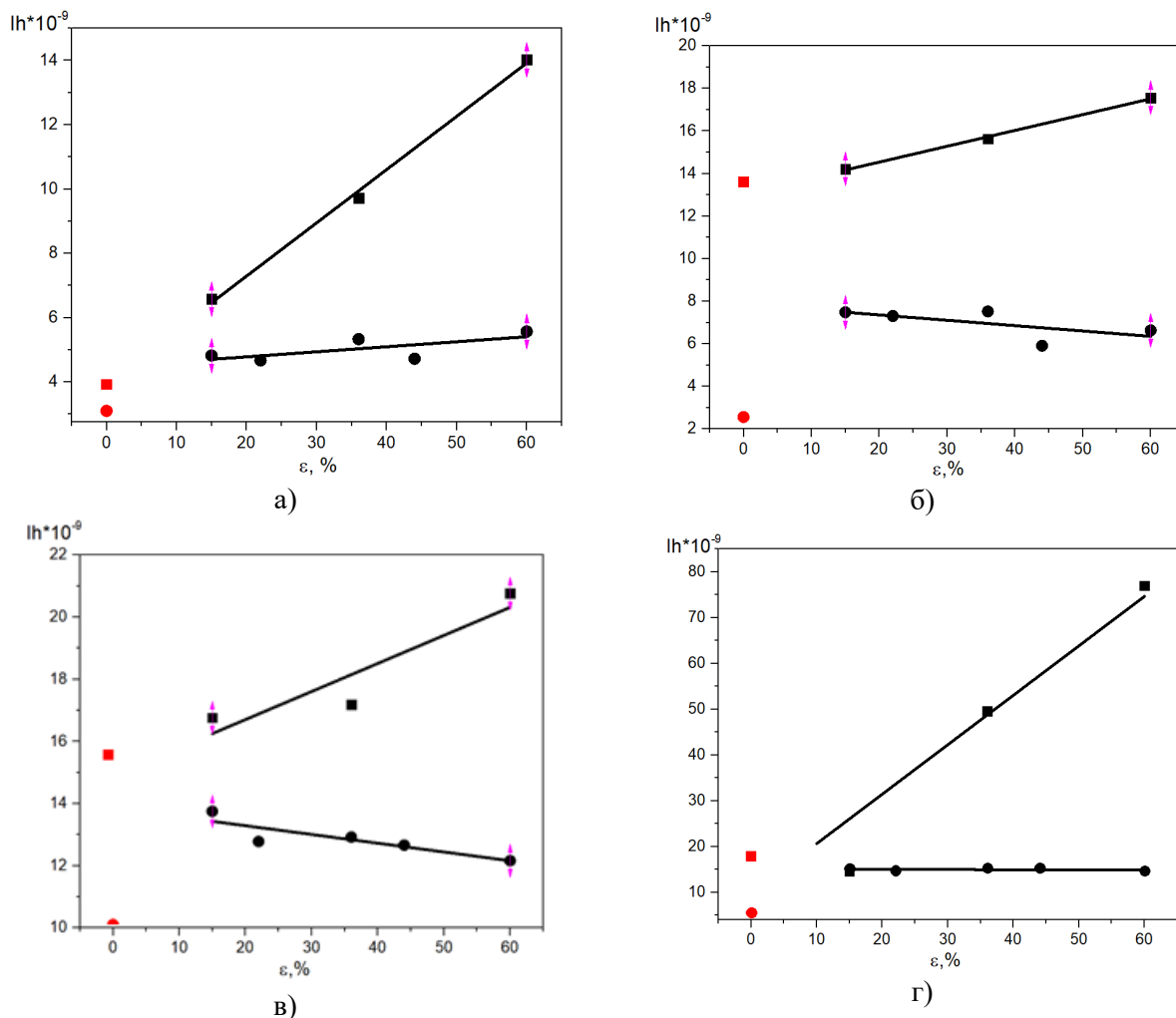


Рисунок 7. Изменение интенсивности изнашивания сталей 05X22AG15H8M2Ф (●) и 08X18H9Т (■) с увеличением степени обжатия при холодной прокатке: а) 4,2м/с, 10Н; б) 4,2м/с, 20Н; в) 6,5 м/с, 10Н и г) 6,5м/с, 20Н.

Таблица 5. Значение к-параметра* для стали 05X22AG15H8M2Ф после проведения испытаний на трение скольжения в криогенной среде

Состояние образца/ Условия испытаний	Закалка 1100°C	$\varepsilon = 15\%$	$\varepsilon = 22\%$	$\varepsilon = 36\%$	$\varepsilon = 44\%$	$\varepsilon = 60\%$
10Н, 4,2 м/с	4,73	1,93	2,03	1,2	1,43	2
10Н, 6,5 м/с	3,69	3,37	2,78	2,42	2,1	2,2
20Н, 4,2 м/с	3,83	3,14	3,02	2,86	2,44	2,34
20Н, 6,5 м/с	3,11	2,39	1,63	2,48	2,59	2,54

*При $k > 3$ преобладает процесс накопления дефектов над процессом их слияния, а при $k < 3$ преимущественным механизмом развития поврежденности становится слияние дефектов.

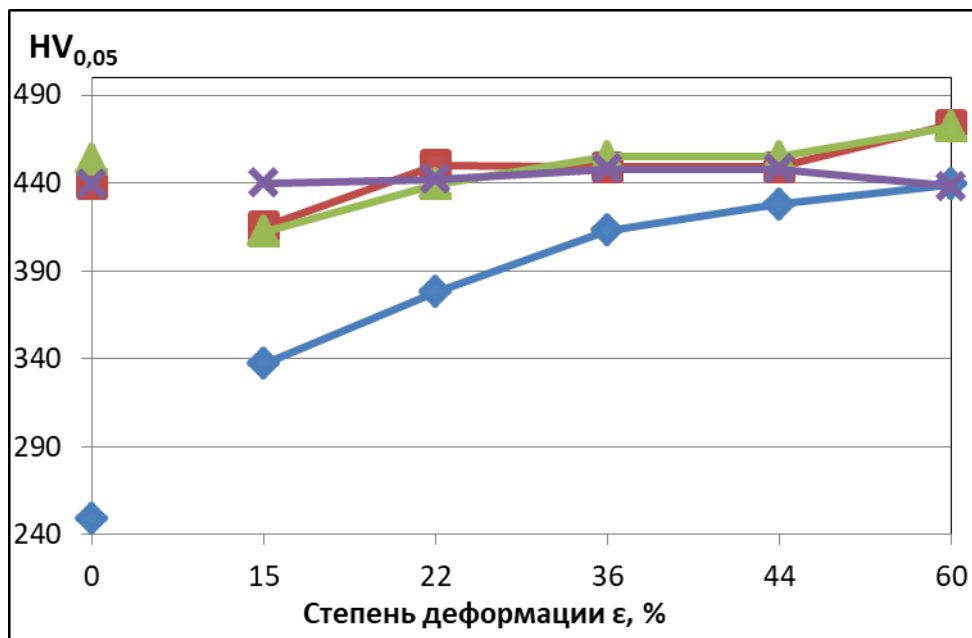


Рисунок 8. Значения микротвердости ($HV_{0,05}$) стали 05X22AG15N8M2Ф до испытаний на изнашивание (◆), при скорости скольжения 4,2 м/с и нагрузки 10Н (■), при скорости скольжения 4,2 м/с и нагрузки 20Н (▲) и при скорости скольжения 6,5 м/с и нагрузки 20Н (×)

Также наблюдали увеличение длины микротрещин, развивавшихся по границам зерен (вытянутых по направлению прокатки), вглубь материала образца (рисунок 9). Это приводило к выкрашиванию бóльших фрагментов материала. Развитие поврежденности поверхности образцов стали 05X22AG15N8M2Ф при трении зависело не только от структуры, формирующейся в процессе термической и деформационной обработки, но и от параметров испытания – скорости скольжения и нагрузки.

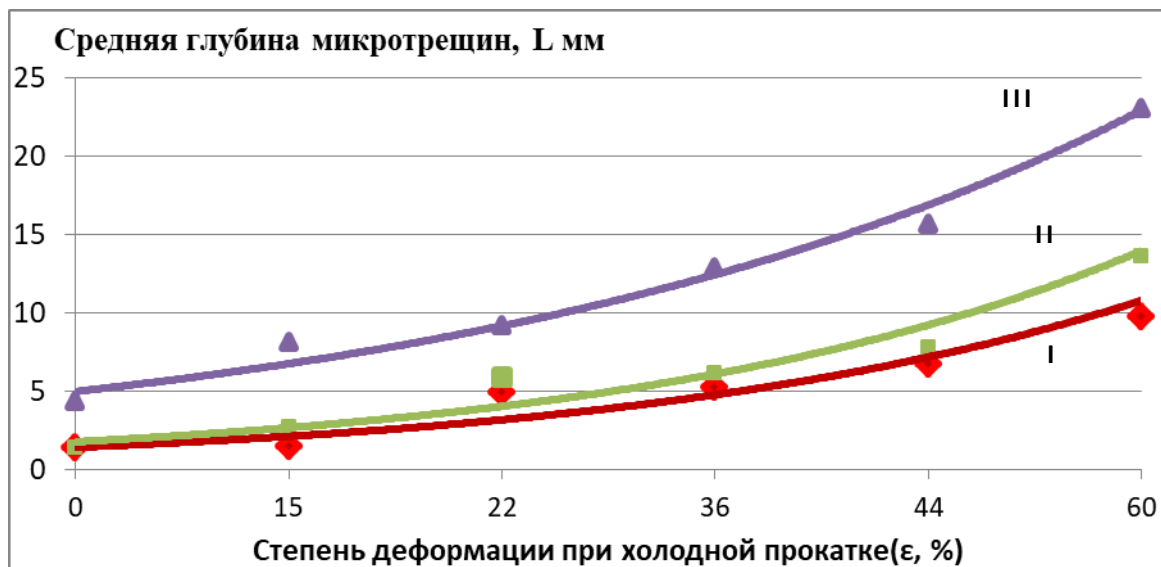


Рисунок 9. Влияние предварительной холодной прокатки на развитие поврежденности в поверхностных слоях образцов стали 05X22AG15N8M2Ф при трении: 4,2м/с, 10Н – кривая I; 4,2м/с, 20Н – кривая II; 6,5м/с, 20Н – кривая III

Глава 4 посвящена изучению влияния условий проведения испытаний (температуры, скорости скольжения и нагрузки) на износостойкость высокоазотистой Cr-Mn-Ni стали 05X22AG15N8M2Ф, а также установлению взаимосвязи между энергией дефектов упаковки (ЭДУ) и износостойкостью азотистых аустенитных сталей. Исследование влияния параметров испытаний и

определение взаимосвязи между ЭДУ и износостойкостью азотистых аустенитных сталей проводили на рассматриваемых сталях после закалки от 1100°C, обеспечивающей лучшее сочетание прочностных и пластических свойств сталей 05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG10H4MФ. Результаты этих испытаний приведены в таблице 6. По литературным данным снижение интенсивности изнашивания всех исследуемых сталей связано с уменьшением величины энергии дефектов упаковки сталей при понижении температуры испытаний от +20 до -196°C и большим деформационным упрочнением (увеличением плотности дислокаций). При этом прирост микротвердости на изношенной поверхности сталей свидетельствует о большем упрочнении при трении азотистого аустенита сталей 05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG10H4MФ по сравнению с аустенитом сталей 08X18H9Т и 03X17H13M2. В структуре метастабильных сталей 08X18H9Т и 03X17H13M2 были обнаружены *следы* мартенсита деформации (<10%) (рисунок 10), что связано с выбранными режимами испытаний (скоростью и нагрузкой) и «быстрым» удалением продуктов мартенсита с изнашиваемой поверхности сталей. В образцах стали 02X22AG10H4MФ испытанных на изнашивание следов мартенсита деформации не было обнаружено, однако известно, что данная высокоазотистая сталь претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в результате пластической деформации (прокатке) ($V_\alpha \approx 3\%$).

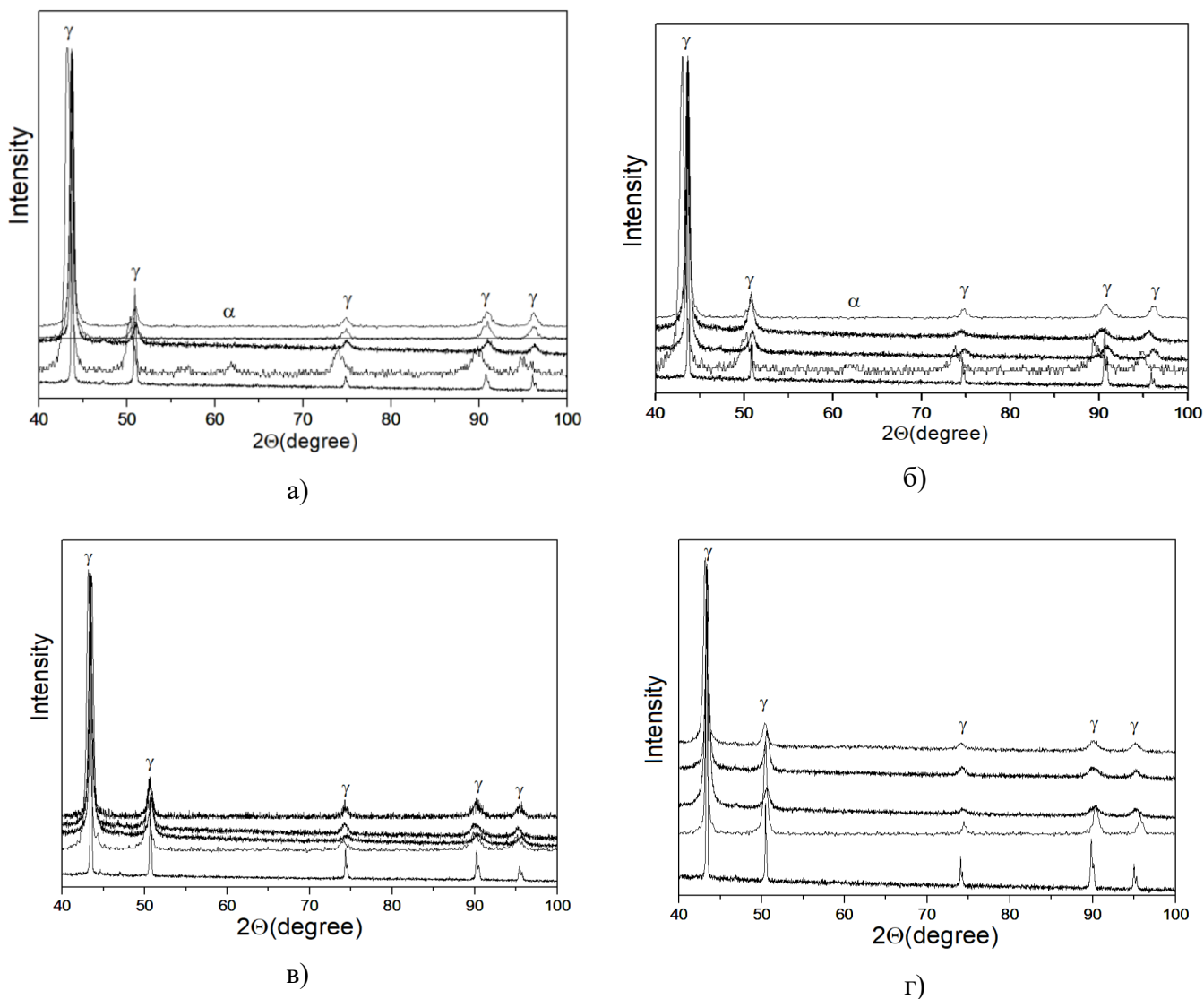


Рисунок 10. Дифрактограммы сталей 08X18H9Т (а), 03X17H13M2 (б), 02X22AG10H4MФ (в), 05X22AG15H8M2Ф (г): снизу вверх – до испытаний на трение (закалка от 1100°C); испытания при нагрузке 10Н, 4,2 м/с; испытания при нагрузке 20Н, 4,2 м/с; испытания при нагрузке 10Н, 6,5 м/с и испытания при нагрузке 20Н, 6,5 м/с при -196°C

Таблица 6. Интенсивность изнашивания (Ih) сталей 05X22AG15H8M2Ф 02X22AG10H4MФ, 03X17H13M2 и 08X18H9Т при нагрузке 10Н, скорости скольжения 4,2 м/с, плотность дислокаций в изношенном слое (ρ), коэффициент трения (K), микротвердость ($HV_{0,05}$) и относительный прирост микротвердости (Δ) изношенной поверхности образцов

Сталь	$T_{исп},$ °С	$Ih \times 10^{-8}$	$\rho \times 10^{12},$ см ⁻²	Коэффициент трения ($K_{тр}$)	$HV_{0,05}$		
					До испытаний	После испытаний	$\Delta, \%$
05X22AG15H8M2Ф	+20	0,38	0,57	0,35	249	412	65
	-196	0,31	0,61	-		433	74
02X22AG10H4MФ	+20	0,60	0,53	-	242	400	65
	-196	0,43	0,57	-		417	72
03X17H13M2	+20	0,82	0,24	-	235	374	59
	-196	0,63	0,41	-		390	66
08X18H9Т	+20	1,33	0,16	0,68	233	368	58
	-196	0,90	0,37	-		376	61

Коэффициент трения высокоазотистой аустенитной стали 05X22AG15H8M2Ф ($K_{тр} = 0,35$) в самосопряженной системе **при +20°С** примерно в два раза ниже, чем у стали 08X18H9Т ($K_{тр} = 0,68$). Согласно литературным данным, это связано с развитием в азотистом аустените устойчивого планарного скольжения дислокаций, которое снижает сопротивление пластической деформации поверхностного слоя в направлении действия силы трения и приводит к снижению интенсивности адгезионного изнашивания. При снижении температуры от +20 до -196°С профиль изношенной поверхности стали 05X22AG15H8M2Ф демонстрировал более равномерный износ поверхности образца, что свидетельствует о более низком значении коэффициента трения при -196°С (рисунок 11, а). На профиле изношенной поверхности образца стали 05X22AG15H8M2Ф после испытаний на трение при +20°С (рисунок 11, б) наблюдали формирование рельефа, наличие микропор и частичных отслаиваний с поверхности образца – признак адгезионного разрушения при износе.

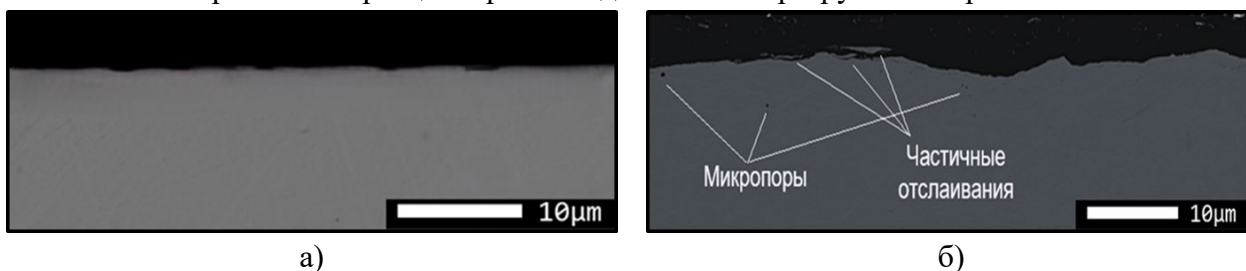
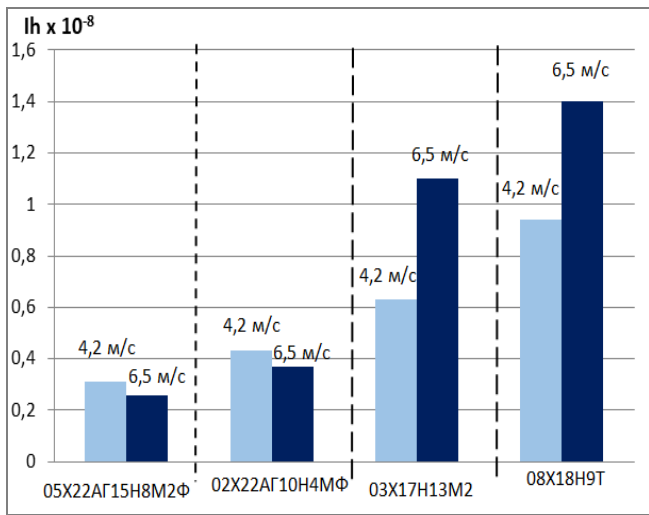
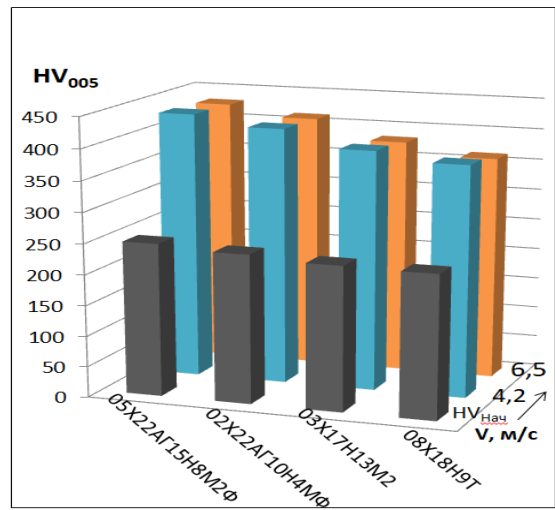


Рисунок 11. Профиль изношенной поверхности образцов из стали 05X22AG15H8M2Ф при -196°С (а) и +20°С (б) (СЭМ)

Увеличение скорости скольжения от 4,2 до 6,5 м/с при испытаниях на изнашивание **при -196°С** приводило к увеличению разницы в износостойкости между высокоазотистыми сталями 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ и безазотистыми сталями 03X17H13M2 и 08X18H9Т. Максимальную износостойкость ($Ih=2,6 \times 10^{-8}$) сталь 05X22AG15H8M2Ф имела после испытаний при скорости скольжения 6,5 м/с и нагрузке 10Н (рисунок 12, а). Снижение величины Ih высокоазотистых сталей было обусловлено большим деформационным упрочнением азотистого аустенита (таблица 7). При этом микротвердость на изнашиваемой поверхности всех исследуемых сталей при увеличении скорости скольжения до 6,5 м/с практически не изменялась (рисунок 12, б).



а)



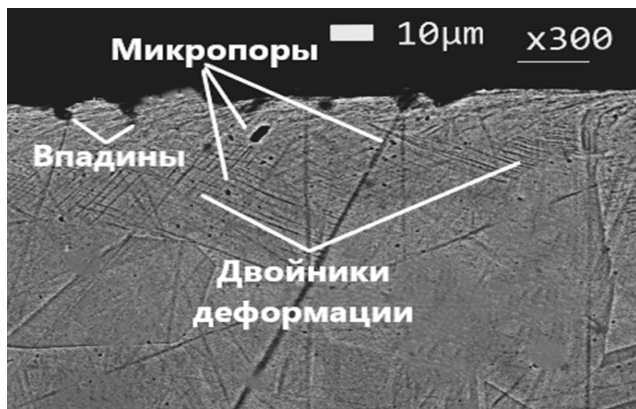
б)

Рисунок 12. Изменение (а) интенсивности изнашивания и (б) микротвердости изношенного слоя образцов из сталей 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ, 03X17H13M2 и 08X18H9T при увеличении скорости скольжения от 4,2 до 6,5 м/с

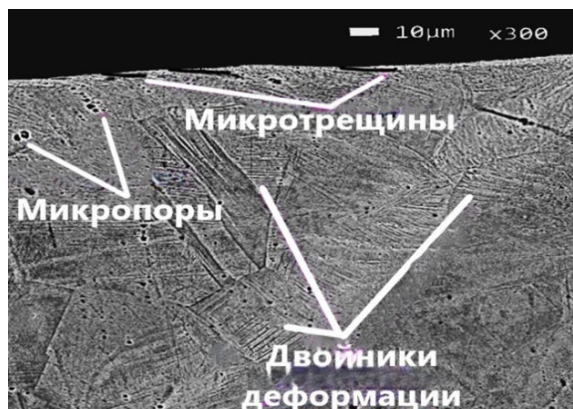
Таблица 7. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов из сталей 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ и 08X18H9T после испытаний на изнашивание при -196°C при повышении скорости скольжения от 4,2 до 6,5 м/с

Сталь	Фазовый состав поверхности образца ($h \approx 4$ мкм) после испытаний на трение	Относительный прирост плотности дислокаций в аустените, %
05X22AG15H8M2Ф	γ	12
02X22AG10H4MФ	γ	14
08X18H9T	$\gamma + \alpha$ (следы)	36

Интенсивность изнашивания безазотистых аустенитных сталей 03X17H13M2 и 08X18H9T линейно увеличивалась с увеличением скорости скольжения из-за охрупчивания вследствие мартенситного превращения. На это указывает наличие микротрещин, развивающихся параллельно поверхности на микроструктуре стали 08X18H9T (рисунок 13). Наличие таких трещин также наблюдали на изнашиваемой поверхности сталей 03X17H13M2 и 02X22AG10H4MФ. Известно, что образование микротрещин параллельно поверхности при изнашивании обусловлено мартенситным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением и происходит на границе раздела фаз. Незначительное изменение микротвердости на изнашиваемой поверхности сталей с увеличением скорости скольжения связано с развитием поврежденности поверхности образцов сталей при трении - увеличением микропор и размера отслаивающихся частиц. Из-за высокой склонности к двойникованию высокоазотистых аустенитных сталей 05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG10H4MФ и меньшей протяженностью плоскостей скольжения дислокаций, эти стали имели повышенные значения микротвердости изношенной поверхности, но меньшую глубину упроченного слоя ($h = 25-30$ мкм) по сравнению с безазотистыми сталями ($h = 50-60$ мкм). В сталях 08X18H9T и 03X17H13M2 двойники деформации наблюдались в зернах непосредственно не участвующих в процессе трения.



а)



б)

Рисунок 13. Профиль изношенной поверхности сталей 05X22AG15H8M2Ф (а) и 08X18H9T (б) при скорости скольжения 6,5 м/с и температуре -196°С (СЭМ)

Одновременное увеличение нагрузки от 10 до 20Н и скорости испытаний от 4,2 до 6,5 м/с приводило к линейному увеличению интенсивности изнашивания образцов из сталей 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ, 03X17H13M2 и 08X18H9T (таблица 8). При скорости скольжения 6,5 м/с и нагрузке 20Н относительное увеличение плотности дислокаций и микротвердости на поверхности сталей 05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG10H4MФ было меньше, чем при испытаниях с нагрузкой 20Н и скоростью скольжения 4,2 м/с. У безазотистых сталей увеличение прироста дислокаций при скорости скольжения 6,5 м/с и нагрузке 20Н не наблюдалось. Это свидетельствует о преобладании процесса разрушения поверхности образцов над их деформационным упрочнением в процессе изнашивания при данных условиях испытаний.

Таблица 8. Интенсивность изнашивания (I_h), относительный прирост плотности дислокаций ($\Delta\rho$) и микротвердость ($HV_{0,05}$) поверхностного слоя сталей 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ, 03X17H13M2 и 08X18H9T после испытаний на трение скольжения при нагрузке 20 Н и скоростях скольжения (V) 4,2 и 6,5 м/с

Сталь	V, м/с	$I_h \times 10^{-8}$	$\Delta\rho$, %	$HV_{0,05}$		
				До испытаний	После испытаний	Δ , %
05X22AG15H8M2Ф	4,2	0,27	77	249	453	82
	6,5	0,56	67		439	76
02X22AG10H4MФ	4,2	1,43	28	242	437	81
	6,5	2,11	23		413	71
03X17H13M2	4,2	1,46	23	235	391	66
	6,5	5,03	-		386	64
08X18H9T	4,2	1,58	20	233	386	66
	6,5	5,60	-		378	62

Износостойкость высокоазотистых Cr-Mn и Cr-Mn-Ni аустенитных сталей зависит от стабильности их аустенита по отношению к $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ мартенситному превращению. Для исследованных в данной работе азотистых аустенитных сталей (05X22AG15H8M2Ф и 02X22AG10H4MФ) и известных азотистых сталей X18AG19, X14AG36Ф, X18AG10H20, исследованных на изнашивание⁴ при +20 и -196°С была определена оценка стабильности аустенита, температура M_{d30} и ЭДУ аустенита сталей (таблица 9).

Энергия дефектов упаковки (ЭДУ) аустенита наряду с критериями К и M_{d30} является параметром, характеризующим стабильность аустенита при температурах +20 и -196°С и деформации. Определено, что наименьшей износостойкостью обладают стали с ЭДУ > 35мДж/м² (таблица 10). При такой величине ЭДУ деформационное упрочнение в сталях идет только скольжением дислокаций.

Таблица 9. Оценка стабильности аустенита (К), температура M_{d30} и ЭДУ сталей 05X22AG15H8M2Ф, 02X22AG10H4MФ, X18AG19, X14AG36Ф, X18AG10H20

Сталь	К	$M_{d30}, ^\circ\text{C}^*$	ЭДУ**, мДж/м ²
X18AG19 (0,50%N)	27	-180	14
			3
X14AG36Ф (0,40%N)	32	-228	28
			17
X18AG10H20 (0,30%N)	40	-379	67
			56
05X22AG15H8M2Ф (0,50%N)	35	-358	26
			15
02X22AG10H4MФ (0,55%N)	30	-255	17
			6
* - по литературным данным известно, что значения M_{d30} для высокоазотистых аустенитных сталей могут быть меньше -273, что делает этот показатель «виртуальным», но подходящим в качестве критерия для прогнозирования и интерпретации служебных свойств. ** В числителе приведены данные при +20, в знаменателе при -196°С			

При комнатной температуре стали с ЭДУ <15мДж/м², в которых протекает мартенситное превращение, имеют незначительно большую износостойкость, чем стали с ЭДУ в диапазоне 15-35мДж/м², в которых реализуется механизм интенсивного микродвойникования при деформации, без образования мартенсита. При понижении температуры испытаний до -196°С максимальной износостойкостью обладали стали с ЭДУ 15-35мДж/м², где не происходило $\gamma \rightarrow \alpha$ или $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений, приводящих при -196°С к охрупчиванию поверхностного слоя образцов при трении. Таким образом, стали с ЭДУ 15-35мДж/м² являются перспективными для изготовления высоконагруженных немагнитных изделий работающих в условиях трения скольжения и где важно сохранение немагнитных свойств в процессе эксплуатации при -196°С.

⁴ В диссертационной работе соискателя рассмотрены азотистые стали с 29-ю разными химическими составами и условиями проведения испытаний на изнашивание. В автореферат включены стали, износостойкость которых была исследована как при +20, так и при -196°С.

Таблица 10. Взаимосвязь ЭДУ и износостойкости азотистых аустенитных сталей

ЭДУ	$< 15 \text{мДж/м}^2$	15-35мДж/м²	$> 35 \text{мДж/м}^2$
Механизм пластической деформации	$\gamma + \text{Д.Д.} \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ - мартенсит	$\gamma \rightarrow \gamma + \text{Д.Д.}$ (деформационное двойникование)	Скольжение дислокаций
Скорость износа при +20°C			
(скорость скольжения $V = 0,035 \text{м/с}$; приложенная нагрузка $F = 294 \text{Н}$)	$2,3 \times 10^{-6}$ (X18Г19А)	$4,59 \times 10^{-6}$ (X14Г36ФА)	13×10^{-7} (X18Г10Н20А)
(V = 4,2м/с; F = 10Н)	-	$3,99 \times 10^{-8}$ (05X22АГ15Н8М2Ф)	-
		$6,19 \times 10^{-8}$ (02X22АГ10Н4МФ)	
Скорость износа при -196°C			
(V = 0,035м/с; F = 294Н)	$1,53 \times 10^{-6}$ (X18Г19А)	$0,77 \times 10^{-6}$ (X14Г36ФА)	$6,12 \times 10^{-6}$ (X18Г10Н20А)
(V = 4,2м/с; F = 10Н)	$5,68 \times 10^{-8}$ (02X22АГ10Н4МФ)	$3,22 \times 10^{-8}$ (05X22АГ15Н8М2Ф)	-

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Впервые проведены испытания на изнашивание высокоазотистой Cr-Mn-Ni аустенитной стали 05X22АГ15Н8М2Ф (0,50%N) в условиях трения скольжения при -196°C. Показано, что данная сталь по износостойкости в самоспряженной системе в 3 раза превосходит широко применяемые стали 08X18Н9Т и 03X17Н13М2 при -196°C и является перспективным материалом для изготовления высоконагруженных изделий, работающих в условиях трения скольжения при +20 и -196°C.

2. Определено, что предварительное повышение твердости (в результате наклепа при холодной прокатке или выделений нитридов при отпуске) не оказывает положительного эффекта на износостойкость высокоазотистой стали 05X22АГ15Н8М2Ф. Установлен благоприятный режим обработки для обеспечения наиболее высокой износостойкости стали 05X22АГ15Н8М2Ф в самоспряженной системе при -196°C. Максимальную износостойкость данная сталь имела после закалки от 1100°C вследствие формирования преимущественно однородной структуры закаленного аустенита, обеспечивающей в процессе трения высокое деформационное упрочнение двойникованием.

3. Износостойкость при трении скольжения высокоазотистой стали 05X22AG15H8M2Ф при -196°С определяется степенью деформационного упрочнения азотистого аустенита в процессе испытаний.

4. С увеличением приложенной нагрузки от 10 до 20Н или скорости скольжения от 4,2 до 6,5м/с интенсивность изнашивания высокоазотистой стали 05X22AG15H8M2Ф снижалась, достигая минимального значения ($I_h = 2,7-2,6 \times 10^{-8}$) вследствие интенсивного деформационного упрочнения азотистого аустенита в процессе трения. Повышение скорости скольжения и нагрузки в процессе трения у сталей 08X18H9Т и 03X17H13M2 приводило к линейному увеличению значений интенсивности изнашивания и большему, по сравнению с рассматриваемой высокоазотистой сталью, разрушению поверхности.

5. Установлена взаимосвязь износостойкости азотистых аустенитных сталей со стабильностью аустенита и энергией дефектов упаковки (ЭДУ). Максимальные значения износостойкости достигаются при ЭДУ 15-35 мДж/м², при котором пластическая деформация протекает за счет двойникования без образования мартенсита.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в журналах RSCI, приравненных к журналам ВАК категории К1 – К3

- 1) Влияние углерода и азота на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей / В. М. Блинов, А. М. Глезер, И. О. Банных, Е.И. Лукин, Е.Н. Блинова, О.А. Банных, Е.В. Блинов, О.П. Черногорова, М.А. Самойлова, **Д.В. Черненко** // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 8. – С. 13-20.
- 2) Износостойкость коррозионно-стойких аустенитных высокоазотистых сталей 05X22AG15H8MФ и 02X22AG10H4MФ в криогенной среде / **Д.В. Черненко**, Е.В. Блинов, В.М. Блинов, И.О. Банных, А.А. Ашмарин, К.Ю. Демин, И.Н. Лукина, М.А. Самойлова// Металлы. – 2025. – № 3. – С. 5-13.
- 3) Вязкость разрушения стареющих немагнитных ванадийсодержащих сталей / В. М. Блинов, О. А. Банных, И. О. Банных, Е.В. Блинов, Е.И. Лукин, **Д.В. Черненко**, И.Н. Лукина, М.А. Самойлова // Электротехнология. – 2024. – № 10. – С. 27-33.
- 4) Влияние холодной прокатки на фазовый состав, текстуру и остаточные напряжения в сталях с 15,9 и 17,7% Mn / Е. И. Лукин, А. А. Ашмарин, И.О. Банных, В.М. Блинов, Г.С. Севальнев, А.А. Александров, **Д.В. Черненко** // Деформация и разрушение материалов. –2024. – № 10. – С. 26-34.

Публикации в трудах конференций

- 1) **Черненко, Д. В.** Износостойкость азотосодержащей коррозионностойкой аустенитной стали 05X22AG15H8MФ / Д. В. Черненко // Физико-химия и технология неорганических материалов : Сборник материалов XIX российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов, Москва, 18–21 октября 2022 года. – Москва: Буки Веди, 2022. – С. 25-26.
- 2) **Черненко, Д. В.** Влияние степени деформации на износостойкость холоднодеформированной аустенитной азотосодержащей коррозионностойкой стали 05X22AG15H8MФ при - 196°С / Д. В. Черненко // Физико-химия и технология неорганических материалов : Сборник материалов XX российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов, Москва, 17–20 октября 2023 года. – Москва: Буки Веди, 2023. – С. 107-108.
- 3) **Черненко, Д. В.** Износостойкость разработанных в ИМЕТ РАН азотосодержащих аустенитных сталей при высокой скорости скольжения в криогенной среде / Д. В. Черненко, П. М. Мелешенко, Т. В. Черненко // Гагаринские чтения 2024 : Сборник тезисов докладов 50-

ой Международной молодежной научной конференции, Москва, 09–12 апреля 2024 года. – Москва: ООО "Издательство "Перо", 2024. – С. 575-576.

- 4) Изучение структурных особенностей при износе холоднокатаной стали 05X22AG15N8MФ / **Д. В. Черненко**, А. Д. Клименков, А. А. Смирнов, Д. Ю. Уткина // МНСК-2024. Аэрофизика. Фотоника и квантовые оптические технологии. Физика плазмы. Физика твердого тела. Теплофизика. Физические методы в естественных науках и материаловедении. Физика элементарных частиц, астрофизика и космология. Физика сплошных сред. Инструментальные методы и техника экспериментальной физики : Материалы 62-й Международной научной студенческой конференции, Новосибирск, 17–23 апреля 2024 года. – Новосибирск: Новосибирский национальный исследовательский государственный университет, 2024. – С. 222.
- 5) **Черненко, Д. В.** Влияние размера зерна на износостойкость высокоазотистой аустенитной стали 05X22AG15N8MФ при сухом трении скольжении в криогенной среде / Д. В. Черненко // Физико-химия и технология неорганических материалов : Сборник материалов XXI российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов, Москва, 17–20 октября 2024 года. – Москва: Буки Веди, 2024. – С. 54-56.
- 6) **Черненко, Д. В.** Влияние температуры закалки на износостойкость высокоазотистой аустенитной стали в среде жидкого азота/ Д. В. Черненко, Т. В. Черненко // Гагаринские чтения 2025 : Сборник тезисов докладов 51-ой Международной молодежной научной конференции, Москва, 09–12 апреля 2025 года. – Москва: ООО "Издательство "Перо", 2025. – С. 575-576.