

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования «Уральский федеральный университет имени  
первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



**СКОРЫНИНА Полина Андреевна**

**УПРОЧНЕНИЕ И ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ  
АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ  
НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИМИ ФРИКЦИОННЫМИ И  
КОМБИНИРОВАННЫМИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИМИ  
ОБРАБОТКАМИ**

2.6.17. Материаловедение

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

Екатеринбург – 2025

Работа выполнена в лаборатории конструкционного материаловедения отдела физических проблем машиностроения Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук.

Научный руководитель: доктор технических наук, член-корреспондент РАН, **МАКАРОВ Алексей Викторович**

Официальные оппоненты: **ПЫШМИНЦЕВ Игорь Юрьевич**,  
доктор технических наук, доцент,  
Общество с ограниченной ответственностью  
«Исследовательский центр ТМК», г. Москва,  
генеральный директор;

**ЛИТОВЧЕНКО Игорь Юрьевич**,  
доктор физико-математических наук, доцент,  
Федеральное государственное бюджетное  
учреждение науки Институт физики прочности и  
материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, г. Томск, ведущий  
научный сотрудник лаборатории  
материаловедения сплавов с памятью формы;

**МАЗНИЧЕВСКИЙ Александр Николаевич**,  
кандидат технических наук,  
Общество с ограниченной ответственностью  
«Лаборатория специальной металлургии», г.  
Челябинск, технический директор.

Защита состоится «19» февраля 2025 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620062, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета)

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=6788>

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 20\_\_ г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы исследования и степень ее разработанности

Широкое применение в нефтегазовой, химической, пищевой и других отраслях промышленности находят аустенитные хромоникелевые стали вследствие их высокой коррозионной стойкости и технологичности. Однако рассматриваемые стали не упрочняются при термической обработке. Это является важнейшим недостатком, ограничивающим области их практического использования. Поэтому актуальным является поиск эффективных путей повышения прочностных характеристик и износостойкости термически неупрочняемых аустенитных сталей. Одно из перспективных направлений упрочнения аустенитных сталей связано с применением современных методов интенсивного поверхностного пластического деформирования, формирующих на поверхности наноструктурированный слой материала. Важность упрочнения поверхностных слоев для обеспечения эксплуатационной стойкости деталей обусловлена тем, что именно поверхность подвергается износу, контактными нагрузкам и воздействию коррозионных сред. Поэтому состояние поверхности во многом определяет эксплуатационные свойства изделий машиностроения.

Эффективными методами поверхностного наноструктурирования металлических материалов являются фрикционные обработки в условиях трения скольжения, научные основы которых разработаны Л.Г. Коршуновым, В.Р. Баразом, А.В. Макаровым, Ю.В. Мильманом, Н.А. Наркевич и другими исследователями. Практический интерес к обработкам скользящими инденторами вызван также возможностью их применения в качестве финишных операций, формирующих качественную поверхность изделий с низкой шероховатостью. Одновременное формирование наноструктурированного поверхностного слоя и заданного субмикрорельефа поверхности деталей реализуется в разработанной В.П. Кузнецовым промышленной технологии наноструктурирующего выглаживания. Задача получения качественной поверхности в условиях фрикционного нагружения имеет особое значение применительно к аустенитным сталям ввиду их сильной склонности к адгезии при контактном воздействии.

Важнейшие эксплуатационные свойства аустенитных сталей в сильной степени зависят от химического состава стали, технологических условий деформационных обработок и методик последующих испытаний. Поэтому необходим научно-обоснованный подход к выбору технологических параметров обработки скользящим индентором с учетом формируемого структурно-фазового состояния и характеристик, определяющих работоспособность поверхностного слоя изделия в условиях эксплуатации. Также представляет интерес рассмотреть особенности фрикционной обработки как метастабильной аустенитной стали, так и стали с повышенным содержанием никеля, стабилизирующего аустенит к деформационному  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению.

Изделия из аустенитных сталей могут подвергаться нагреву на стадии технологических операций и в процессе эксплуатации. Существует ряд работ по влиянию термического воздействия на фазовые превращения, структурное состояние и прочность субмикро- и нанокристаллических поверхностных слоев, сформированных в результате различных поверхностных деформационных

обработок аустенитных сталей. Однако применительно к фрикционной обработке указанные вопросы оставались неизученными. Кроме того, их рассмотрение позволит разработать рекомендации по выбору режимов комбинированных деформационно-термических обработок.

Диссертационная работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности лаборатории конструкционного материаловедения Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук в рамках государственного задания по темам № 01201354598, № АААА-А18-118020790148-1, а также при поддержке проектов УрО РАН № 15-9-12-45, РФФИ № 15-08-07947\_а, УМНИК № 13853ГУ/2018.

**Объектом исследования** являются аустенитные хромоникелевые стали.

**Предметом исследования** являются микромеханические, трибологические и коррозионные свойства поверхностных слоев аустенитных хромоникелевых сталей, подвергнутых фрикционным и деформационно-термическим обработкам.

**Цель диссертационной работы** состоит в поиске эффективных путей поверхностного упрочнения и повышения износостойкости в условиях трения скольжения аустенитных хромоникелевых сталей на основе изучения их структурно-фазового состояния, микромеханических и трибологических свойств, формируемых при фрикционных и деформационно-термических обработках.

В работе решались следующие **задачи**:

1. Провести выбор технологических параметров фрикционных обработок скользящими инденторами (материал индентора, нагрузка на индентор, технологическая среда, кратность и температура нагружения) по критериям деформационного упрочнения и шероховатости формируемой поверхности аустенитных хромоникелевых сталей.

2. Провести сравнительный анализ формирования при фрикционной обработке структурно-фазового состояния и микромеханических свойств аустенитных сталей с различной степенью стабильности к деформационному мартенситному превращению.

3. Исследовать влияние термического воздействия на структурно-фазовое состояние и микромеханические характеристики метастабильной аустенитной стали и предложить на этой основе режимы комбинированных деформационно-термических обработок.

4. Исследовать влияние фрикционной обработки на трибологические и коррозионные характеристики аустенитных хромоникелевых сталей.

5. Выполнить промышленную апробацию упрочнения поверхностного слоя заготовки из аустенитной хромоникелевой стали методом наноструктурирующего выглаживания.

**Научная новизна:**

1. Показано, что при фрикционной обработке аустенитных сталей формированию субмикро- и нанокристаллической структуры аустенита и  $\alpha'$ -мартенсита деформации предшествует развитие процессов механического

двойникования аустенита и образования ячеистых и полосовых дислокационных субструктур.

2. При фрикционной обработке аустенитных сталей установлен близкий уровень упрочнения (до 710-720 HV 0,025) метастабильной стали 12X18H10T, на поверхности которой образуется 70 об. %  $\alpha'$ -мартенсита деформации, и деформационно стабильной стали 03X16H15M3T1.

3. При увеличении температуры фрикционного нагружения от  $-196$  до  $+250$  °С объемная доля мартенсита деформации в поверхностном слое стали 12X18H10T снижается от 100 до 5 % при достижении близких уровней деформационного упрочнения ее поверхности (555-575 HV 0,025).

4. Установленный рост износостойкости аустенитных хромоникелевых сталей в результате фрикционной обработки обусловлен ограничением на поверхностях трения процессов пластического оттеснения и адгезионного схватывания вследствие установленной по данным микроиндентирования повышенной способности упрочненных слоев сопротивляться пластической деформации при контактном механическом воздействии.

5. Нанокристаллические мартенситно-аустенитные структуры, сформированные в поверхностном слое метастабильной аустенитной стали при фрикционной обработке, дополнительно упрочняются при нагреве до 400-450 °С за счет выделения дисперсных карбидов хрома, а при нагреве до 650 °С трансформируются в высокопрочные преимущественно субмикро- и нанокристаллические структуры аустенита, которые сохраняются вплоть до 800 °С, образуя вместе с рекристаллизованными участками аустенита «бимодальные» структуры.

#### **Теоретическая и практическая значимость**

Выработаны теоретически обоснованные научные подходы к поиску путей улучшения прочностных и трибологических свойств аустенитных хромоникелевых сталей различных классов при проведении фрикционной и комбинированных обработок.

Определены и обоснованы технологические режимы наноструктурирующей фрикционной обработки, обеспечивающие повышение микромеханических и трибологических свойств при одновременном достижении высокого качества (низкая шероховатость и отсутствие дефектов сплошности) формируемой поверхности аустенитных хромоникелевых сталей.

Установлена возможность управления структурно-фазовым состоянием поверхностного слоя метастабильной аустенитной стали путем изменения температуры и кратности нагружения при фрикционной обработке, а также проведением последующего отжига.

Предложены наноструктурирующие комбинированные деформационно-термические обработки метастабильной аустенитной стали, предусматривающие проведение после фрикционной обработки отжигов при достижении твердости мартенситно-аустенитной структуры 900 HV 0,025 после отжига при 400-450 °С и твердости аустенитной структуры 630 HV 0,025 после отжига при 650 °С.

Показано, что фрикционная обработка может применяться в качестве финишной операции при изготовлении изделий из аустенитных хромоникелевых сталей, обеспечивая существенное упрочнение и повышение износостойкости

поверхности. При этом фрикционная обработка не приводит к ухудшению коррозионной стойкости аустенитных сталей по сравнению с другой постобработкой – механическим шлифованием.

Рассмотренные в диссертационной работе металлофизические и технологические аспекты обработки аустенитных сталей скользящим индентором использованы при реализации промышленной технологии наноструктурирующего выглаживания на многофункциональном обрабатывающем центре на предприятии ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган) для формирования упрочненного наноструктурированного слоя на поверхности детали из аустенитной стали 04X17H10M2T, о чем свидетельствует соответствующий Акт.

#### **Методология и методы исследования**

Методологической основой послужили работы ведущих отечественных и зарубежных ученых в области разработки научных и технологических основ формирования поверхностных функциональных слоев сталей методами интенсивной поверхностной пластической деформации, а также в области материаловедения и трибологии.

Исследования проводили на образцах и заготовках, подвергнутых поверхностному пластическому деформированию скользящими инденторами (фрикционная обработка и наноструктурирующее выглаживание). Пластическое деформирование осуществляли в различных технологических условиях. Для решения поставленных задач использовали современные методы просвечивающей и растровой электронной микроскопии, оптической профилометрии, измерения микромеханических характеристик, проведения трибологических и коррозионных испытаний. Экспериментальные результаты были получены с использованием сертифицированных и поверенных приборов и средств измерений.

#### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Последовательность формирования субмикро- и нанокристаллической структуры и особенности фазовых превращений в поверхностном слое аустенитных сталей при фрикционных обработках в различных технологических условиях.

2. Близкий уровень упрочнения поверхности метастабильной и деформационно стабильной аустенитных хромоникелевых сталей при наноструктурирующей фрикционной обработке.

3. Особенности влияния температуры фрикционного нагружения в интервале от  $-196$  до  $+250$  °С на интенсивность протекания деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения и твердость поверхности метастабильной аустенитной стали.

4. Связь установленного повышения износостойкости аустенитных хромоникелевых сталей фрикционной обработкой с результатами инструментального микроиндентирования их поверхностей и изучения механизмов изнашивания.

5. Выявленные особенности влияния нагрева в интервале температур 100-900 °С на структурно-фазовое состояние и микромеханические характеристики метастабильной аустенитной стали, подвергнутой фрикционной обработке, и

режимы комбинированных деформационно-термических обработок, включающих фрикционную обработку с последующими отжигами при температурах 400-450 °С и 650 °С.

**Достоверность результатов работы** обеспечена большим объемом и воспроизводимостью результатов экспериментальных исследований, согласованием их между собой и с известным литературными данными. Для исследования структуры, фазового состава и свойств материалов в работе применялись современные апробированные методы и аттестованные приборы.

**Апробация работы.** Основные результаты диссертационной работы были доложены на следующих конференциях: Международных конференциях «Актуальные проблемы прочности» (Екатеринбург, 2013; Пермь, 2017); Международной конференции «Трибология и надежность» (Санкт-Петербург, 2014); Уральских школах металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Оренбург, 2014; Магнитогорск, 2018); Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых (Екатеринбург, 2015); Международной школе «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2016, 2021, 2023); Международной конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (Екатеринбург, 2016, 2018); Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2018» (Казань, 2018); Открытой школе-конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы» (Уфа, 2020).

**Публикации.** По теме диссертации было опубликовано 28 печатных работ, включая 14 статей в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, из них 11 статей включены в базы данных цитирования Web of Science и Scopus.

**Личный вклад автора** состоит в участии в постановке задач исследования и планировании экспериментов, проведении термической обработки, фрикционной обработки, испытаний на износостойкость, коррозионную стойкость и исследованиях структуры. Соискатель проводил пробоподготовку, микроиндентирование и измерение микротвердости образцов, исследования топографии поверхностей образцов и инденторов. Анализ и обсуждение полученных результатов проводились совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Результаты исследований неоднократно лично докладывались соискателем на научно-технических конференциях.

**Структура и объем диссертации.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка сокращений и условных обозначений, списка литературы и двух приложений. Работа изложена на 197 страницах, включая 65 рисунков и 13 таблиц. Список литературы содержит 219 наименований.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель, задачи исследования и положения, выносимые на защиту. Приведены научная новизна и практическая значимость работы,

методология и методы исследования, отмечен личный вклад соискателя, степень достоверности и апробации полученных результатов, описана структура диссертации.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по исследуемой теме. Рассмотрены различные технологические способы поверхностных деформационных обработок аустенитных сталей. Проанализировано влияние деформационного воздействия на структурно-фазовое состояние, механические, трибологические и коррозионные свойства аустенитных хромоникелевых сталей. Приведены известные данные о влиянии термического воздействия на структуру и характеристики аустенитных сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации. На основании анализа литературных данных сформулированы основные задачи работы.

Во **второй главе** описаны материалы, методика эксперимента и методы исследований. В качестве материала исследования были выбраны хромоникелевые аустенитные стали. Химический состав сталей, определенный с помощью стационарного спектрометра для анализа металлов SPECTROMAXx F, приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей, мас. %\*

Сталь	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu	V
12X18H10T	0,10	17,72	10,04	0,63	1,33	0,57	0,23	0,064	0,014	0,057	-
03X16H15M3T1	0,03	15,69	14,17	1,17	0,25	0,64	2,67	0,027	0,004	0,108	0,043
04X17H10M2T	0,04	16,56	10,26	0,11	1,55	0,78	2,09	0,125	0,052	0,338	0,121

\* – содержание S и P не превышает 0,045 мас. %, остальное Fe.

Образцы для исследований были вырезаны из стального проката на электроэрозионном станке FANUC ROBOCUT  $\alpha$ -0iE с ЧПУ FANUC-310is и подвергнуты закалке от 1100 °С в воду (выдержка 1 ч).

Фрикционную обработку проводили при возвратно-поступательном движении индентора по схеме «индентор – плоский образец» со смещением индентора на 0,1 мм на каждый двойной ход. Использовали полусферические инденторы с радиусами заточки  $R = 2,5-3,0$  мм из природного (монокристалл) и синтетического алмаза (марки АКТМ, полученного спеканием порошков алмаза с активирующей добавкой Si), мелкокристаллического нитрида бора (DBN), вольфрамкобальтового твердого сплава ВК8 и различные смазочно-охлаждающие технологические среды (СОТС): аргон, воздух и смазочно-охлаждающая жидкость (СОЖ). Обработку проводили при комнатной температуре в отсутствие заметного фрикционного нагрева поверхности трения, что было обеспечено условиями нагружения (скорость скольжения индентора  $V = 0,05$  м/с, нормальная нагрузка на индентор  $P = 147-490$  Н). Количество сканирований индентором составляло  $n = 1-11$ . При изучении влияния температуры фрикционной обработки на характеристики стали 12X18H10T нагружение проводили в температурном диапазоне от  $-196$  до  $+250$  °С.

Наноструктурирующее выглаживание проводили на многофункциональном токарно-фрезерном центре (OKUMA Multus B300) на предприятии ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган). Перед выглаживанием

чистой токарной обработкой (точением) удаляли слой металла толщиной 0,1 мм. Выглаживание проводили на воздухе специальным инструментом с узлом динамической стабилизации – демпфирующей системой. Использовали полусферический индентор из синтетического алмаза с радиусом полусферы  $R = 3$  мм при скорости  $V = 10$  м/мин, подаче  $f = 0,01$  мм/об, нагрузке  $P = 200$  Н. Количество сканирований индентором составило  $n = 1-7$ .

Для изучения влияния термического воздействия на структуру и свойства подвергнутой фрикционной обработке стали 12X18H10T образцы последовательно нагревали в вакуумной печи при температурах 100-900 °С (выдержка 2 ч) с интервалом 50 °С с последующим охлаждением с печью.

Трибологические испытания проводили в условиях трения скольжения без смазки на воздухе и со смазкой (масло И-30А) по стали 45 твердостью 50 HRC. Определяли потери массы образца  $\Delta m$  и интенсивность изнашивания  $I_h$ , которую рассчитывали по формуле:  $I_h = \Delta m / (\rho \cdot S \cdot L)$ , где  $\Delta m$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, г/см<sup>3</sup>;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>;  $L$  – путь трения, см. Определяли также коэффициент трения  $\mu$  как отношение силы трения  $F$  (Н) к нормальной нагрузке  $N$  (Н).

Испытания на общую коррозию проводили гравиметрическим методом (ГОСТ Р 9.905-2007). Коррозионный раствор состоял из смеси водных растворов NaCl (20 мас.%) и HCl (30 мас.%) в равном соотношении. Общая продолжительность испытаний составила 18 ч. Рассчитывали среднюю скорость коррозии в установившемся режиме:  $k_m = \Delta m / (S \cdot \tau)$ , г/(см<sup>2</sup>·ч), где  $\Delta m$  – потери массы образца, г;  $S$  – площадь поверхности образца, см<sup>2</sup>;  $\tau$  – время выдержки в коррозионной среде, ч.

Исследование тонкой структуры образцов осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах JEOL JEM-2100 и JEOL JEM-200CX. Рентгеноструктурные исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в  $CuK_\alpha$ -излучении. Исследование поверхностей трения, поверхности сталей и инденторов после фрикционной обработки и выглаживания, микрохимического состава поверхности инденторов проводили с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) Tescan VEGA II XMU с микроанализаторами Inca Wave 700 и INCA Energy 450 XT. Шероховатость и профиль поверхности образцов изучали с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на микротвердомерах Leica VMHT AUTO и Shimadzu HMV-G21DT при нагрузках 0,098-9,8 Н. Инструментальное микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием программного обеспечения WIN-HCU при нагрузках на индентор Виккерса 0,245 Н и 0,490 Н.

**В третьей главе** рассмотрено влияние фрикционной обработки скользящим индентором на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики аустенитных хромоникелевых сталей.

По критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и высокого качества поверхности аустенитной стали 12X18H10T были выявлены преимущества фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона при  $P = 392-490$  Н. В этом случае при 5-кратном

сканировании индентором ( $n = 5$ ) достигается упрочнение поверхности закаленной стали от 220 HV 0,025 до 590-685 HV 0,025 при обеспечении параметра шероховатости  $Ra = 75-115$  нм. Эффективное деформационное упрочнение реализуется благодаря достаточно высокому коэффициенту трения  $\mu = 0,20-0,23$ . При этом на поверхности аустенитной стали возникают лишь незначительные полосы пластического отеснения без развития процессов схватывания (рисунок 1а), а на поверхности индентора происходит перенос лишь отдельных микрочастиц аустенитной стали в зоне фрикционного контакта.

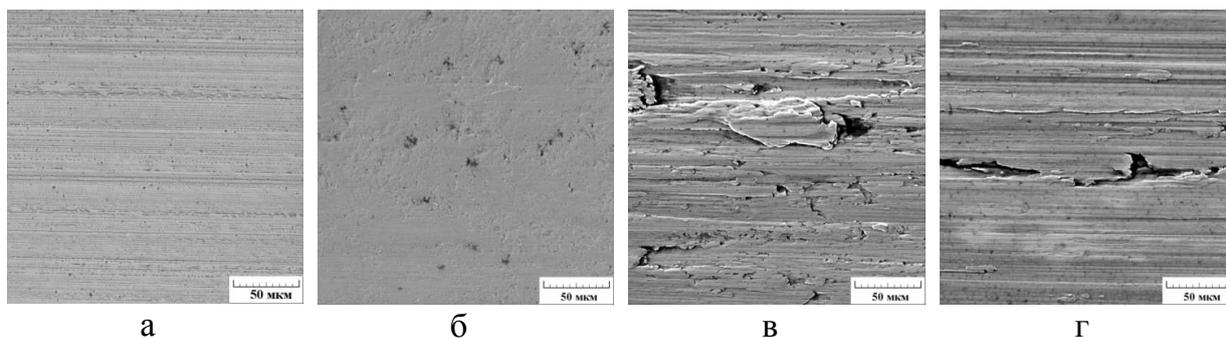


Рисунок 1 – Изображение (РЭМ) поверхности стали 12X18H10T после фрикционной обработки индентором: из синтетического алмаза в среде аргона при  $P = 392$  Н (а); из природного алмаза в СОЖ при  $P = 490$  Н (б); из ВК8 в СОЖ при  $P = 294$  Н (в); из DBN в СОЖ при  $P = 245$  Н (г)

При реализации стандартной технологии алмазного выглаживания (обработка индентором из природного алмаза с СОЖ) формируется поверхность с минимальным количеством следов деформирования (рисунок 1б) и значением параметра шероховатости  $Ra = 60$  нм, не происходит перенос стали 12X18H10T на индентор. Однако низкий коэффициент трения  $\mu = 0,08$  препятствует накоплению пластической деформации и эффективному деформационному упрочнению стали (515 HV 0,025). При обработке инденторами из твердого сплава ВК8 и DBN даже с использованием СОЖ происходит интенсивное адгезионное схватывание, приводящее к сильному ухудшению качества поверхности стали (рисунок 1в,г), росту параметра шероховатости до  $Ra = 225-380$  нм, активному массопереносу стали на поверхность вершины индентора и возникновению одноименной пары трения «сталь – сталь» с высокими коэффициентами трения  $\mu = 0,39-0,44$ . Это ограничивает применение указанных инденторов для фрикционной обработки аустенитных сталей.

Для дальнейших исследований фрикционную обработку метастабильной аустенитной стали 12X18H10T проводили индентором из синтетического алмаза в среде аргона с нагрузкой  $P = 392$  Н. Обработка деформационно стабильной аустенитной стали 03X16H15M3T1 по указанному технологическому режиму сопровождалась процессами схватывания на ее поверхности, поэтому нагрузка на индентор была снижена до  $P = 294$  Н.

Согласно рисунку 2 увеличение кратности воздействия  $n$  индентором из синтетического алмаза при фрикционной обработке с нагрузками  $P = 392$  и  $294$  Н приводит к росту микротвердости метастабильной аустенитной стали 12X18H10T до 710 HV 0,025 (при  $n = 11$ ) и обладающей повышенной

стабильностью к деформационным превращениям аустенитной стали 03X16H15M3T1 до 720 HV 0,025 (при  $n = 7$ ). При этом объемная доля  $\alpha'$ -мартенсита деформации в поверхностном слое стали 03X16H15M3T1 не превышает 2 %, а на поверхности стали 12X18H10T достигает 70 об. % (см. рисунок 2). Общая глубина упрочненного фрикционной обработкой слоя у стали 12X18H10T составила 450 мкм, а у стали 03X16H15M3T1 – 300 мкм.

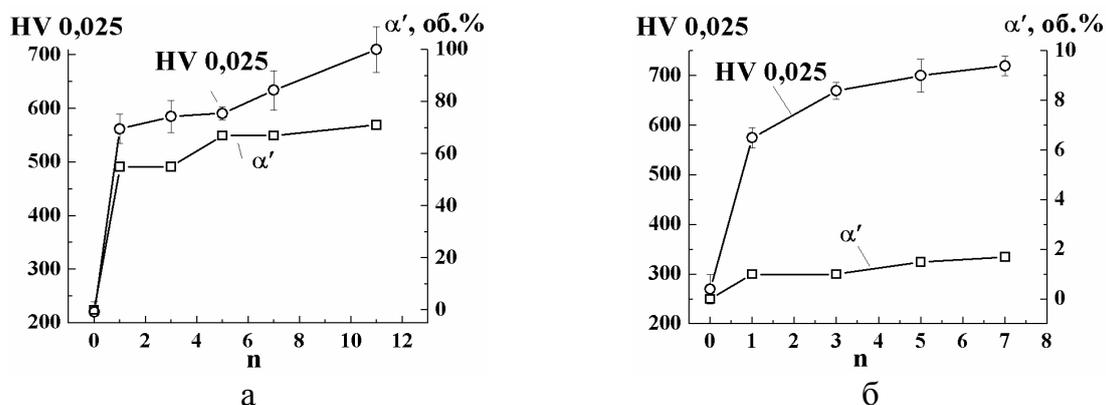


Рисунок 2 – Влияние количества сканирований индентором  $n$  при фрикционной обработке на объемную долю  $\alpha'$ -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 на поверхности сталей 12X18H10T (а) и 03X16H15M3T1 (б)

Для рассматриваемых аустенитных сталей установлен последовательный процесс формирования субмикро- и нанокристаллической структуры при фрикционной обработке с однократным сканированием ( $n = 1$ ) (рисунок 3, рисунок 4). На начальных стадиях деформация развивается скольжением и двойникованием. Механическое двойникование (рисунок 3а) способствует фрагментации исходной аустенитной крупнокристаллической структуры сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1, а также протеканию деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое стали 12X18H10T (рисунок 2а). При последующем накоплении деформации в поверхностном слое формируются слабо разориентированные ячейки, границы которых представляют собой сложные дислокационные скопления (рисунок 3б, рисунок 4а, отмечено стрелкой), полосовые дислокационные структуры (рисунок 3в, рисунок 4а, отмечено линиями) и на последующем этапе – субмикро- и нанокристаллические структуры аустенита и  $\alpha'$ -мартенсита (рисунок 3г, рисунок 4б,в).

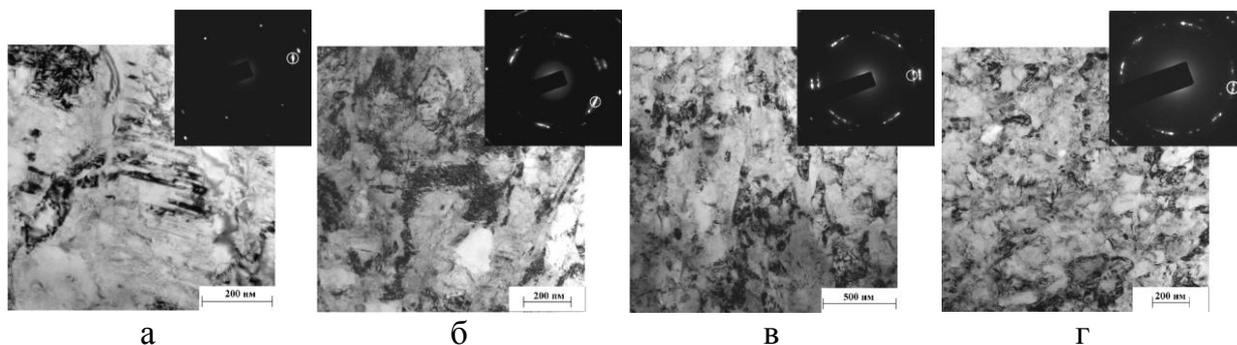


Рисунок 3 – Структура стали 12X18H10T после фрикционной обработки при  $n = 1$ : светлопольные изображения и микродифракции

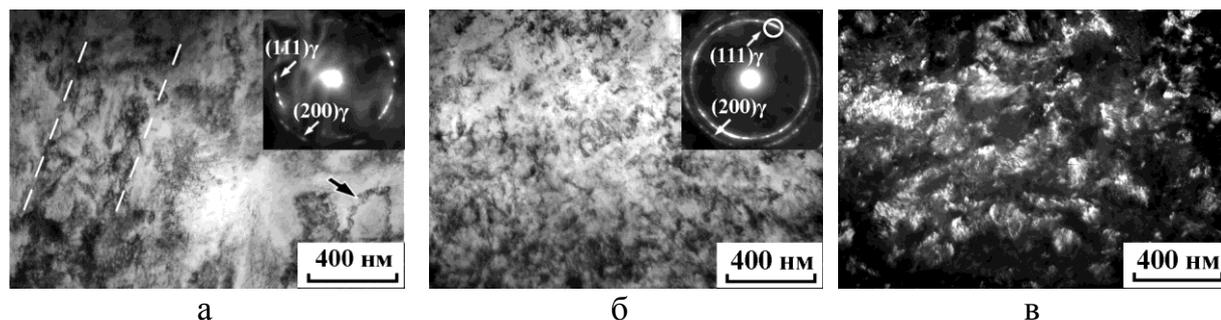


Рисунок 4 – Структура стали 03X16H15M3T1 после фрикционной обработки при  $n = 1$ : светлопольные изображения и микродифракции (а, б); темнопольное изображение в рефлексе  $(111)\gamma$  (в)

Увеличение кратности фрикционного воздействия до  $n = 7$  (сталь 03X16H15M3T1) и  $n = 11$  (сталь 12X18H10T) способствует дальнейшему диспергированию структуры.

Согласно приведенным результатам ПЭМ и рентгеноструктурного фазового анализа (см. рисунки 2-4) при фрикционной обработке упрочнение стали 03X16H15M3T1 реализуется за счет субструктурного и зернограничного механизмов упрочнения, а в стали 12X18H10T дополнительный вклад к указанным механизмам упрочнения вносит деформационное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение.

Рисунок 5 показывает, что полнота протекания деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое стали 12X18H10T в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения. При увеличении температуры фрикционной обработки (при  $n = 1$ ) от  $-196$  до  $+250$  °C объемная доля мартенсита деформации снижается от 100 до 5 %.

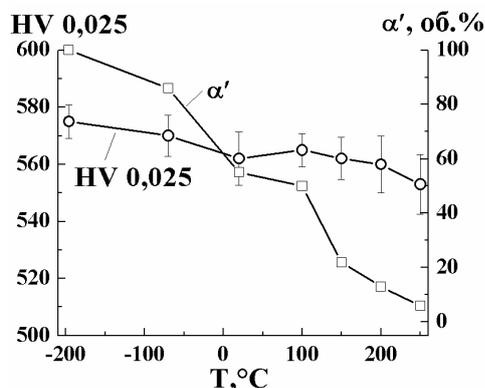


Рисунок 5 – Влияние температуры фрикционной обработки  $T$  на объемную долю  $\alpha'$ -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 на поверхности стали 12X18H10T

Методом ПЭМ в тонком поверхностном слое стали 12X18H10T выявлено формирование в процессе фрикционной обработки при  $T = -196$  °C нано- и субмикроструктурных структур  $\alpha'$ -мартенсита деформации (рисунок 6а,б), а при  $T = +250$  °C – аустенита (рисунок 6в,г).

При фрикционной обработке во всем интервале температур от  $-196$  до  $+250$  °C достигаются близкие уровни деформационного упрочнения стали (555-575 HV 0,025). Это обусловлено, с одной стороны, низким содержанием углерода в стали (0,10 мас. % C) недостаточным для эффективного упрочнения мартенситной структуры. С другой стороны, высокий уровень твердости деформированного

аустенита обусловлен действием зернограничного механизма упрочнения (рисунок 6 в), интенсивным ростом плотности дислокаций и развитием на начальных этапах деформирования процессов двойникования (см. рисунок 3 а).

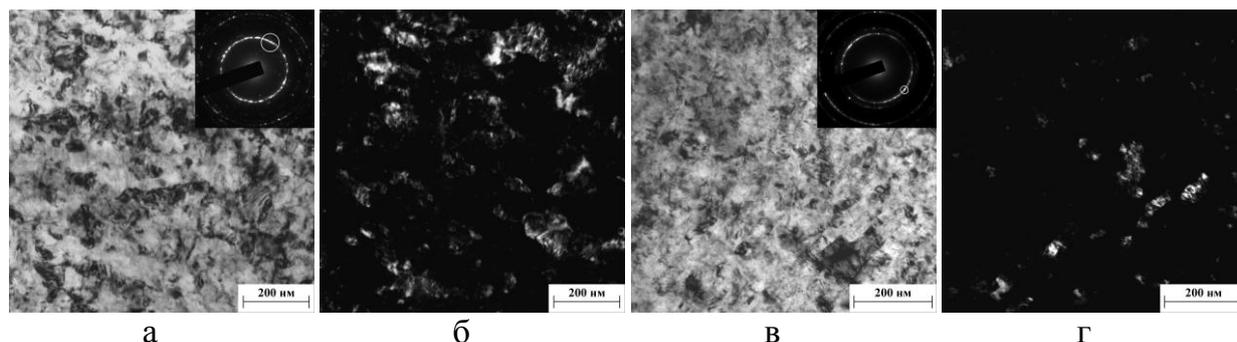


Рисунок 6 – Структура стали 12X18H10T после фрикционной обработки ( $n = 1$ ) при  $T = -196\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а, б) и  $T = +250\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в, г): светлопольные изображения и микродифракции (а, в); темнопольные изображения в рефлексах (110) $\alpha$  (б) и (111) $\gamma$  (г)

По данным инструментального микроиндентирования наноструктурирующая фрикционная обработка приводит к росту прочностных микромеханических характеристик и сопротивления поверхностного слоя аустенитных сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 упругому и пластическому деформированию (таблица 2). Возрастает твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  и твердость по Мартенсу  $HM$ , которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформации. Рост упругого восстановления  $R = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \cdot 100\%$  (где  $h_{max}$  – максимальная и  $h_p$  – остаточная глубина вдавливания индентора) и отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$  свидетельствуют об увеличении доли упругой деформации в общей деформации для наноструктурированной поверхности и, соответственно, о ее повышенной способности сопротивляться механическому воздействию без пластического деформирования. А значительный рост отношения  $H_{IT}^3/E^{*2}$  указывает на повышение фрикционной обработкой сопротивления развитию начавшейся пластической деформации, поскольку указанному отношению пропорционально напряжение течения  $P_y$  материала.

Таблица 2 – Результаты микроиндентирования поверхности сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 в закаленном состоянии и после фрикционной обработки

Обработка	$H_{IT}$ , ГПа	$HM$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	R, %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
	Сталь 12X18H10T					
Закалка	2,9±0,3	2,5±0,2	200±20	11,4	0,014	0,001
Фрикционная обработка при $n = 11$	8,0±1,0	5,8±0,6	197±12	24,8	0,040	0,014
Сталь 03X16H15M3T1						
Закалка	3,4±0,4	2,9±0,3	206±25	9,7	0,016	0,001
Фрикционная обработка при $n = 7$	7,3±0,9	4,7±0,3	192±15	22,1	0,038	0,011

В четвертой главе рассмотрено влияние термического воздействия в интервале температур 100-900 °C на структуру, фазовый состав и

микромеханические характеристики метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой.

На рисунке 7 приведены результаты измерения микротвердости и фазового состава стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке при  $n = 11$  и последующим двухчасовым нагревам в диапазоне температур 100-900 °С. Согласно рисункам 7 и 8а-в в поверхностном слое стали 12X18H10T при нагреве вплоть до температуры 400-450 °С сохраняются нанокристаллические мартенситно-аустенитные структуры, сформированные при фрикционной обработке, с объемной долей  $\alpha'$ -мартенсита деформации ~60 %. При нагреве до указанных температур наблюдается также дополнительное упрочнение поверхности наноструктурированной стали от 690 до 870-900 HV 0,025 (см. рисунок 7), чему способствует выделение из мартенсита деформации наноразмерных карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$  (см. рисунок 8а,г).

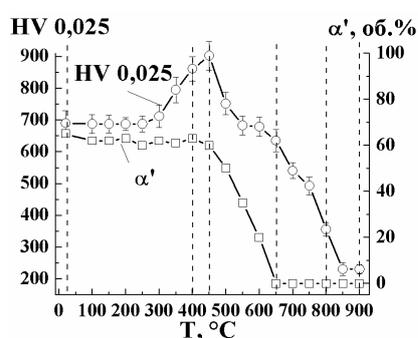


Рисунок 7 – Влияние температуры нагрева T на микротвердость HV 0,025 и объемную долю  $\alpha'$ -мартенсита деформации на поверхности стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке при  $n = 11$

Повышение температуры нагрева приводит к развитию обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения (см. рисунок 7). В результате отжига при 650 °С формируется полностью аустенитная структура с зернами преимущественно субмикро- и нанокристаллических размеров твердостью 630 HV 0,025 (рисунок 7, рисунок 9а,б). В структуре также наблюдаются карбиды  $Cr_{23}C_6$  (рисунок 9а,в), которые имеют более крупные размеры по сравнению с карбидами, выделившимися при нагреве до 400-450 °С (см. рисунок 8г). Согласно рисунку 9г в структуре стали 12X18H10T присутствуют отдельные участки рекристаллизованных аустенитных зерен, формирующие вместе с высокодисперсными аустенитными зернами

«бимодальную» структуру. «Бимодальная» структура с отдельными участками из аустенитных зерен и карбидных частиц нано- и субмикронного размера сохраняется в поверхностном слое подвергнутой фрикционной обработке стали даже после нагрева до 800 °С.

Увеличение доли рекристаллизованных зерен, рост зерна аустенита и коагуляция карбидов хрома обуславливают снижение микротвердости деформационно-упрочненной поверхности до 350 HV 0,025 при температуре отжига 800 °С (см. рисунок 7). Важно отметить, что при нагреве наноструктурированной стали 12X18H10T до 800-900 °С не наблюдается аномального роста рекристаллизованных зерен аустенита.

На основе полученных результатов предложены комбинированные деформационно-термические обработки метастабильной аустенитной стали, включающие наноструктурирующую фрикционную обработку и отжиги при температурах 400-450 °С и 650 °С.

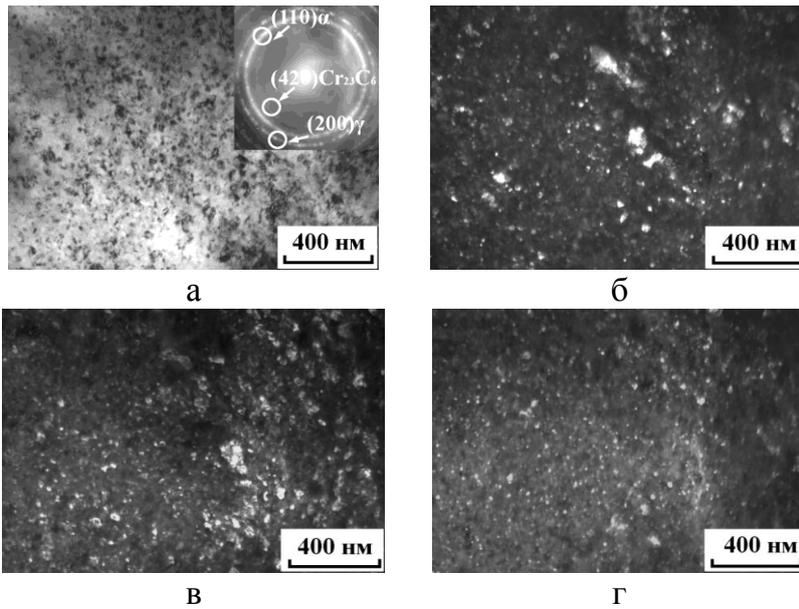


Рисунок 8 – Структура стали 12X18H10T после фрикционной обработки при  $n = 11$  и отжига при  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ : светлопольное изображение и микродифракция (а); темнопольные изображения в рефлексах  $(110)\alpha$  (б),  $(200)\gamma$  (в) и  $(420)\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (г)

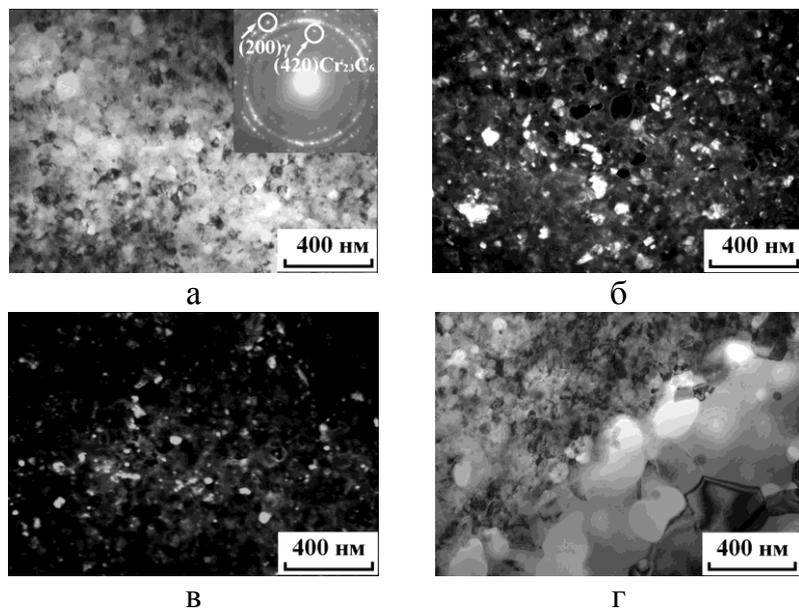


Рисунок 9 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при  $n = 11$  и отжига при  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ : светлопольное изображение и микродифракция (а); темнопольные изображения в рефлексах  $(200)\gamma$  (б) и  $(420)\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (в); светлопольное изображение (г)

В пятой главе рассмотрено влияние фрикционной обработки на трибологические и коррозионные свойства аустенитных хромоникелевых сталей.

В условиях сухого трения скольжения у аустенитной стали 12X18H10T, подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке при  $n = 11$ , обнаружен аномальный характер зависимости износа (потерь массы  $\Delta m$ ) и коэффициента трения  $\mu$  от пути трения  $L$  (рисунок 10а,б). Во-первых, отсутствует характерный для закаленной стали период приработки с наибольшими уровнями износа и коэффициента трения. Во-вторых, у тонкого (несколько микрон) поверхностного слоя с высокодисперсной структурой отмечаются минимальные значения интенсивности изнашивания  $I_n$  и коэффициента трения (рисунок 10б,в). При последовательном изнашивании упрочненного фрикционной обработкой поверхностного слоя стали происходит рост указанных трибологических характеристик. Наноструктурирующая

фрикционная обработка обеспечивает ускоренный (по сравнению с закаленным состоянием) переход к установившемуся изнашиванию (рисунок 10в).

Резкое повышение фрикционной обработкой сопротивления адгезионному изнашиванию на начальном этапе трения обусловлено ограничением развития на наноструктурированной поверхности процессов схватывания и переходом к изнашиванию по механизму пластического оттеснения (рисунок 11).

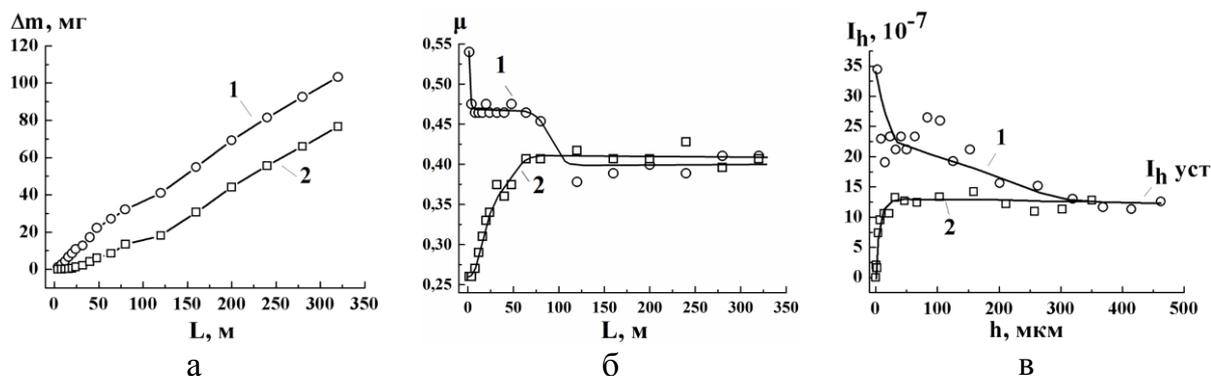


Рисунок 10 – Изменение потерь массы  $\Delta m$  (а) и коэффициента трения  $\mu$  (б) в зависимости от пути трения  $L$  и изменение интенсивности изнашивания  $I_h$  по глубине  $h$  поверхностного слоя стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (1) и после фрикционной обработки при  $n = 11$  (2) при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали 45 с нагрузкой  $N = 137$  Н

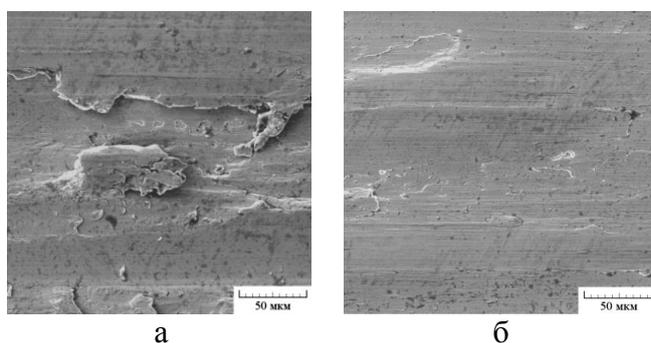


Рисунок 11 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образцов из стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (а) и после фрикционной обработки при  $n = 11$  (б), испытанных на трение скольжения без смазки по пластине из стали 45 на пути трения  $L = 40$  м (а) и  $L = 20$  м (б)

В испытаниях на трение скольжения со смазкой фрикционная обработка по сравнению с исходным закаленным состоянием приводит к снижению интенсивности изнашивания  $I_h$  в 4-10 раз у стали 12X18H10T и в 4-70 раз у стали 03X16H15M3T1 (таблица 3). При всех нагрузках фрикционная обработка обеспечивает значение коэффициента трения на уровне  $\mu = 0,10-0,13$  (см. таблицу 3), характерном для режима граничного трения ( $\mu \leq 0,14$ ).

Фрикционная обработка ограничивает развитие пластического оттеснения (изнашивание осуществляется в виде малоциклового фрикционной усталости) на поверхности стали 12X18H10T (рисунок 12а,б) и схватывания на поверхности стали 03X16H15M3T1 (рисунок 12в,г), обеспечивая переход к преимущественно упругому оттеснению (многоцикловая фрикционная усталость). По данным микроиндентирования это является следствием повышенной способности упрочненных фрикционной обработкой

поверхностных слоев аустенитных сталей сопротивляться пластической деформации при контактном механическом воздействии (таблица 2).

Таблица 3 – Интенсивность изнашивания  $I_h$  и коэффициент трения  $\mu$  при испытаниях на трение скольжения со смазкой по пластине из стали 45 с нагрузкой N образцов из стали 12X18H10T и 03X16H15M3T1 в закаленном состоянии и после фрикционной обработки

Обработка	Сталь 12X18H10T					
	$I_h, 10^{-9}$			$\mu$		
Нагрузка N при испытаниях	980 Н	1470 Н		980 Н	1470 Н	
Закалка	10,6	52		0,11	0,13	
Фрикционная обработка n = 11	2,6	5,2		0,10	0,10	
	Сталь 03X16H15M3T1					
	$I_h, 10^{-9}$			$\mu$		
Нагрузка N при испытаниях	392 Н	588 Н	686 Н	392 Н	588 Н	686 Н
Закалка	13,2	17,2	3817,0	0,11	0,12	0,27
Фрикционная обработка n = 7	1,3	4,0	55,6	0,11	0,11	0,13

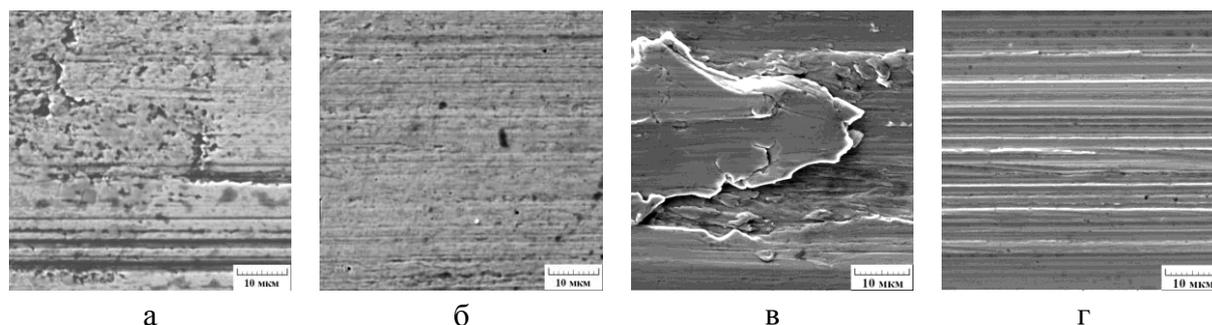


Рисунок 12 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образцов из стали 12X18H10T (а, б) и 03X16H15M3T1 (в, г) в закаленном состоянии (а, в) и после фрикционной обработки (б, г), испытанных на трение скольжения со смазкой по пластине из стали 45 при нагрузке N = 1470 Н (а, б) и N = 686 Н (в, г)

Метастабильная аустенитная сталь 12X18H10T после упрочняющей фрикционной обработки характеризуется повышенной скоростью коррозии  $k_m$ , чем сталь в электрополированном состоянии (таблица 4). Однако фрикционная обработка, формирующая на поверхности стали 55-70 об. % мартенсита деформации, не приводит к ухудшению коррозионной стойкости (росту  $k_m$ ) по сравнению с другой механической постобработкой – шлифованием, которое при этом не обеспечивает значительного повышения микротвердости исследуемой стали (от 220 до 240 HV 0,025). Отмеченная повышенная скорость коррозии стали 12X18H10T после шлифования и фрикционной обработки ( $k_m = 0,53-0,58$  г/(м<sup>2</sup>·ч)), вероятно, обусловлена присутствием на поверхности стали после указанных обработок  $\alpha'$ -мартенсита. Однако согласно таблице 4, после шлифования объемная доля  $\alpha'$ -фазы существенно меньше, чем после фрикционной обработки, а скорость коррозии несколько выше. Это можно

объяснить происходящим при фрикционной обработке сильным диспергированием структуры (см. рисунок 3г), которое способствует ускоренному формированию пассивных пленок на поверхности нержавеющей стали вследствие ускоренной диффузионной активности химических элементов по границам нано- и субмикрочерен.

Таблица 4 – Объемная доля  $\alpha'$ -мартенсита деформации, параметр шероховатости Ra, микротвердость HV 0,025 и скорость коррозии  $k_m$  образцов из сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 после различных обработок

Обработка	$\alpha'$ , об. %	Ra, мкм	HV 0,025	$k_m$ , г/(м <sup>2</sup> ·ч)
	Сталь 12X18H10T			
Электролитическое полирование	0	0,06±0,01	220±20	0,35±0,05
Шлифование (абразив 20/14 мкм)	7±2	0,11±0,01	240±5	0,58±0,12
Фрикционная обработка (n = 1)	55±3	0,17±0,01	560±27	0,53±0,09
Фрикционная обработка (n = 11)	70±3	0,33±0,03	710±43	0,54±0,07
Сталь 03X16H15M3T1				
Электролитическое полирование	-	0,14±0,03	270±30	0,37±0,05
Шлифование (абразив 50/40 мкм)	-	0,25±0,03	390±25	0,57±0,12
Фрикционная обработка (n = 1)	≤2	0,23±0,01	580±20	0,34±0,09

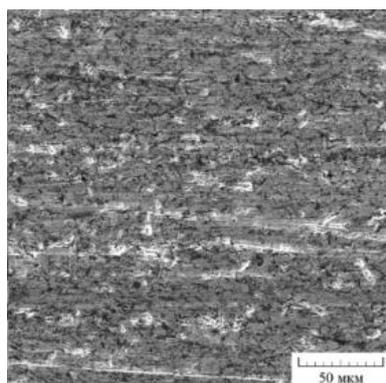


Рисунок 13 – Изображение (РЭМ) поверхности стали 03X16H15M3T1 после шлифования абразивом зернистостью 50/40 мкм

Согласно таблице 4 деформационно стабильная аустенитная сталь 03X16H14M3T1 характеризуется близкими величинами скорости коррозии  $k_m$  после электролитического полирования (структура крупнокристаллического аустенита) и фрикционной обработки (субмикро/нанокристаллическая структура аустенита). А шлифование приводит к заметному росту скорости коррозии стали 03X16H14M3T.

Поверхности сталей 12X18H10T и 03X16H14M3T1 после механического шлифования и фрикционной обработки в отличие от электрополированной поверхности характеризуется повышенными значениями параметра шероховатости Ra (см. таблицу 4). При этом на шлифованной поверхности отмечается наличие дефектов сплошности материала (мелких ямок и трещин, рисунок 13), а в результате фрикционной обработки на поверхности возникают следы деформирования в виде продольных валиков, впадин и выглаженных полос (см. рисунок 1а). Увеличение шероховатости поверхности стали может сопровождаться ростом скорости коррозии, а дефекты могут выступать в качестве дополнительных очагов коррозионного разрушения и препятствовать пассивации поверхности. Коррозионное поведение рассматриваемых сталей определяется следующими факторами: наличием/отсутствием  $\alpha'$ -мартенсита деформации в структуре, качеством (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов сплошности) сформированной поверхности и дисперсностью структуры. Важно отметить, что

упрочняющая фрикционная обработка не снижает коррозионную стойкость (в случае стали 12X18H10T) и даже повышает коррозионную стойкость (в случае стали 03X16H14M3T1) по сравнению с другой постобработкой – механическим шлифованием.

В шестой главе рассмотрены особенности промышленной реализации упрочнения поверхности заготовки типа «диск» из метастабильной аустенитной стали 04X17H10M2T (рисунок 14) наноструктурирующим выглаживанием на токарно-фрезерном центре на предприятии ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган).



Рисунок 14 – Фотография стальной заготовки после чистового точения и обработки выглаживанием на токарно-фрезерном центре

Согласно рисунку 15, при выглаживании достигается более значительный уровень упрочнения поверхности исследуемой стали (825 HV 0,025), чем при фрикционной обработке в лабораторных условиях (710 HV 0,025). Это обусловлено повышенной кратностью воздействия индентором на поверхность вследствие меньшей величины подачи  $f$ , а также более высокой скоростью скольжения индентора  $V$  при промышленной обработке выглаживанием (таблица 5).

Особенностью выглаживания на токарно-фрезерном центре является стабилизация аустенита к деформационному превращению (рисунок 15а). Это может быть обусловлено нагревом поверхностного слоя при чистовом точении (операции, предшествующей выглаживанию) и нагревом стали непосредственно в процессе выглаживания на воздухе при повышенной скорости и малой подаче (см. таблицу 5).

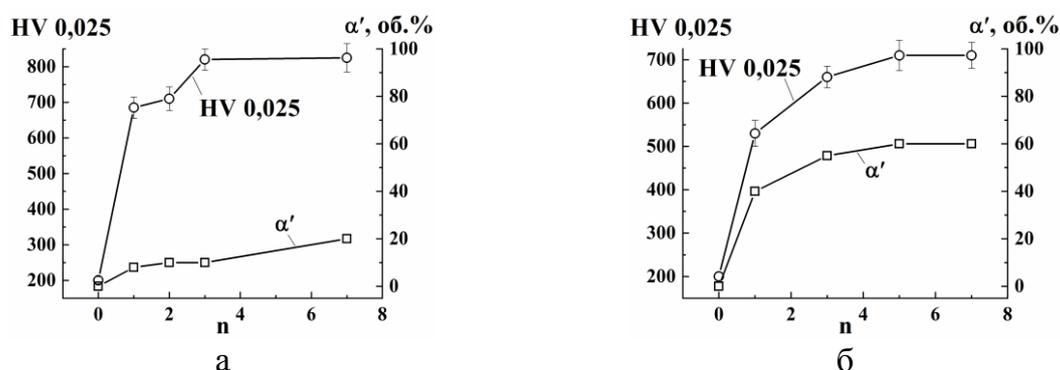


Рисунок 15 – Влияние количества сканирований индентором  $n$  при выглаживании (а) и фрикционной обработке (б) на объемную долю  $\alpha'$ -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 на поверхности стали 04X18H10M2T

Таблица 5 – Технологические параметры обработок скользящим индентором стали 04X17H10M2T

Технологические параметры	Выглаживание на токарно-фрезерном центре	Фрикционная обработка в лабораторных условиях
Скорость V, м/мин	10	3
Подача f, мм	0,01 (на оборот)	0,05 (на ход)
Нагрузка P, Н	200	294
СОТС	воздух	аргон
Материал индентора	синтетический алмаз	

При выглаживании ( $n = 3$ ) аустенитной стали 04X18H10M2T формируется качественная поверхность с низким значением параметра шероховатости  $Ra \sim 120$  нм (рисунок 16а), а в поверхностном слое возникают субмикроструктурные и нанокристаллические аустенитно-мартенситные структуры (рисунок 16б-в). В отдельных аустенитных зернах развивается механическое двойникование (отмечено стрелками на рисунке 16г), которое способствует фрагментации исходной аустенитной крупнокристаллической структуры и протеканию деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения.

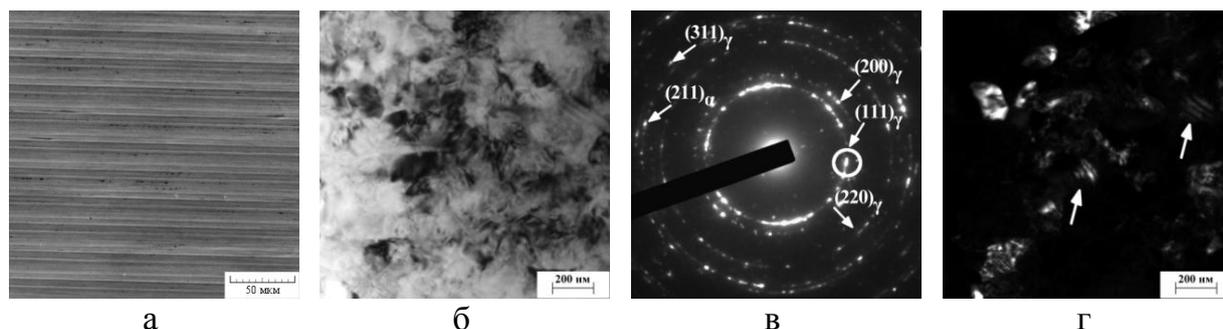


Рисунок 16 – Изображение (РЭМ) поверхности (а) и структура стали 04X17H10M2T после наноструктурирующего выглаживания при  $n = 3$ : светопольное изображение (б), микродифракция (в) и темнопольное изображение в рефлексах  $(111)\gamma$  и  $(200)\gamma$  (г)

Аустенитная сталь 04X17H10M2T после наноструктурирующего выглаживания характеризуется повышенными значениями микротвердости, твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$  и твердости по Мартенсу НМ по сравнению с характеристиками стали в закаленном состоянии и после чистового точения (таблица 6). Общая глубина упрочненного при выглаживании слоя составила  $\sim 200$  мкм. Для наноструктурирующего выглаживания отмечаются также максимальные значения расчетных характеристик  $R$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  (см. таблицу 6). Это указывает на повышенную способность поверхностного слоя заготовки из аустенитной стали деформироваться в упругой области, а также сопротивляться деформированию после начала пластического течения материала и, следовательно, противостоять эксплуатационным контактными нагрузкам.

Таблица 6 – Микротвердость HV 0,025 и результаты микроиндентирования поверхности стали 04X17H10M2T после различных обработок

Обработка	HV 0,025	НМ, ГПа	Н <sub>ГТ</sub> , ГПа	R, %	Н <sub>ГТ</sub> /E*	Н <sub>ГТ</sub> <sup>3</sup> /E* <sup>2</sup> , ГПа
Закалка	200±10	2,2±0,1	2,5±0,2	6,3	0,014	0,0004
Чистовое точение	450±15	3,6±0,2	4,0±0,2	15,2	0,022	0,002
Чистовое точение + наноструктурирующее выглаживание при n = 3	820±30	5,5±0,3	7,6±0,5	24,2	0,042	0,014

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. При обосновании технологических параметров фрикционной обработки аустенитной стали 12X18H10T по критериям обеспечения повышенного деформационного упрочнения и низкой шероховатости поверхности установлены преимущества использования индентора из синтетического алмаза.

2. В результате фрикционной обработки метастабильной аустенитной стали 12X18H10T и деформационно стабильной стали 03X16H15M3T1 достигается рост микротвердости до 710-720 HV 0,025 за счет зернограничного и дислокационного механизмов упрочнения аустенита, а также деформационного мартенситного превращения. Активизации указанных механизмов упрочнения способствует формирование в тонких поверхностных слоях сталей нано- и субмикроструктур аустенита и  $\alpha'$ -мартенсита деформации (в стали 12X18H10T), возникновению которых предшествуют механическое двойникование аустенита, появление ячеистых и полосовых дислокационных субструктур.

3. От температуры фрикционной обработки в сильной степени зависит полнота протекания мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в метастабильной стали 12X18H10T. При увеличении температуры от -196 до +250 °C объемная доля  $\alpha'$ -фазы снижается от 100 до 5 % с формированием нано- и субмикроструктур мартенсита деформации (при -196 °C) и аустенита (при +250 °C). Однако во всем температурном диапазоне обработок достигаются близкие уровни упрочнения стали (555-575 HV 0,025).

4. Предложены комбинированные деформационно-термические обработки метастабильной аустенитной стали, включающие фрикционную обработку и отжиги. Комбинированная обработка с отжигом при 400-450 °C обеспечивает сохранение в структуре приповерхностного слоя мартенсита деформации и дополнительное упрочнение стали от 690 до 870-900 HV 0,025 за счет выделения из него наноразмерных карбидов Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Комбинированная обработка с отжигом при 650 °C реализует прямое и обратное  $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения с формированием преимущественно субмикро- и нанокристаллической структуры аустенита с твердостью 630 HV 0,025. Высокодисперсные участки аустенита сохраняются при нагреве до 800 °C, образуя «бимодальные» структуры вместе с рекристаллизованными зернами аустенита, аномальный рост которых не зафиксирован при нагреве до 900 °C.

5. В результате фрикционной обработки установлен рост износостойкости в условиях граничного трения (со смазкой) аустенитных сталей 12X18H10T и

03X16H15M3T1, а также существенное снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения стали 12X18H10T в условиях сухого трения скольжения вследствие ограничения процессов пластического оттеснения и схватывания на наноструктурированной поверхности. По данным микроиндентирования рост трибологических свойств обусловлен повышенной способностью упрочненного слоя деформироваться под действием механического контактного нагружения в упругой области, а также сопротивляться деформированию и после начала пластического течения.

6. Упрочняющая фрикционная обработка не снижает сопротивление общей коррозии сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 по сравнению с другой постобработкой – механическим шлифованием.

7. На токарно-фрезерном центре реализована финишная обработка индентором из синтетического алмаза в воздушной среде заготовки из аустенитной стали 04X17H10M2T методом наноструктурирующего выглаживания, обеспечившая получение упрочненного до 825 HV 0,025 наноструктурированного поверхностного слоя.

### СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

1. Makarov A. V. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, **P. A. Skorynina**, A. L. Osintseva, A. S. Yurovskikh, R. A. Savrai // *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*. – 2015. – Is. 4 (69). – P. 80-92; 0,81 п.л./0,16 п.л. (Web of Science).
2. Makarov A. V. Eddy-current control of the phase composition and hardness of metastable austenitic steel after different regimes of nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, **P. A. Skorynina**, L. Kh. Kogan, A. S. Yurovskikh, A. L. Osintseva // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2016. – Vol. 52. – Is. 11. – P. 627-637; 0,69 п.л./0,11 п.л. (Scopus, Web of Science).
3. Макаров А. В. Наноструктурирующие комбинированные фрикционно-термические обработки аустенитной стали 12X18H10T / А. В. Макаров, **П. А. Скорынина**, Е. Г. Волкова, А. Л. Осинцева // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2016. – № 4 (38). – С. 30-37; 0,5 п.л./0,13 п.л.
4. Makarov A. V. Effect of the technological conditions of frictional treatment on the structure, phase composition and hardening of metastable austenitic steel / A. V. Makarov, **P. A. Skorynina**, A. S. Yurovskikh, A. L. Osintseva // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1785. – Art. 040035; 0,25 п.л./0,07 п.л. (Scopus).
5. **Скорынина П. А.** Влияние температуры наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние, упрочнение и качество поверхности аустенитной хромоникелевой стали / **П. А. Скорынина**, А. В. Макаров, А. С. Юровских, А. Л. Осинцева // *Вектор*

- науки Тольяттинского государственного университета. – 2017. – № 3 (41). – С. 103-109; 0,44 п.л./0,11 п.л.
6. Makarov A. V. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel / A. V. Makarov, **P. A. Skorynina**, A. S. Yurovskikh, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118. – Is. 12. – P. 1225-1235; 0,69 п.л./0,17 п.л. (Scopus, Web of Science).
  7. Makarov A. V. Effect of heating on the structure, phase composition and micromechanical properties of the metastable austenitic steel strengthened by nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, **P. A. Skorynina**, E. G. Volkova, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119. – Is. 12. – P. 1196-1203; 0,5 п.л./0,13 п.л. (Scopus, Web of Science).
  8. **Skorynina P. A.** Increasing the micromechanical and tribological characteristics of an austenitic steel by surface deformation processing / **P. A. Skorynina**, A. V. Makarov, E. G. Volkova, A. L. Osintseva // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – Vol. 2053. – Art. 030064; 0,25 п.л./0,07 п.л. (Scopus).
  9. Makarov A. V. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T / A. V. Makarov, **P. A. Skorynina**, E. G. Volkova, A. L. Osintseva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 61. – Is. 11-12. – P. 764-768; (0,31 п.л./0,08 п.л. (Scopus, Web of Science)).
  10. Makarov A. V. Development of methods for steel surface deformation nanostructuring / A. V. Makarov, R. A. Savrai, **P. A. Skorynina**, E. G. Volkova // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 62. – Is. 1-2. – P. 61-69; 0,56 п.л./0,14 п.л. (Scopus, Web of Science).
  11. **Skorynina P. A.** Structural and phase transformations in austenitic chromium-nickel steels during nanostructuring frictional treatment / **P. A. Skorynina**, A. V. Makarov, E. G. Volkova, A. L. Osintseva // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2020. – Vol. 1008. – Art. 012055; 0,25 п.л./0,07 п.л. (Scopus).
  12. **Скорынина П. А.** Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной хромоникелевой стали / **П. А. Скорынина**, А. В. Макаров, В. В. Березовская, Е. А. Меркушкин, Н. М. Чекан // *Frontier Materials and Technologies*. – 2021. – № 4. – С. 80-88; 0,56 п.л./0,12 п.л.
  13. **Skorynina P. A.** The influence of frictional treatment and liquid carburizing on general corrosion resistance of chromium-nickel austenitic steels / **P. A. Skorynina**, A. V. Makarov, R. A. Savrai // *Frontier Materials and Technologies*. – 2023. – Is. 4. – P. 109-119; 0,69 п.л./0,23 п.л. (Scopus).
  14. **Skorynina P. A.** Substantiating the process parameters of frictional treatment with a sliding indenter for an austenitic chromium-nickel steel / **P. A. Skorynina**, A. V. Makarov, R. A. Savrai // *Tribology Letters*. – 2024. – Vol. 72. – Art. 9; 1,0 п.л./0,33 п.л. (Scopus, Web of Science).

Результаты диссертационной работы также отражены в 14 тезисах и материалах Российских и Международных конференций.