

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова
Уральского отделения Российской академии наук
(ИМАШ УрО РАН)

На правах рукописи

СКОРЫНИНА Полина Андреевна

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

2.6.17 – Материаловедение

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

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

Екатеринбург – 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	16
1.1 Методы поверхностных наноструктурирующих деформационных обработок аустенитных сталей	16
1.1.1 Методы ИППД, основанные на ударном воздействии	17
1.1.2 Статические методы ИППД	23
1.2 Влияние деформационного воздействия на структурно-фазовое состояние и механические свойства аустенитных сталей	29
1.2.1 Стабильность аустенитной структуры	29
1.2.2 Структура, фазовый состав и механические свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД	31
1.3 Влияние ИПД на эксплуатационные свойства аустенитных сталей ...	36
1.3.1 Трибологические свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД	36
1.3.2 Коррозионные свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД	40
1.4 Влияние термического воздействия на структуру и характеристики аустенитных сталей, подвергнутых ИПД	42
1.5 Постановка задачи исследования	44
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	49
2.1 Исследованные материалы	49
2.2 Термическая обработка	50
2.3 Методики поверхностного пластического деформирования	50
2.3.1 Фрикционная обработка в лабораторных условиях	51
2.3.2 Наноструктурирующее выглаживание на токарно-фрезерном центре	55
2.4 Методика проведения трибологических испытаний	56

2.5 Методы исследования.....	57
2.5.1 Определение химического состава сталей	57
2.5.2 Методы исследования структуры, фазового состава и топографии поверхностей сталей.....	58
2.5.3 Микромеханические испытания.....	60
2.5.4 Испытания на общую коррозию.....	61
ГЛАВА 3 ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СКОЛЬЗЯЩИМ ИНДЕНТОРОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	63
3.1 Выбор и обоснование технологических параметров фрикционной обработки аустенитной стали 12Х18Н10Т.....	63
3.2 Влияние кратности фрикционного воздействия при комнатной температуре на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики аустенитной метастабильной стали 12Х18Н10Т.....	76
3.3 Влияние температуры фрикционного воздействия на структуру, фазовый состав и упрочнение метастабильной аустенитной стали 12Х18Н10Т.....	92
3.4 Влияние кратности фрикционного воздействия при комнатной температуре на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики деформационно стабильной аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1.....	99
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3	109
ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, УПРОЧНЕННОЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ.....	112

4.1 Влияние нагрева на фазовый состав и микротвердость подвергнутой фрикционной обработке стали 12Х18Н10Т.....	113
4.2 Влияние нагрева на микромеханические характеристики подвергнутой фрикционной обработке стали 12Х18Н10Т.....	114
4.3 Влияние нагрева на структуру подвергнутой фрикционной обработке стали 12Х18Н10Т.....	117
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4	124
ГЛАВА 5 ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.....	125
5.1 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной стали 12Х18Н10Т в условиях трения скольжения	126
5.1.1 Трибологические свойства упрочненной фрикционной обработкой стали 12Х18Н10Т в условиях сухого трения скольжения ..	126
5.1.2 Трибологические свойства упрочненной фрикционной обработкой стали 12Х18Н10Т в условиях трения скольжения со смазкой	130
5.2 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1 в условиях трения скольжения со смазкой.....	133
5.3 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на сопротивление общей коррозии хромоникелевых аустенитных сталей	138
5.3.1 Стойкость метастабильной стали 12Х18Н10Т к коррозионному разрушению	138
5.3.2 Стойкость деформационно стабильной стали 03Х16Н15М3Т1 к коррозионному разрушению.....	142
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5	146

ГЛАВА 6 ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВКИ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 04X17H10M2T НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ	148
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 6	161
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	163
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	166
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	167
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт о практическом применении результатов диссертационной работы.....	196
ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Акт внедрения	197

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности. В настоящее время 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 их важнейшим недостатком, ограничивающим области практического использования. Поэтому весьма 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 (ИППД), формирующих на поверхности наноструктурированный слой материала: ультразвуковая обработка шариками в вакууме (SMAT – surface mechanical attrition treatment) [1-7], дробеструйная [8-18] и пескоструйная [19-21] обработки, ультразвуковая ковка в вакууме [22], ультразвуковая ударная обработка бойками [23], обработка трением с перемешиванием [24-26]. 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 [27-43], научные основы которых разработаны Л.Г. Коршуновым, В.Р. Баразом, А.В. Макаровым, Ю.В. Мильманом, Н.А. Наркевич и другими исследователями. В ряде случаев фрикционные обработки обеспечивают уникальное сочетание прочностных (твердость,

теплостойкость) и трибологических (высокая износостойкость, низкий коэффициент трения) свойств.

Практический интерес к обработкам скользящими инденторами вызван также возможностью их применения в качестве финишных операций, формирующих качественную поверхность изделий с низкой шероховатостью [39, 44, 45]. Одновременное формирование наноструктурированного поверхностного слоя и заданного субмикрорельефа поверхности деталей реализуется в разработанной В.П. Кузнецовым промышленной технологии наноструктурирующего выглаживания [44-55]. Задача получения качественной поверхности в условиях фрикционного нагружения имеет особое значение применительно к аустенитным сталям ввиду их сильной склонности к адгезии при контактном воздействии.

Для эффективной реализации упрочняющей фрикционной обработки аустенитных сталей необходим научно-обоснованный подход к выбору ее технологических параметров (материал индентора, нагрузка на индентор и технологическая среда) по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и получения низкой шероховатости поверхности. Кроме того, важно рассмотреть возможности управления структурно-фазовым состоянием поверхности аустенитной стали за счет подбора технологических параметров деформационной обработки, в частности кратности фрикционного воздействия и температуры. Известно, что деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение способствует упрочнению поверхностного слоя метастабильных аустенитных сталей [2, 10, 29, 31, 44, 56, 57], но его протекание может привести к потере антикоррозионных свойств стали [4, 11, 58]. Ввиду этого представляет интерес рассмотреть также особенности фрикционной обработки аустенитной 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 [44, 59-68]. Однако применительно к фрикционной обработке указанные вопросы оставались неизученными. Кроме того, их рассмотрение позволит разработать рекомендации по выбору режимов комбинированных деформационно-термических обработок.

Такие важнейшие эксплуатационные свойства аустенитных сталей, как износостойкость и коррозионная стойкость, в сильной степени зависят от химического состава стали, условий деформационных обработок и методик испытаний [5, 8, 12, 13, 19, 40, 69-80]. Поэтому актуальным и важным с научной и практической точек зрения является углубленное изучение трибологических свойств и механизмов изнашивания, а также оценка коррозионных характеристик аустенитных сталей, подвергнутых наноструктурирующей фрикционной обработке.

Поскольку металлофизические основы фрикционной обработки находят применение в технологии наноструктурирующего выглаживания, с практической точки зрения представляется актуальным провести апробацию данной технологии на заготовке из аустенитной хромоникелевой стали и реализовать возможность получения наноструктурированного упрочненного поверхностного слоя в промышленных условиях.

Основные исследования по теме диссертационной работы выполнены в 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_a, УМНИК № 13853ГУ/2018. Этим подтверждается актуальность темы диссертационной работы.

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 α' -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. % α' -мартенсита деформации, и деформационно стабильной стали 03X16H15M3T1.

3. При увеличении температуры фрикционного нагружения от -196 до $+250$ °C 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 отеснения 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 °C за счет выделения дисперсных карбидов хрома, а при нагреве до 650 °C 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, изложенные в диссертационной работе, были доложены на следующих конференциях:

1. 54-я Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Екатеринбург, 11-15 ноября, 2013 г.

2. XIV Международная конференция «Трибология и надежность», Санкт-Петербург, 17-19 сентября, 2014 г.

3. XXII Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Оренбург, 3-5 февраля, 2014 г.

4. XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых, Екатеринбург, 7-11 декабря, 2015 г.

5. X Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 16-20 мая, 2016 г.

6. VII Международная школа «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 31 января-5 февраля, 2016 г.

7. LVIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Пермь, 16-19 мая, 2017 г.

8. XXIV Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Магнитогорск, 19-23 марта, 2018 г.

9. XXII Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 21-25 мая, 2018 г.

10. IX Международная научно-техническая конференция «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы – 2018» (МНТК «ИМТОМ-2018»), Казань, 5-7 декабря, 2018 г.

11. Открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы», Уфа, 5-9 октября, 2020 г.

12. X Международная школа «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), посвященная десятилетию создания лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы», Тольятти, 13-17 сентября, 2021 г.

13. XI Международная школа «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11-15 сентября, 2023 г.

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.

Благодарности. Автор выражает глубокую благодарность за помощь в проведении исследований и участие в обсуждении результатов работы сотрудникам ИМАШ УрО РАН: к.т.н. А.Л. Осинцевой, к.т.н. Р.А. Савраю, И.А. Заболотских; сотрудникам УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина: к.т.н. А.С. Юровских, д.т.н. В.П. Кузнецову, д.т.н. В.В. Березовской, к.т.н. А.С. Скоробогатову, к.т.н. Е.А. Меркушкину; сотрудникам ИФМ УрО РАН: к.ф.-м.н. Е.Г. Волковой и Н.Л. Черненко.

ГЛАВА 1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Методы поверхностных наноструктурирующих деформационных обработок аустенитных сталей

Поверхностная пластическая деформация (ППД) – обработка давлением, при которой пластически деформируется только поверхностный слой материала [81]. При ППД стружка не образуется, происходит лишь пластическое деформирование тонкого поверхностного слоя при обеспечении оптимального качества обрабатываемой поверхности. Широко используемые методы окончательной обработки деталей (шлифование, доводка, хонингование) формируют необходимую форму деталей с заданной точностью, однако часто не обеспечивают формирование поверхности с низкой шероховатостью. Поверхность материалов играет определяющую роль в обеспечении работоспособности деталей, поскольку в условиях эксплуатации поверхностный слой изделия подвергается более сильному воздействию (химическому, механическому, тепловому), чем основная масса детали. Поэтому выход из строя большинства изделий происходит в результате поверхностного разрушения при изнашивании, коррозии, воздействии высоких температур и контактных нагрузок [30].

В настоящее время широкое распространение получили технологии интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД), позволяющие формировать на поверхности металлических материалов тонкие слои с субмикро- и нанокристаллической структурой, обладающие уникальным комплексом эксплуатационных свойств (прочность, износостойкость, коррозионная стойкость) [33, 82, 83].

Высокая коррозионная стойкость и технологичность аустенитных хромоникелевых сталей является определяющей при выборе их в качестве конструкционного материала в нефтегазовой, химической и пищевой отраслях промышленности. Аустенитные стали сохраняют стойкость к

коррозии в морской воде, при влажной атмосфере и в агрессивных средах, но в то же время имеют низкую износостойкость и прочностные характеристики, что может существенно ограничивать область их применения. Использование современных методов ИППД приводит к устранению указанных недостатков коррозионностойких аустенитных сталей [26, 29, 44, 56, 57, 84-87].

Согласно [81], методы ППД подразделяются на ударные (которые можно отнести к динамическим методам) и статические. В качестве инструмента при ППД могут выступать ролик, шар, дорн, чекан. Рабочими телами могут быть дробь, шарики из стали или стекла. При ППД могут использоваться различные среды: жидкость, газ, суспензии с абразивными частицами [88]. Далее рассмотрим методы ППД более подробно.

1.1.1 Методы ИППД, основанные на ударном воздействии

Ударное ППД осуществляется при ударном взаимодействии деформируемого материала с инструментом, рабочими телами и средой. При этом рабочие тела многократно воздействуют на всю обрабатываемую поверхность или на ее часть, а сила воздействия P в каждом цикле изменяется от минимума до максимума, как показано на рисунке 1.1 [81, 88]. Ударные методы ППД могут обеспечить высокий уровень прочностных характеристик и большую глубину упрочненного слоя обрабатываемого материала.

Существует большое количество ударных методов поверхностной обработки, позволяющих формировать на поверхности металлических материалов тонкие слои с субмикро- и нанокристаллической структурой, обладающие уникальным комплексом прочностных и других важнейших свойств. Остановимся подробно на нескольких, самых распространенных из них.

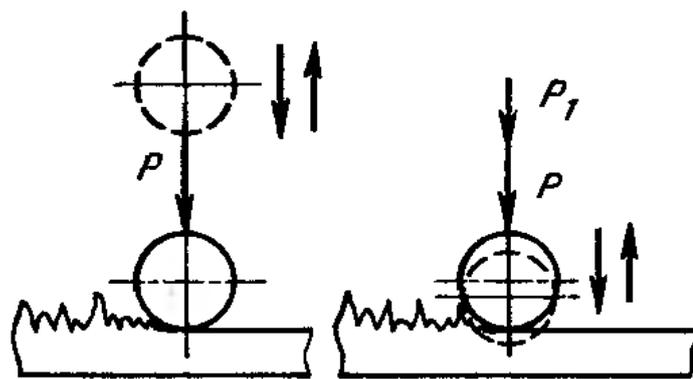


Рисунок 1.1 – Характер контактного взаимодействия инструмента с обрабатываемой поверхностью при ударном ППД [87]

Дробеструйная обработка (shot peening) – это метод поверхностной обработки, позволяющий создать остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое материала и повысить его твердость вследствие падения шаров (дробин) на поверхность [13] (рисунок 1.2 а). После удара упруго-напряженная область имеет тенденцию восстанавливаться до полностью разгруженного состояния, в то время как пластически деформированная область подвергается некоторой постоянной деформации. За счет этих неоднородных упругопластических деформаций возникает область сжимающих остаточных напряжений [89].

В настоящее время известны следующие виды дробеструйного упрочнения: пневмо- и гидродробеструйная обработка [90], высокоэнергетическая (high-energy shot peening) [9, 10], ультразвуковая (ultrasonic shot peening) [91] и другие. Для дробеструйного упрочнения аустенитных сталей используют шарики, изготовленные из твердых материалов [89]: керамические [14], стальные [10, 13, 16, 72]. Диаметр шариков составляет 0,2-2,0 мм [10, 13, 14, 16, 72].

Дробеструйная обработка сопровождается значительным диспергированием структуры поверхностного слоя обрабатываемого материала. В работе [16] дробеструйная обработка метастабильной аустенитной стали AISI 301 LN обеспечила формирование поверхностного

слоя с ультрадисперсной структурой глубиной до 1 мкм. Формирование нанокристаллической структуры с размером зерен ~ 40 нм в поверхностном слое стали AISI 304 при дробеструйной обработке продемонстрировано в работе [18]. Высокоэнергетическая дробеструйная обработка позволяет получить высокодисперсную структуру поверхностного слоя стали 1Cr18Ni9Ti с размерами кристаллитов ~ 18 нм [10].

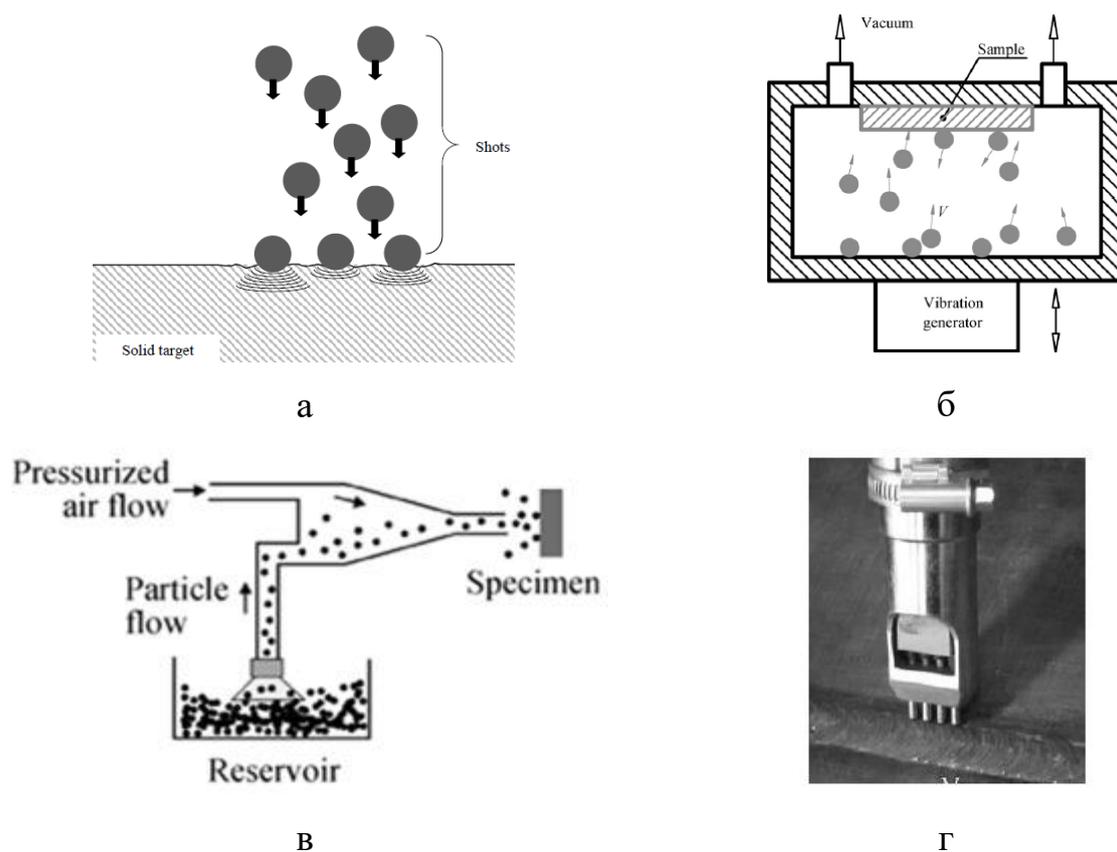


Рисунок 1.2 – Схемы поверхностных деформационных обработок: а – дробеструйная обработка [89]; б – обработка SMAT [92]; в – пескоструйная обработка [19]; г – ультразвуковая ударная обработка [83]

Уровень обеспечиваемых характеристик обрабатываемого материала в сильной степени зависит от технологических параметров дробеструйного упрочнения: скорости полета дроби и расстояния от инжектора [16], количества циклов (шагов) обработки [14, 17, 93], температуры обработки [91, 94], времени обработки [9] и других. Так, в работе [14] каждый

последующий цикл дробеструйной обработки обеспечивает более равномерное распределение остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое аустенитной нержавеющей стали S30432, что играет важную роль в повышении ее усталостной прочности.

Поверхностная механическая обработка SMAT (surface mechanical attrition treatment) предусматривает ультразвуковую обработку поверхности шариками в вакууме [92] (рисунок 1.2 б) и приводит к интенсивной пластической деформации (ИПД), которая способствует значительному измельчению зерна, а также наведению остаточных сжимающих напряжений в приповерхностном слое [6]. Обработка SMAT является одним из широко используемых ударных методов, применяемых для поверхностного упрочнения и наноструктурирования без изменения химического состава различных материалов, включая и аустенитные стали [2, 4, 95]. В работе [2] показано, что глубина наноструктурированного в процессе обработки SMAT слоя стали 316L с размером зерен около 20 нм составила 40 мкм.

Обработка SMAT схожа с традиционным дробеструйным упрочнением, однако имеет некоторые отличительные особенности. При обработке SMAT используют шарики диаметром 1-10 мм [2, 4, 6, 92], тогда как для дробеструйного упрочнения, как отмечалось ранее, размер деформирующих элементов составляет 0,2-1 мм. Кроме того, обработку SMAT проводят при воздействии ультразвуковой частоты в вакууме при гораздо меньших скоростях деформации (0,5-10 м/с) [95] по сравнению с дробеструйной обработкой (65-75 м/с) [16].

Как и в случае дробеструйной обработки, от технологических параметров обработки SMAT (размер, скорость подачи, материал дроби, количество воздействий, время обработки) зависит уровень обеспечиваемых характеристик [95, 4, 7]. Так, с увеличением размера дроби и времени обработки увеличивается степень деформации, глубина деформированного слоя стали AISI 304, однако и одновременно снижается стойкость к питтинговой коррозии в растворе NaCl [4]. Обработка SMAT стали AISI 304L

шариками диаметром 8 мм обеспечивает большую микротвердость поверхности и глубину упрочненного слоя в сравнении с обработкой шарами диаметром 3 мм [7]. Это связывают с большей кинетической энергией дроби диаметром 8 мм.

Пескоструйная обработка (sandblasting technique) – это обработка поверхности потоком песка или другого абразива, который распыляется из сопла при максимальной скорости потоком воздуха [20]. При гидроабразивной обработке распыление абразива осуществляется струей воды или иной жидкости [96].

Схема пескоструйной обработки приведена на рисунке 1.2 в. В работе [19] в качестве абразива использовали карбид кремния SiC, в работе [20] – оксид алюминия Al₂O₃, а в работе [97] – предварительно измельченный порошок хрома. Подача абразива может осуществляться под разными углами, от угла будут зависеть свойства формируемого поверхностного слоя [21]. При пескоструйной обработке скорость распыления абразива достигает 200 м/с [98], что значительно выше скорости распыления дроби при обработке SMAT.

Пескоструйная обработка также является эффективным методом деформационного упрочнения и наноструктурирования стальных поверхностей [19, 98].

Ультразвуковая ударная обработка (УЗО), в отличие от рассмотренных выше дробеструйной, пескоструйной и SMAT обработок, позволяет контролировать силу и плотность ударов и, таким образом, более эффективно обрабатывать поверхность материалов [83]. Ультразвуковая обработка выполняется путем возбуждения в обрабатываемом инструменте (рисунок 1.2 г) ультразвуковых колебаний, которые способствуют изменению дислокационной структуры материала, а также измельчению зерен до субмикро- и нанокристаллических размеров, тем самым влияя на свойства материалов. Б.Н. Мордюк с соавторами показали, что УЗО формирует градиентный наноструктурированный слой на поверхности

аустенитной стали AISI-321: размер зерна постепенно увеличивается примерно с 10 нм на поверхности до 60 нм на глубине 30 мкм [11].

В работе [23] ультразвуковой обработке бойками подвергались образцы стали 12X18H10T. В результате УЗО существенно изменяется зеренная структура: во-первых, средний размер зерен уменьшается до 4,5 мкм, и, во-вторых, исчезают специальные двойниковые границы, с чем связано 2-кратное повышение микротвердости поверхностного слоя стали.

Несмотря на наноструктурирование и эффективное упрочнение поверхностного слоя, ударные деформационные упрочняющие обработки имеют значительный недостаток: часто не могут обеспечить требуемый уровень шероховатости поверхности аустенитных хромоникелевых сталей, склонных к схватыванию в условиях адгезионного взаимодействия. Так, дробеструйная и пескоструйная обработки аустенитных сталей AISI 304 и 316L формируют достаточно грубую поверхность с высокими значениями параметров шероховатости $R_a = 2,8-4,9$ мкм [12, 17, 19, 58, 93]. А в работе [21] с увеличением угла подачи абразива от 30° до 90° при пескоструйной обработке возрастает параметр шероховатости S_a сформированной поверхности стали AISI 304 от 1,21 до 1,63 мкм. Низкий уровень шероховатости поверхности определяет функциональные свойства изготавливаемой детали: может способствовать сокращению величины износа на начальных этапах трения (на этапе приработки), а также повышает коррозионную стойкость, так как чем ниже шероховатость, тем меньший участок поверхности взаимодействует с коррозионной средой.

Таким образом, при выборе технологических параметров деформационной обработки аустенитных сталей необходимо учитывать не только возможность эффективного деформационного упрочнения, но и стоит обращать внимание на качество формируемой поверхности (низкие значения параметров шероховатости и отсутствие очагов схватывания/дефектов сплошности материала).

1.1.2 Статические методы ИПД

Согласно [88], при статических методах ППД инструмент или рабочие тела воздействуют на обрабатываемую поверхность с определенной постоянной силой P , происходит плавное перемещение очагов воздействия, которые последовательно проходят всю поверхность, подлежащую обработке (рисунок 1.3). Статические методы ППД, в отличие от ударных, обеспечивают формирование поверхности с благоприятной формой микронеровностей и меньшим уровнем шероховатости (рисунок 1.4) [17, 44]. К статическим методам относятся различные виды накатывания (раскатывание, обкатывание) и выглаживание [88]. Фрикционную обработку скользящим индентором тоже, очевидно, можно рассматривать в качестве одного из статических методов ППД.

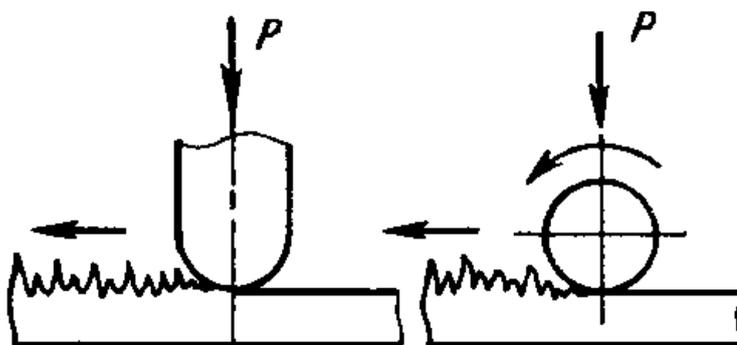


Рисунок 1.3 – Характер контактного взаимодействия инструмента с обрабатываемой поверхностью при статическом ППД [88]

Накатывание характеризуется высокой производительностью процесса, поскольку позволяет снизить силы трения между инструментом и обрабатываемым материалом. В качестве инструмента используют шарики или ролики, твёрдость материала которых превышает твёрдость материала заготовки. Накатывание происходит в условиях трения качения с проскальзыванием и создает в поверхностном слое детали остаточные

сжимающие напряжения, что приводит к росту сопротивления усталостному разрушению. Например, на границе зоны лазерного нагрева и исходного металла при лазерной закалке чугуна возникают растягивающие напряжения, а обкатка роликом переводит их в напряжения сжатия, тем самым стабилизируя напряженное состояние лазерноупрочненной поверхности [99].

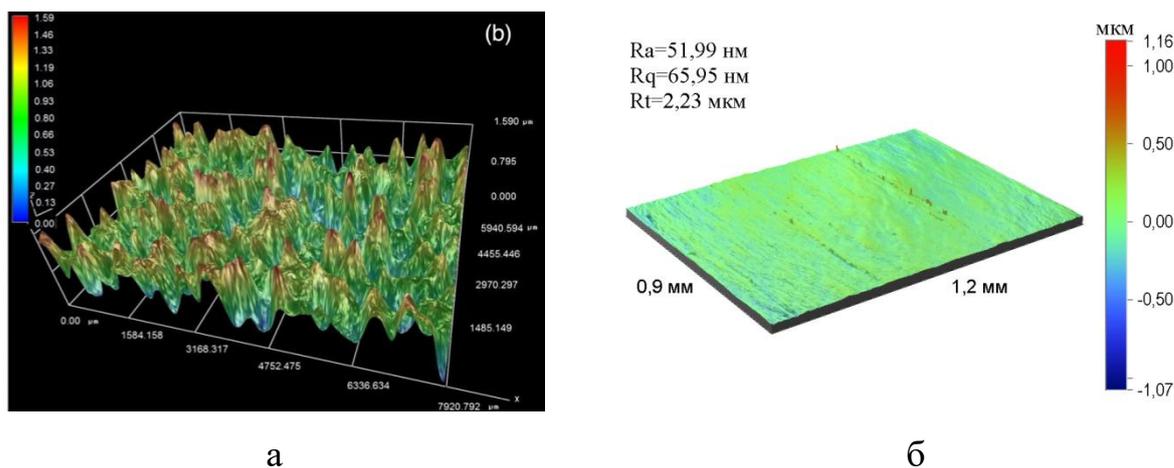


Рисунок 1.4 – Трехмерные профилограммы после дробеструйной обработки [17] (а) и наноструктурирующего выглаживания [44] (б) стали AISI 304

В результате обкатывания роликом аустенитных сталей 20X13H4T9, 12X18H10T и ХН60В, подвергнутых электроконтактной приварке, образуется благоприятный микрорельеф и снижается шероховатость поверхности [100]. Глубина упрочненного слоя достигает 0,3 мм. Обкатывание шариком после электроискрового легирования поверхности стали Х18Н9Т приводит к диспергированию кристаллической структуры и субструктуры, что связывают с ротационным движением фрагментов [101].

Алмазное выглаживание заключается в пластическом деформировании обрабатываемой поверхности скользящим по ней инструментом – выглаживателем (закрепленным в оправке алмазным кристаллом) с малым коэффициентом трения [102]. Алмазное выглаживание в основном направлено на формирование качественной поверхности с низкой шероховатостью, сглаживание микровыступов шероховатой поверхности и

часто не обеспечивает накопление значительных деформаций в слое заметной толщины.

В.П. Кузнецовым была разработана и обоснована промышленная технология наноструктурирующего выглаживания, реализуемая на многофункциональных токарно-фрезерных центрах [42, 44, 45, 47-55, 103]. Технология наноструктурирующего выглаживания является эффективным методом финишной обработки, который позволяет формировать наноструктурное состояние и субмикрорельеф поверхности конструкционных сталей путем управления многократным фрикционным нагружением специальным инструментом, одновременно обеспечивая повышение эксплуатационных свойств. При наноструктурирующем выглаживании обеспечивается нагрузка, достаточная для внедрения индентора ниже глубины впадин исходного микропрофиля поверхности материала и, следовательно, для полного передеформирования исходной шероховатости с формированием нового рельефа поверхности [52, 104].

Показано, что обработка поверхности аустенитной стали AISI 304, включающая чистовое точение и выглаживание алмазным индентором по специальному режиму, обеспечивающему накопление в поверхностном слое значительных деформаций за счет многократного деформационного воздействия, обуславливает формирование фрагментированной структуры с размерами кристаллитов до 100-500 нм и наличием плотных скоплений дислокаций [44]. Такая обработка способствует повышению микромеханических характеристик и формированию качественной поверхности аустенитной нержавеющей стали с параметром шероховатости $R_a = 0,05$ мкм.

Диспергированию структуры поверхностного слоя способствует образующийся в процессе выглаживания валик пластически оттесненного металла, который является микроконцентратором напряжений [46]. Выглаживание переводит растягивающие напряжения, возникшие в результате точения, в сжимающие напряжения и стабилизирует

неоднородное напряженное состояние поверхностного слоя детали из стали AISI 304 [44]. В работе [105] из-за малого количества концентраторов напряжений на гладкой поверхности возрастает время до зарождения усталостных микротрещин, а сжимающие напряжения сдерживают их развитие.

Фрикционная обработка, исключая заметный нагрев поверхности, является перспективным методом поверхностного пластического деформирования. Деформационное упрочнение при фрикционной обработке, как и при выглаживании, осуществляется за счет многократного скольжения индентора по поверхности обрабатываемого материала, с заданной нагрузкой. В зоне металлического контакта при внешнем трении создаются исключительно высокие нормальные и сдвиговые напряжения, под действием которых пластическая деформация осуществляется по ротационному механизму [106].

Эффективность деформационного упрочнения и достигаемое качество поверхности при обработках скользящими инденторами стальных поверхностей во многом определяются технологическими условиями фрикционного нагружения. К основным параметрам, которые влияют на твердость, шероховатость и эксплуатационные свойства стальных изделий, относят материал индентора, нагрузку на индентор и среду обработки [48].

Для обработки аустенитных сталей применяли инденторы из природного [44, 45] и синтетического алмазов [107-109], а также WC-Co твердосплавные инденторы BK6 [40] и BK8 [29]. При этом обработки проводили в разных средах: на воздухе [29, 40, 45], в аргоне [107, 108] и с использованием жидкой смазочно-охлаждающей технологической среды [44]. Применительно к другим материалам (NiCrBSi покрытие, сталь 20X13, цементованные стали 20X и 20X4, чистая медь, углеродистые стали) использовали инденторы из плотного нитрида бора (DBN – dense boron nitride) [52, 55, 110, 111] и WC-Co твердого сплава [28, 112-116]. В работе [35] полусферическим индентором из закаленной и обработанной холодом

высокоуглеродистой (0,83 мас. % С) стали в среде аргона проводили фрикционную обработку плоских образцов из этой же термоупрочненной стали. Такая обработка в одноименной паре трения предотвращала изменение химического состава поверхности стали, поскольку в случае использования инденторов из других твердых материалов, например, Al_2O_3 [35] или WC-Co твердого сплава [115], имел место перенос отдельных частиц материала индентора на обрабатываемую поверхность углеродистой стали.

Согласно молекулярно-механической теории трения И.В. Крагельского [117], от химического состава материала индентора и обрабатываемой детали, а также вида технологической среды в сильной степени должна зависеть молекулярная (адгезионная) составляющая силы трения и, соответственно, коэффициент трения. Кроме того, при контактом взаимодействии двух трущихся поверхностей имеют место процессы массопереноса [118-120]. В частности, при обработке скользящим индентором может происходить перенос материала обрабатываемой детали на индентор [52]. Это приводит к возникновению в зоне деформационного контакта одноименной пары трения и, соответственно, к росту коэффициента трения. От коэффициента трения, в свою очередь, напрямую зависит сдвиговая компонента деформации, которая играет определяющую роль в накоплении пластической деформации при нагружении скользящим индентором [46], и, соответственно, влияет на уровень деформационного упрочнения материала [28, 121]. В работе Д.И. Вичужанина с соавторами [121] по результатам конечно-элементного моделирования установлено, что с увеличением коэффициента трения от 0,1 до 0,6 возрастает величина накопленной деформации в поверхностном слое от 0,5 до 0,8. В работе [122] отмечается, что сдвиговой механизм деформации, реализуемый в процессе холодной пластической деформации, обеспечивает интенсивное развитие в аустенитных сталях 40X4Г18Н8Ф и 40X4Г18Ф деформационного двойникования, которое является эффективным механизмом упрочнения сталей с метастабильным аустенитом.

Как было отмечено ранее, для финишных обработок важно достижение не только высокого уровня упрочнения поверхности, но и ее низкой шероховатости. В работе [10] при фрикционной обработке высокоазотистой аустенитной стали твердосплавным индентором ВК6 формировалась поверхность с выраженными полосами в направлении скольжения индентора и значительным параметром шероховатости $Ra = 0,39$ мкм. Существенно меньшая шероховатость ($Ra = 0,02-0,12$ мкм) достигается на поверхности аустенитных Cr-Ni сталей после выглаживания алмазными инденторами [44, 45, 133], даже в отсутствии смазочно-охлаждающей жидкости [45, 133].

При фрикционной обработке наблюдали формирование ультрадисперсных структур в различных материалах [30, 32, 36, 41, 42], в том числе и в сталях аустенитного класса [37, 38]. На рисунке 1.5 приведены результаты ПЭМ поверхностного слоя стали Гадфильда, подвергнутой воздействию трения в среде жидкого азота. Трение формирует в приповерхностном слое стали нанокристаллическую структуру аустенита.

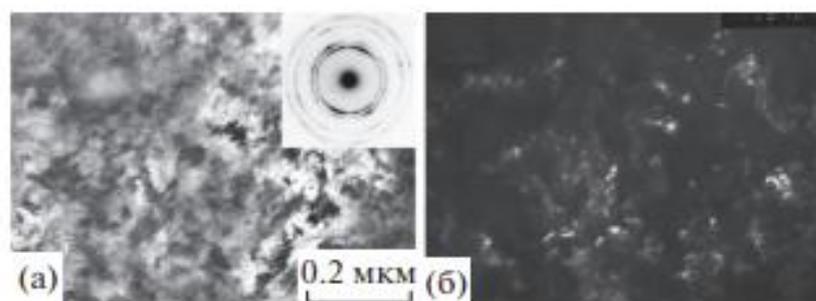


Рисунок 1.5 – Электронные микрофотографии закаленной стали 110Г13, подвергнутой воздействию трения в жидком азоте: а – светлопольное изображение; б – темнопольные изображения в рефлексе $(111)\gamma$ [38]

Показано, что возникновение рассматриваемых структур происходит в условиях развития ротационного механизма пластичности, который связан с возможностью разворотов ультрадисперсных фрагментов преимущественно вокруг оси, перпендикулярной направлению трения и параллельной

поверхности трения [42]. Механизм ротационной пластичности позволяет реализовать непосредственно на поверхности материала чрезвычайно большие пластические деформации, при отсутствии выкрашивания упрочненного слоя и появления подповерхностных трещин [106, 124].

Формирующиеся в поверхностном слое в процессе фрикционной обработки субмикро- и нанокристаллические структуры трения могут не только в значительной степени определять основные трибологические свойства металлических сплавов, но и обладать чрезвычайно высокими механическими свойствами [2, 63, 125]. Так, фрикционная обработка холоднодеформированных ленточных образцов метастабильной аустенитной стали 12X17H8Г2С2МФ вызывает увеличение микротвердости и предела упругости, а также приводит к усилению баушингеровской деформации [29, 43].

1.2 Влияние деформационного воздействия на структурно-фазовое состояние и механические свойства аустенитных сталей

1.2.1 Стабильность аустенитной структуры

Положение точек M_n и M_d является главным условным критерием стабильности аустенита [126]. Мартенситная точка M_n при охлаждении для аустенитных Cr-Ni сталей лежит несколько ниже комнатной температуры, а мартенситная точка при деформации M_d – выше. Деформационное мартенситное превращение в аустенитных сталях может протекать, если деформацию проводят ниже температуры M_d , поскольку при более высокой температуре скорость диффузии С в Fe становится значительной. Мартенситное превращение не может протекать при столь высоких температурах, даже в присутствии напряжений.

На рисунке 1.6 показано, что в некотором температурном интервале, примыкающем к M_n , превращение может начаться под действием только

напряжения, которое нужно увеличивать по мере удаления от M_H к более высоким температурам вплоть до температуры M_H^σ (линия АВ), когда достигается предел текучести аустенита σ_T . В области температур $M_H^\sigma - M_D$ зарождение мартенситных кристаллов происходит лишь после начала пластического течения аустенита, поскольку снижается термодинамический стимул к превращению. Из-за температурной зависимости σ_T в некотором интервале температур превращение может начаться при напряжении ниже, чем σ_T при M_H^σ . Однако при дальнейшем повышении температуры начало превращения отмечается при все больших деформациях, когда напряжение течения существенно возрастает из-за деформационного упрочнения аустенита и достигает максимума при температуре M_D (линия ВС).

Мартенсит, образующийся при деформации в упругой области, называют мартенситом напряжения, а мартенсит, получающийся под действием пластической деформации, – мартенситом деформации.

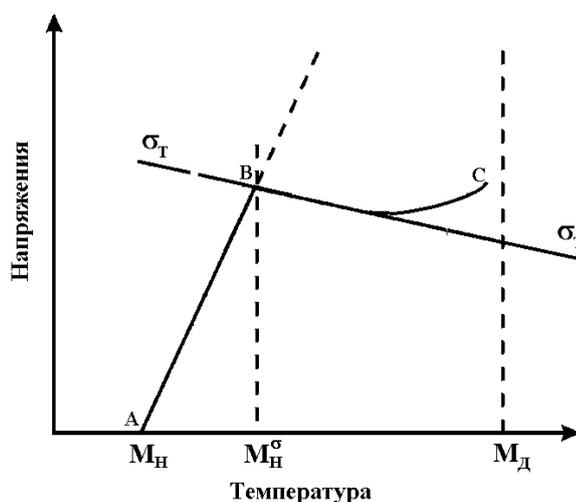


Рисунок 1.6 – Взаимосвязь напряжения и температуры появления мартенсита: АВ – мартенсит напряжения, ВС – мартенсит деформации
(Г. Олсон и М. Коэн) [127]

Роль мартенситных превращений заключается не только в том, что кристаллы мартенсита создают высокий уровень упрочнения и обладают

повышенным сопротивлением разрушению, но и в том, что в процессе мартенситного превращения происходит релаксация напряжений, которая способствует сохранению пластичных свойств аустенита, и, как следствие, повышению работоспособности изделия. Мартенсит деформации отличается от мартенсита охлаждения более высокой дисперсностью и твердостью.

1.2.2 Структура, фазовый состав и механические свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД

В работах [4-6, 12, 15, 17, 25, 29, 34, 37, 43-45, 56, 58, 91, 93, 94, 108, 109, 123, 128-131] рассмотрены особенности упрочнения метастабильных аустенитных сталей под действием интенсивной пластической деформации.

В процессе холодной пластической деформации хромоникелевых аустенитных сталей наряду с образованием α' -мартенсита, имеющего объемно-центрированную кубическую решетку (ОЦК), возникает ε -мартенсит с гексагональной плотноупакованной решеткой (ГПУ) [126]. Большая склонность данных сталей к мартенситному превращению при деформации связана с низкой энергией дефектов упаковки, которые являются зародышами кристаллов ε - и α' -мартенсита деформации. Мартенситные превращения развиваются по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, при этом в случае малых степеней деформации инициируется $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -, а при больших – $\gamma \rightarrow \alpha'$ -, а также $\varepsilon \rightarrow \alpha'$ -превращение. Появление ε -мартенсита возможно лишь при малых степенях деформации, а также при относительно низких температурах [133]. Объемная доля его очень невелика, а при дальнейшем деформировании он превращается в α' -мартенсит. При больших степенях деформации образование α' -мартенсита происходит непосредственно из аустенита (γ -фазы), минуя промежуточную стадию формирования ε -фазы. Таким образом, в сильнодеформированных аустенитных сталях типа 18-8 ε -мартенсит фактически не наблюдается.

Деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение, протекающее в метастабильных аустенитных сталях, играет важную роль в упрочнении и обеспечении их трибологических свойств [29, 56, 57]. Показано, что интенсивность развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в сильной степени зависит от состава сталей и условий деформационных обработок [4, 9, 12, 17]. Так, в работе [4] с ростом размера шариков и продолжительности процесса обработки SMAT наблюдали рост объемной доли образующегося мартенсита деформации на поверхности аустенитной стали AISI 304. От количества циклов дробеструйной обработки, в частности, существенно зависит объемная доля мартенсита деформации, образовавшегося на поверхности стали AISI 304, и глубина слоя, в котором протекает деформационное мартенситное превращение [93]. С увеличением степени деформации при прокатке в условиях развития деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения возрастают микротвердость, пределы текучести и прочности метастабильной стали 08X18H9T [130]. Дробеструйная и SMAT обработки повышают микротвердость стали AISI 304 в 2,5 раза [5, 17]. В работе [22] ультразвуковая ковка азотистой аустенитной стали обеспечила повышенную прочность при сохранении высокой пластичности. При этом в структуре стали повышается концентрация деформационных дефектов упаковки, микродвойников и протекает деформационное $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращение. Микротвердость поверхностного слоя стали 07X17AG18 достигает 380 HV [22], тогда как фрикционная обработка твердосплавным скользящим индентором позволяет повысить микротвердость до 525 HV [40].

Известно [91, 94, 128, 130, 133], что пониженные температуры деформации активизируют мартенситное превращение. Снижение температуры дробеструйной обработки метастабильной аустенитной стали 304L приводит к развитию деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения и увеличению глубины упрочненного слоя [91]. Нагрев при деформации, напротив, ведет к подавлению $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в метастабильных Cr-Ni аустенитных сталях [15, 128, 129, 133]. Например, фрикционный нагрев при

чистовом точении стали AISI 304 обусловил полное подавление мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое [44]. Отмечено некоторое снижение микротвердости поверхностного слоя стали SUS 304 с повышением температуры дробеструйной обработки от комнатной температуры до 180 °С [15]. Наблюдаемая разница в микротвердости увеличивается с ростом глубины анализируемого слоя.

Л.Г. Коршуновым показано, что интенсивное деформационное упрочнение может быть реализовано и в сталях с повышенной стабильностью к $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению [38]. Фрикционное нагружение даже в среде жидкого азота не приводит к изменению фазового состава закаленной стали Гадфильда, однако способствует наноструктурированию (размер зерна от 10 до 50 нм) поверхностного слоя толщиной 5-10 мкм и приводит к росту микротвердости до 6 ГПа. В работе [25] фрикционная обработка с перемешиванием (friction stir processing), заключающаяся в погружении вращающегося инструмента в поверхностный слой и его дальнейшем перемещении по нему, обеспечила диспергирование структуры до 1,7 мкм и повышение микротвердости аустенитной стали AISI 316L в 2,2 раза, при этом фазовых превращений не происходило. На рисунке 1.7 представлены ПЭМ-изображения аустенитных хромоникелевых сталей после прокатки. Фрагментирование структуры деформационно стабильных аустенитных сталей 01X17H13M3 и 2X17H14M3, способствующее повышению прочностных характеристик, происходит преимущественно за счет развития двойникования [130, 134]. Тогда как измельчение структуры метастабильной стали 08X18H9T реализуется преимущественно за счет образования высокой доли α' -мартенсита [130]. Структура стали 310S остается стабильной при снижении температуры дробеструйной обработки до -130 °С [91]. В отсутствие мартенситного превращения деформация осуществляется также за счет двойникования. Как следствие, это способствует диспергированию приповерхностного слоя и росту микротвердости до 700 HV.

В работах [135, 136] для изучения микромеханических свойств аустенитных сталей использовали метод микроиндентирования. Методом микроиндентирования установлено, что деформация сдвигом под давлением закаленной высокоазотистой аустенитной стали приводит к резкому увеличению её прочностных микромеханических характеристик [136]. При этом объемная доля мартенсита деформации не превышает 15 %.

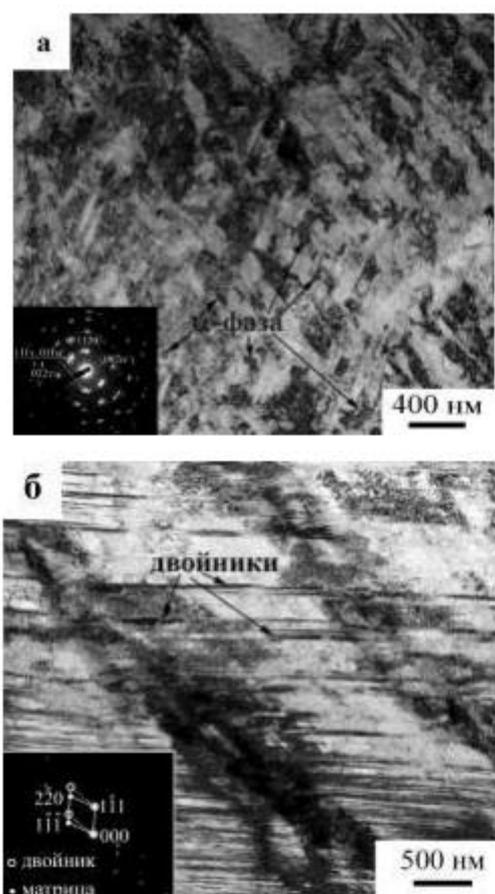


Рисунок 1.7 – ПЭМ-изображения структуры стали 08X18H9T (а) и стали 01X17H13M3 (б) после прокатки ($\epsilon = 50\%$) [130]

Данные, приведенные на рисунке 1.8, свидетельствуют о снижении глубины внедрения индентора (повышении прочности) при индентировании поверхностного слоя стали SUS316L, подвергнутой прокатке и дробеструйной обработке, по сравнению со сталью в исходном состоянии [135]. Видно также, что исследуемое Cr-Ni покрытие после фрикционной

обработки характеризуется большим упрочнением, так как более прочный и менее пластичный материал меньше деформируется под индентором [137]. Кроме того, методика индентирования в работе [135] была использована для оценки пластической деформации и уровня возникающих остаточных напряжений. С использованием конечно-элементного моделирования установлено, что при индентировании с увеличением силы вдавливания индентора возрастают пластическая деформация и остаточные напряжения сжатия.

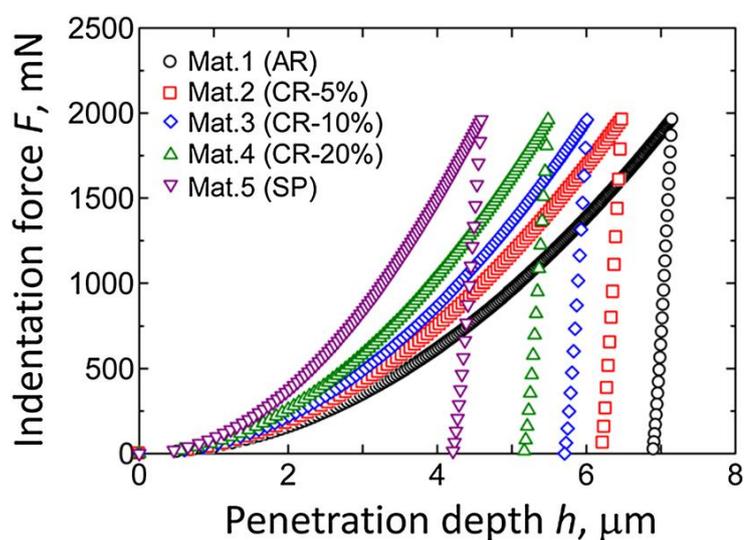


Рисунок 1.8 – Кривые индентирования стали SUS316L в исходном состоянии (Mat.1), после холодной прокатки (Mat.2-4) и дробеструйной обработки (Mat.5) [135]

В работах [32, 52, 137, 138] обосновано использование микроиндентирования для оценки сопротивления упрочненным поверхностным слоям различным видам изнашивания (абразивному, адгезионному, усталостному) и контактно-усталостному разрушению. Представленные исследования были выполнены на сталях различных классов и на хромоникелевых покрытиях. Представляет интерес применение метода микроиндентирования к упрочненным поверхностным слоям аустенитных хромоникелевых сталей не только для исследования прочностных

характеристик, но и для обоснования особенностей их поведения в условиях трения скольжения.

1.3 Влияние ИПД на эксплуатационные свойства аустенитных сталей

Микротвердость часто не является надежным критерием оценки важных эксплуатационных свойств изделий из стали. Поэтому целесообразно рассмотреть имеющиеся литературные данные о влиянии ППД на трибологические и коррозионные свойства аустенитных хромоникелевых сталей.

1.3.1 Трибологические свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД

В литературе содержатся лишь отрывочные и весьма неоднозначные сведения относительно влияния поверхностных деформационных упрочняющих обработок на трибологические свойства аустенитных сталей.

Структурные изменения, происходящие в результате ППД в поверхностном слое материала, вносят свой вклад в повышение его износостойкости. Повышение трибологических свойств при измельчении зерна связывают с ростом твердости, диффузионной активности поверхности и, соответственно, ее способности формировать защитный оксидный слой и сопротивляться пластическому передеформированию в процессе трения [30]. В работе [139] отмечены основные факторы, способствующие снижению скорости износа при испытаниях на сухое трение скольжения магниевого сплава, подвергнутого фрикционной обработке с перемешиванием. К ним относится диспергирование структуры и обеспечиваемое в результате этого повышение твердости поверхностного слоя. Схожие результаты были получены и для других материалов [140, 141], в том числе и для аустенитных сталей [75, 80, 132]. Перевод структуры стали AISI 316L в нанокристаллическое состояние (с размером зерен ~ 40 нм) методом

прокатки обеспечил рост износостойкости поверхностного слоя в условиях сухого трения и со смазкой [80].

Однако наноструктурирование не всегда оказывает положительное влияние на износостойкость сталей. Так, в работе [77] сталь AISI 304L подвергали холодной прокатке по различным режимам и получали зеренную структуру различной дисперсности: 650 нм, 3 мкм, 12 мкм. Затем проводили испытания на сухое трение скольжения, в результате которых выявлено, что аустенитная сталь с наиболее дисперсной структурой (650 нм) характеризуется большей потерей массы и, соответственно, худшей износостойкостью (рисунок 1.9). Это связывают с наибольшим количеством мартенсита деформации, образующимся в результате испытаний. Сообщается, что размер зерна является одним из ключевых параметров, влияющих на интенсивность мартенситного превращения в аустенитных нержавеющей сталях [142]. В работах [84, 85] также отмечено отрицательное влияние образующегося в результате испытаний на износ α' -мартенсита, что объясняется разницей в твердости между образовавшимся мартенситом деформации и аустенитом. К тому же было показано [132], что отрицательно на износостойкость аустенитной стали, подвергнутой сверхзвуковой бомбардировке мелкими частицами, влияет и увеличение количества дефектов в поверхностном слое, которое происходит наряду с диспергированием исходной структуры и интенсивным протеканием мартенситного превращения.

В то же время в ряде работ отмечено положительное влияние деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения на трибологические свойства аустенитных сталей [56, 57, 87]. Несоответствие получаемых результатов может быть связано с различной объемной долей образующегося в результате испытаний мартенсита деформации. Так, в работе [77] количество мартенсита деформации достигает 10 об. %, а в работе [57] – 70 об. %.

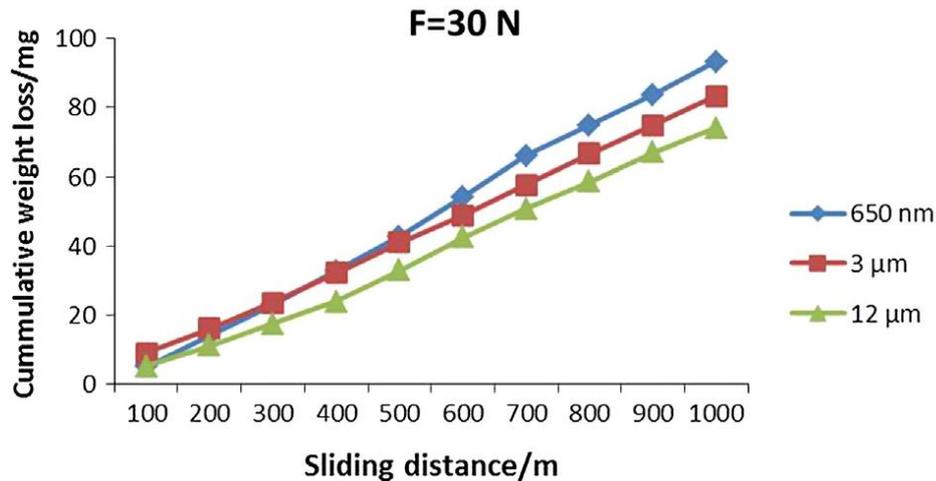


Рисунок 1.9 – Изменение потерь массы в зависимости от пути трения при испытаниях на сухое трение скольжения образцов из стали AISI 304L с зеренной структурой различной дисперсности: 650 нм, 3 мкм, 12 мкм [77]

При некоторых видах изнашивания (в частности, при адгезионном изнашивании) аустенитные стали могут упрочняться в процессе трибологического испытания даже более эффективно, чем при деформационной упрочняющей обработке. На поверхности адгезионного изнашивания микротвердость стали типа X18H9 может достигать 7,1 ГПа [128], а в работе [57] в зависимости от нагрузки и продолжительности трибологического испытания микротвердость поверхности трения стали типа AISI 304 находилась в диапазоне от 400 до 790 HV 0,025. Тогда как максимальная твердость поверхности стали AISI 304L, которую обеспечила обработка SMAT, составила 437 HV 0,1 [7]. В таком случае влияние предварительной деформационной обработки может быть нивелировано.

Кроме того, необходимо отметить, что эффективность проведения деформационных обработок с целью обеспечения высокой износостойкости сильно зависит от условий трибологических испытаний. В частности, фрикционная обработка повышает износостойкость аустенитной стали 07X17AG18 в условиях сухого трения скольжения [40]. Повышение нагрузки при испытаниях приводит к росту разницы интенсивности изнашивания образца в исходном состоянии и образца, подвергнутого фрикционной

обработке. В своих работах G. Ma [74], X.Y. Wang [70] и B. Hashemi [13] с соавторами также отмечали, что ультразвуковая бомбардировка высокодисперсными частицами, пескоструйная и дробеструйная обработки могут повысить износостойкость нержавеющей аустенитных сталей 1Cr18Ni9Ti, 304 и 316L в условиях сухого трения скольжения. Однако дробеструйная обработка в условиях абразивного изнашивания значительно повышает износостойкость аустенитной марганцовистой стали лишь при испытаниях по мягкому незакрепленному абразиву – стеклу, не оказывая положительного влияния на сопротивление изнашиванию при испытании по более твердому закрепленному абразиву – корунду [72]. Согласно данным работы [5] эффективность влияния наноструктурирующей обработки SMAT на износостойкость метастабильной аустенитной стали AISI 304 в условиях трения скольжения сильно зависит от условий смазывания поверхности: если в условиях трения со смазкой износостойкость повышается в 3 раза, то при трении без смазки повышения износостойкости обработанной аустенитной стали не наблюдается.

Отмечено положительное влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства углеродистых и низколегированных сталей, хромоникелевых покрытий [30, 32, 137] и азотистой аустенитной стали [40]. Однако сделать обоснованное заключение об эффективности влияния фрикционной обработки на трибологические свойства можно, только учитывая несколько факторов одновременно: химический состав стали, технологические особенности проведения предварительной фрикционной обработки и последующих трибологических испытаний. В работе [73] показано, что на скорость износа аустенитных сталей в условиях сухого трения скольжения по схеме «палец-диск» в первую очередь влияет тангенциальная скорость. Кроме того, выявлена разница в скорости износа двух аустенитных сталей AISI 304 (0,07% C; 18,48% Cr; 9,04% Ni; 1,85% Mn; 0,36% Mo) и AISI 316 (0,08% C; 18,63% Cr; 9,78% Ni; 1,80% Mn; 2,04% Mo) с различным химическим составом.

Сталь AISI 316 характеризуется большими скоростями износа. Таким образом, возникает необходимость проведения прямых экспериментов на трение.

1.3.2 Коррозионные свойства аустенитных сталей, подвергнутых ИПД

Как отмечено в разделе 1.2.2, применение методов поверхностного пластического деформирования способствует протеканию интенсивного деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое метастабильных аустенитных сталей. Однако наличие мартенсита деформации в поверхностном слое стали может оказывать отрицательное влияние на ее коррозионную стойкость [4, 11, 58]. Например, коррозионная стойкость стали AISI 321, подвергнутой ультразвуковой упрочняющей обработке, снижается с увеличением количества мартенсита деформации, что связывают с возникновением гальванического эффекта между кристаллами аустенита и мартенсита [11].

Существуют и другие, порой противоречивые, факторы, определяющие коррозионное поведение аустенитных нержавеющей сталей [58, 143]. Так, в наноструктурированных материалах, которые характеризуются большой объемной долей границ зерен, снижение размера зерна приводит к формированию множества электрохимических ячеек между границами зерна и матрицей. Согласно классической теории коррозии это должно ускорять коррозию [3]. Снижение размеров зерен аустенитной стали 316L до 6-24 нм в результате высокоскоростной прокатки приводит к снижению коррозионной стойкости нержавеющей стали [144]. В то же время при наноструктурировании повышается диффузионная активность химических элементов, что способствует пассивации поверхности, связанной с формированием на ней защитных пленок, и соответствующему росту стойкости к коррозионному разрушению [71]. Например, наноструктурирование путем проведения пескоструйной обработки с

отжигом [70] и обработки SMAT [145] улучшает стабильность пассивных пленок на поверхности нержавеющей стали AISI 304 и AISI 409. Напротив, наблюдаемое в работе [3] ухудшение коррозионной стойкости нержавеющей аустенитной стали AISI 316 в результате обработки SMAT связывают с возникновением поверхностных дефектов, препятствующих формированию пассивных пленок.

Отмечается также важная роль шероховатости поверхности, которая прямо пропорциональна удельной поверхности, подвергаемой влиянию коррозионной среды: чем ниже шероховатость, тем меньший участок поверхности взаимодействует с коррозионной средой. Например, снижение шероховатости поверхности образцов в результате ультразвуковой ударной обработки явилось главной причиной повышения сопротивления нержавеющей стали AISI 304 коррозионному разрушению в среде 3,5% NaCl [12]. А повышение шероховатости поверхности стали AISI 316L в результате дробеструйной [78] и пескоструйной [19] обработок привело к снижению её коррозионной стойкости.

Коррозионная стойкость металлов в значительной степени определяется также формированием в поверхностном слое остаточных напряжений, знак и уровень которых зависит как от вида материала, так и от особенностей его деформационной обработки [76]. Большие растягивающие остаточные напряжения, вызванные шлифованием, являются причиной более интенсивного образования питтингов на поверхности нержавеющей стали AISI 304 [146]. Сопротивление питтинговой коррозии стали 316L возрастает при наведении приповерхностных остаточных сжимающих напряжений в результате финишных обработок: пескоструйной обработки и очистки проволочной щеткой (wire brushing) [69]. Сформированные сжимающие остаточные напряжения (-854 МПа) в поверхностном слое стали AISI 321 в результате поверхностной деформационной обработки способствовали улучшению коррозионной стойкости исследуемой стали при испытаниях на электрохимическую коррозию в 3,5 % растворе NaCl, несмотря на

присутствие 18 об. % α' -мартенсита и повышенную шероховатость поверхностного слоя $R_a = 0,7$ мкм в сравнении с необработанной поверхностью $R_a = 0,2$ мкм [79]. Несмотря на то, что высокая шероховатость поверхности аустенитной стали 316L, подвергнутой дробеструйной обработке, уравнивает положительный вклад сжимающих остаточных напряжений, отмечено благоприятное влияние поверхностной деформационной обработки на стойкость исследуемой стали к локальной коррозии [8].

Таким образом, учитывая многофакторность влияния деформационных обработок на коррозионную стойкость метастабильных аустенитных сталей, можно заключить, что только прямые эксперименты позволят установить особенности коррозионного поведения конкретной аустенитной стали, подвергнутой упрочняющей фрикционной обработке.

1.4 Влияние термического воздействия на структуру и характеристики аустенитных сталей, подвергнутых ИПД

Как отмечалось в разделах 1.1 и 1.2, применение современных методов поверхностного пластического деформирования позволяет повысить прочностные характеристики аустенитных хромоникелевых сталей за счет формирования нано- и субмикроструктурной структуры их приповерхностного слоя. В свою очередь, диспергирование структуры может способствовать ускоренному развитию процессов возврата и роста зерен при нагреве, поскольку неравновесные дефектные структуры обладают высокой запасенной энергией и являются метастабильными [147, 148]. Также границы зерен в наноструктурированных материалах обладают повышенной подвижностью благодаря низкой энергии активации зернограничной диффузии, что является одной из причин роста зерен [147]. Отмечается снижение термической стабильности структуры чистого Nb, деформированного кручением под высоким давлением (КВД) в среде

жидкого азота, в сравнении со структурой, полученной после КВД при комнатной температуре [149]. Более низкую термическую стабильность связывают с более высокой плотностью дефектов кристаллического строения и более неравновесным состоянием границ зерен. Однако в работе [35] показано, что сформированные фрикционной обработкой наноструктуры в поверхностном слое стали У8 имеют повышенное сопротивление термическому разупрочнению вплоть до температуры нагрева 550 °С, что обусловлено торможением развития рекристаллизации и отсутствием аномального роста зерен. Низкая термическая стабильность получаемых при интенсивной пластической деформации наномасштабных структур является одной из основных проблем, в особенности в чистых металлах [150-152]. Показано, что рекристаллизация Nb с субмикроструктурной структурой начинается при чрезвычайно низкой температуре $T = 300$ °С [59].

В ряде работ отмечена высокая термическая стабильность субмикро- и нанокристаллических структур, сформированных под действием интенсивной пластической деформации, в частности, в результате прокатки [59, 64, 153] и обработки SMAT [62, 63]. Нанокристаллическая структура аустенитных сталей AISI 304 и 316L остается термически стабильной при кратковременном нагреве до 600 °С [59, 63]. В работе [64] показано, что сталь 316L термически более стабильна в сравнении со сталью 304L благодаря большей энергии дефектов упаковки и меньшей запасенной деформационной энергии.

Одновременно с упрочнением при деформационном воздействии происходит снижение характеристик пластичности материала [68, 131, 134]. Проведение термической обработки после деформационного воздействия может обеспечить оптимальное сочетание прочности и пластичности наноструктурированных и ультрамелкозернистых аустенитных сталей [60, 61, 66-68]. Комбинация повышенных характеристик прочности и пластичности у деформированных аустенитных сталей 316L и AISI 301LN отмечается, соответственно, после кратковременного (10 мин) отжига в

температурном интервале 300-500 °С [63] и после отжига при 650 °С в течение 30 мин [65]. Улучшение комплекса механических свойств метастабильных аустенитных сталей после нагрева до температур 600 °С и более связывают с развитием обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения мартенсита деформации и формированием субмикро- и нанокристаллических аустенитных структур [60, 61, 66]. Нанокристаллическая аустенитная структура с размерами зерен менее 100 нм, сформированная в результате комбинированной деформационно-термической обработки (холодная прокатка и отжиг при температуре 640 °С), обеспечила сочетание высоких значений предела прочности (1 ГПа) и относительного удлинения (30 %) метастабильной аустенитной стали [60].

В работе [44] двухчасовой отжиг при температурах 450-500 °С приводит к дополнительному увеличению уровня сжимающих напряжений на выглаженной поверхности детали из аустенитной стали AISI 304 и обеспечивает дополнительное (на 200 HV) упрочнение, а также рост контактного модуля упругости и сопротивления поверхности упруго-пластическому деформированию. Дополнительное упрочнение при нагреве связывают с деформационным старением α' -мартенсита с закреплением дислокаций примесными атомами, расслоением мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны, а также выделением из мартенсита деформации дисперсных карбидов $M_{23}C_6$.

Кроме того, показано [58], что низкотемпературный отжиг (300 °С) существенно повысил коррозионную стойкость подвергнутой дробеструйной обработке стали 316 L.

1.5 Постановка задачи исследования

1. Проведенный анализ научно-технической литературы показал, что современные методы ИППД могут значительно повысить эксплуатационные характеристики термически неупрочняемых аустенитных хромоникелевых

сталей за счет создания в их поверхностном слое субмикро- и нанокристаллических структур. При этом широко известные методы ППД часто не могут обеспечить высокое качество обрабатываемой поверхности, склонных к схватыванию при контактном взаимодействии, аустенитных сталей. В частности, показано, что дробеструйная и пескоструйная обработки формируют грубую поверхность с высокими значениями параметра шероховатости R_a (до 4,9 мкм) [12, 17, 19, 58, 93]. Работоспособность и долговечность металлических изделий в основном определяется состоянием их поверхностного слоя, поскольку при эксплуатации поверхность подвергается более сильному воздействию, чем основная масса детали.

Одновременное формирование наноструктурированного упрочненного поверхностного слоя и качественной поверхности с низкой шероховатостью изделий из аустенитной хромоникелевой стали может быть успешно реализовано при обработках скользящими инденторами: фрикционная обработка и наноструктурирующее выглаживание. При этом технологические условия таких обработок могут существенно отличаться [29, 31, 40, 43-45, 108, 109]. К основным параметрам, которые влияют на твердость, шероховатость и эксплуатационные свойства стальных изделий, относят материал индентора, нагрузку на индентор, кратность фрикционного воздействия и среду обработки. Важную роль в упрочнении и обеспечении физико-механических свойств метастабильных аустенитных сталей играет деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение [2, 10, 29, 31, 44, 56, 57], интенсивность протекания которого также в сильной степени зависит от технологических параметров деформационной обработки [4, 9, 12, 17, 31, 95, 93, 108, 132], в частности, и от ее температуры. Для метастабильных аустенитных сталей показано [91, 94, 128, 130], что пониженные температуры деформирования могут активизировать мартенситное превращение, а нагрев при деформации, напротив, ведет к его подавлению [15, 44, 128, 129].

Однако систематические исследования влияния вышеперечисленных технологических параметров обработок скользящими инденторами на характеристики поверхностных слоев аустенитных хромоникелевых сталей в литературе отсутствуют. В этой связи первостепенной задачей является провести научно обоснованный выбор технологических условий фрикционной обработки скользящим индентором для достижения существенного деформационного упрочнения и обеспечения низкой шероховатости поверхности аустенитных хромоникелевых сталей.

2. Развитие мартенситного превращения в аустенитных хромоникелевых сталях в значительной мере определяется химическим составом стали, в первую очередь количеством никеля – сильного аустенитообразующего элемента. В сталях с повышенным содержанием никеля эффективное упрочнение реализуется в отсутствие мартенситного превращения и в сильной степени обусловлено процессами двойникования, которые способствуют диспергированию структуры [25, 38, 91, 130].

Поэтому существенный интерес представляет проведение сравнительного анализа обработок скользящими инденторами на формируемое структурно-фазовое состояние и уровень обеспечиваемых микромеханических характеристик аустенитных сталей с различной стабильностью к деформационному мартенситному превращению.

3. Изделия из аустенитных сталей на стадии технологических операций (сварка, шлифовка), а также в условиях эксплуатации могут подвергаться термическому воздействию. Это определяет значительный интерес к изучению термической устойчивости структурно-фазового состояния и прочности нанокристаллических слоев, сформированных на поверхности аустенитной хромоникелевой стали при фрикционной обработке. Кроме того, известно, что оптимальное сочетание прочности и пластичности наноструктурированных и ультрамелкозернистых сталей может достигаться комбинированными обработками, предусматривающими после деформационного воздействия проведение дополнительной термической

обработки [60, 61, 66-68]. Нагрев деформированной метастабильной аустенитной стали может приводить к обратному $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращению мартенсита деформации [60, 61, 66]. Поэтому актуальной задачей является рассмотреть влияние термического воздействия в широком диапазоне температур на структурно-фазовое состояние и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали и предложить на этой основе режимы комбинированных деформационно-термических обработок.

4. Аустенитные хромоникелевые стали являются широко востребованными конструкционными материалами и применяются в различных отраслях промышленности благодаря своей высокой коррозионной стойкости. Известно, что проведение поверхностных деформационных обработок с целью упрочнения и повышения износостойкости аустенитных хромоникелевых сталей может способствовать потере их антикоррозионных свойств из-за протекания мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения [4, 11, 58] и роста шероховатости поверхности [12, 19, 78]. Однако обработка скользящими инденторами позволяет создавать на стальной поверхности субмикро- и нанорельеф при отсутствии трещин и микровырывов материала. Это определяет ее преимущества перед другими методами деформационного упрочнения поверхности. В литературе имеются данные о положительном влиянии на коррозионные свойства других факторов, а именно, наноструктурирования и формирования сжимающих напряжений в поверхностном слое при деформационной обработке [8, 69, 71, 76, 79].

Слои с нанокристаллической структурой, сформированные различными методами ИППД на поверхности аустенитной стали, могут обладать повышенными уровнями износостойкости [75, 80]. Однако в литературе имеются сведения, свидетельствующие и об отрицательном влиянии наноструктурирования на стойкость аустенитной стали к износу [77]. Показано также, что трибологические характеристики в сильной степени зависят от химического состава стали и условий проведения

испытаний на износ [5, 13, 40, 70, 72-74]. Кроме того, на износостойкость аустенитных хромоникелевых сталей, как и на их коррозионную стойкость, может оказывать влияние структурно-фазовое состояние и топография сформированной поверхности.

Поэтому важным представляется проведение прямых экспериментов по исследованию коррозионной стойкости и трибологических характеристик (интенсивность изнашивания, коэффициент трения) аустенитных хромоникелевых сталей, подвергнутых фрикционной обработке.

5. Фрикционная обработка имеет большой потенциал практического применения в машиностроительном производстве, поскольку ее металлофизические основы находят применение в промышленной финишной технологии наноструктурирующего выглаживания [42, 44, 45, 47-55, 103]. Поэтому с практической точки зрения важным является реализация упрочнения аустенитной хромоникелевой стали с применением технологии наноструктурирующего выглаживания на токарно-фрезерном обрабатывающем центре.

С учетом вышесказанного были поставлены основные задачи исследования, представленные в разделе «Введение» диссертационной работы.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Исследованные материалы

В качестве объекта исследования были выбраны коррозионностойкие хромоникелевые аустенитные стали с различным содержанием углерода и легирующих элементов. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – 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.

Стали 12X18H10T (аналог AISI 304) и 04X17H10M2T (аналог AISI 316Ti) относятся к сталям с деформационно нестабильной γ -фазой. Согласно проведенному литературному обзору в данных сталях высокий уровень прочностных свойств и износостойкости может быть обеспечен за счет развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое при реализации ППД. Сталь 03X16H15M3T1 (аналог AISI 316L) с повышенным содержанием Ni в составе (см. таблицу 2.1) относится к сталям со стабильной γ -фазой. Выбор данной стали в качестве объекта исследования обусловлен тем, что при ППД упрочнение деформационно стабильных сталей реализуется за счет дислокационного и зернограничного механизмов упрочнения, мартенсит деформации в структуре не образуется. Это, согласно литературным данным, способствует сохранению их антикоррозионных свойств.

2.2 Термическая обработка

Образцы из стали 12X18H10T размерами 98×38×8,6 мм были вырезаны из листового проката и подвергнуты закалке от температуры 1050 °С с охлаждением в воде. Образцы из стали 03X16H15M3T1 размерами 36×36×6,5 мм были вырезаны из круглого проката и подвергнуты закалке от температуры 1100 °С с охлаждением в воде. Из круглого проката стали 04X17H10M2T были вырезаны заготовки типа «диск» диаметром 75 мм, высотой 12 мм и образцы размерами 53×30×12 мм, которые были подвергнуты закалке от температуры 1100 °С с охлаждением в воде. Выдержка при температурах закалки составляла 1 час. После закалки образцы подвергались шлифованию на плоскошлифовальном станке с интенсивным охлаждением.

Для изучения влияния термического воздействия на структуру и свойства стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке, образцы размерами 10×10×8,6 мм подвергали последовательному нагреву (отжигу) в вакуумной печи при температурах 100-900 °С (выдержка 2 ч) с интервалом 50 °С с последующим охлаждением с печью.

Все образцы вырезали¹ на электроэрозионном проволочном вырезном станке FANUC ROBOCUT α-0iE с ЧПУ FANUC-310is.

2.3 Методики поверхностного пластического деформирования

В настоящей работе исследовали образцы и заготовки типа «диск», подвергнутые поверхностной пластической деформации методами фрикционной обработки и наноструктурирующего выглаживания скользящими инденторами.

¹ С участием И.А. Заболотских И.А.

2.3.1 Фрикционная обработка в лабораторных условиях

Перед проведением фрикционной обработки рабочие поверхности образцов были подвергнуты механическому шлифованию на абразивной шкурке различной зернистости, затем электролитическому полированию в серно-фосфорном электролите (100 мл H_2SO_4 , 400 мл H_3PO_4 , 20 грамм CrO_3), разогретом до температуры $T = 65-70$ °С при токе 30 А, для удаления поверхностного напряженного слоя толщиной 20-30 мкм.

Фрикционную обработку¹ образцов из сталей 12Х18Н10Т, 03Х16Н15М3Т1 и 04Х17Н10М2Т осуществляли на лабораторной установке, созданной на базе поперечно-строгального станка, при возвратно-поступательном движении индентора по схеме «полусферический индентор – плоский образец» (рисунок 2.1). Обработку проводили в отсутствие заметного фрикционного нагрева поверхности трения, что было обеспечено условиями нагружения (скорость скольжения индентора, нормальная нагрузка на индентор).

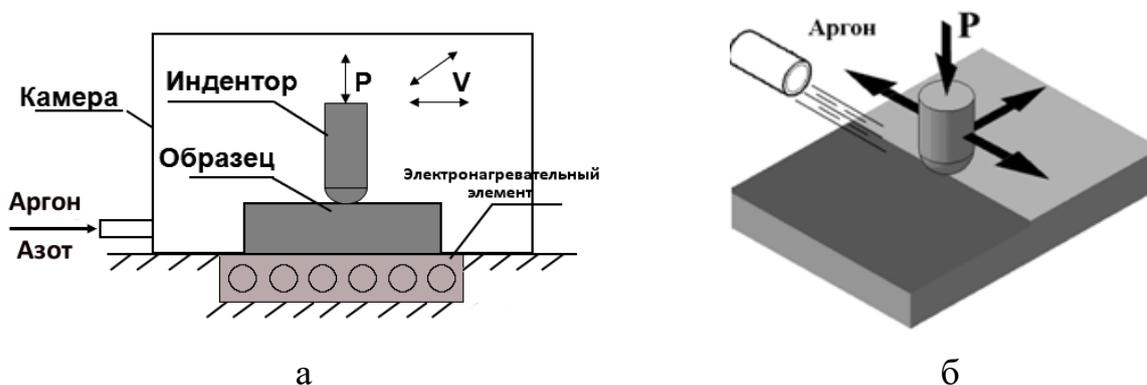


Рисунок 2.1 – Схема фрикционной обработки полусферическим индентором в закрытой камере (а) и в потоке аргона (б)

На этапе выбора и обоснования технологических параметров фрикционной обработки аустенитной стали 12Х18Н10Т использовали

¹ С участием И.А. Заболотских

полусферические инденторы с радиусами заточки $R = 2,5-3,0$ мм из природного алмаза (монокристалл), синтетического алмаза марки АКТМ, мелкокристаллического нитрида бора (DBN) и вольфрамкобальтового твердого сплава ВК8, различные нагрузки на индентор ($P = 147-490$ Н) и смазочно-охлаждающие технологические среды (СОТС): аргон, воздух и смазочно-охлаждающая жидкость (СОЖ). Алмазный композиционный термостойкий материал (АКТМ) получен спеканием порошков алмаза с активирующей добавкой (кремнием) [154].

Подачу аргона осуществляли в закрытую камеру, где находился образец (рисунок 2.1 а), СОЖ наносили на образец капельным методом. Средняя скорость возвратно-поступательного движения индентора составляла $V = 0,05$ м/с, длина хода $l = 29$ мм, смещение индентора $0,1$ мм на каждый двойной ход. Фрикционную обработку проводили в режиме 5-кратного сканирования индентором ($n = 5$). Технологические параметры фрикционной обработки стали 12Х18Н10Т приведены в таблице 2.2.

Расчет контактного давления¹ в зоне контакта «индентор – сталь» производили согласно теории контакта Герца для упругого контакта по формуле [155]:

$$p_0 = \sqrt[3]{\frac{6PE^{*2}}{\pi^3 R^2}}, \quad (2.1)$$

где p_0 – максимальное контактное давление в зоне контакта, МПа;

P – нормальная нагрузка, Н;

E^* – эффективный модуль упругости, МПа;

R – эффективный радиус кривизны, мм.

E^* рассчитывали по формуле:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}, \quad (2.2)$$

где E_1, E_2 – модули упругости контактирующих тел, ГПа;

ν_1, ν_2 – коэффициенты Пуассона контактирующих тел.

¹ С участием к.т.н. Р.А. Саврая

Упругие свойства инденторов (сфер) представлены в таблице 2.3. Упругие свойства образцов (плоскостей) были приняты равными $E_2 = 210$ ГПа, $\nu_2 = 0,3$.

R рассчитывали по формуле:

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}, \quad (2.3)$$

где R_1, R_2 – радиусы кривизны контактирующих тел, мм.

Для упругого контакта между сферой и плоскостью $R_2 = \infty$ и, следовательно, $R = R_1$.

Таблица 2.2 – Технологические параметры фрикционной обработки стали 12X18H10T: материал индентора, радиус индентора R, нормальная нагрузка P и смазочно-охлаждающая технологическая среда (СОТС)

Параметры индентора		P, Н	СОТС	p _о , МПа
Материал	R, мм			
Алмаз природный	3,0	490	СОЖ	7310
Алмаз синтетический	3,0	490	аргон	7160
		392	аргон	6650
		294	аргон	6040
		490	воздух	7160
Твердый сплав ВК8	2,5	490	СОЖ	6720
		294	СОЖ	5670
DBN	3,0	245	СОЖ	6380
		196	СОЖ	5930
		147	СОЖ	5380

Таблица 2.3 – Модули упругости E_1 и коэффициенты Пуассона ν_1 инденторов

Материал индентора	E_1 , ГПа	ν_1	Литературный источник
Алмаз природный	1140	0,07	[156]
Алмаз синтетический	950	0,11	[157]
Твердый сплав ВК8	600	0,23	[158]
DBN	910	0,12	[157]

При изучении влияния количества сканирований индентором фрикционную обработку исследуемых сталей (таблица 2.1) проводили полусферическим скользящим индентором из синтетического алмаза при нормальных нагрузках на индентор $P = 392$ Н (сталь 12X18H10T) и $P = 294$ Н (стали 03X16H15M3T1 и 04X17H10M2T), средней скорости скольжения $V = 0,05$ м/с, длинах хода $l = 29$ мм (сталь 12X18H10T) и $l = 20$ мм (стали 03X16H15M3T1 и 04X17H10M2T), смещении индентора на 0,1 мм на каждый двойной ход. Количество сканирований индентором составляло $n = 1, 3, 5, 7, 11$ для стали 12X18H10T и $n = 1, 3, 5, 7$ для сталей 03X16H15M3T1 и 04X17H10M2T. В качестве СОТС был выбран аргон, который подавался непосредственно в зону фрикционного контакта (рисунок 2.1 б).

При изучении влияния температуры фрикционной обработки на характеристики поверхностного слоя стали 12X18H10T нагружение индентором из синтетического алмаза проводили в температурном диапазоне от -196 до $+250$ °С при однократном сканировании ($n = 1$) и нагрузке $P = 392$ Н.

Отрицательные температуры создавали с использованием жидкого азота ($T = -196$ °С) и паров газообразного азота ($T = -70$ °С), подаваемых в камеру (рисунок 2.1 а) из Дьюара с погруженным в жидкий азот электронагревательным элементом. Фрикционную обработку при температурах $T = +20...+250$ °С проводили при подаче в камеру аргона

(рисунок 2.1 а). Нагрев пластины до температур $T = +100...+250$ °С осуществляли с помощью электронагревательного элемента (рисунок 2.1 а). Температуру в процессе фрикционной обработки контролировали с помощью приваренных к пластине термопар «хромель-копель» (для $T = -70$ °С) и «хромель-алюмель» (для $T = +100...+250$ °С).

При фрикционной обработке определяли коэффициент трения μ как отношение силы трения F (Н) к нормальной нагрузке N (Н).

2.3.2 Наноструктурирующее выглаживание на токарно-фрезерном центре

Наноструктурирующее выглаживание поверхности заготовки типа «диск» из стали 04X17H10M2T проводили на токарно-фрезерном центре (OKUMA Multus B300) на предприятии ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган) ¹. Для подготовки поверхности заготовки перед выглаживанием проводили чистовую токарную обработку (чистовое точение) твердосплавной пластиной ОКЕ WNMG 060412 - LM4 OC4315 с применением водоземulsionной СОЖ FUCHS при скорости 80 м/мин с подачей 0,08 мм/об. В результате с поверхности удаляли слой металла толщиной 0,1 мм. Выглаживание проводили специальным инструментом с УДС (узлом динамической стабилизации – демпфирующей системой), разработанным на основе моделирования виброустойчивости технологической системы выглаживания [159, 160] и защищенным патентом РФ [161]. Инструмент с УДС препятствует возникновению автоколебаний в процессе выглаживания, которые приводят к формированию поверхности с высокой волнистостью и способствуют быстрому изнашиванию индентора. Использовали полусферический индентор из синтетического алмаза с радиусом полусферы $R = 3$ мм при скорости $V_b = 10$ м/мин, подаче

¹ Обработка проведена д.т.н. В.П. Кузнецовым и к.т.н. А.С. Скоробогатовым

$f_B = 0,01$ мм/об, нагрузке $P = 200$ Н. Количество сканирований индентором составило $n = 1, 2, 3, 7$.

2.4 Методика проведения трибологических испытаний

Трибологические испытания¹ проводили на лабораторной установке в условиях трения скольжения по схеме «палец – пластина» (рисунок 2.2) при возвратно-поступательном движении образцов из аустенитных сталей с рабочей поверхностью $5,5 \times 5,5$ мм, вырезанных из образцов-пластин, предварительно подвергнутых фрикционной обработке и в исходном закаленном (после электролитического полирования) состоянии. В качестве контртела использовали пластину из стали 45 твердостью 50 HRC.

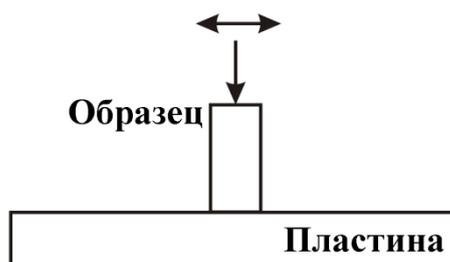


Рисунок 2.2 – Схема трибологических испытаний на трение скольжения «палец – пластина»

Испытания образцов из стали 12X18H10T проводили в условиях сухого трения скольжения на воздухе при нагрузке $N = 137$ Н, средней скорости скольжения $V = 0,07$ м/с, длине рабочего хода $l = 40$ мм, пути трения $L = 1,6-320$ м.

Испытания в условиях трения скольжения со смазкой (масло индустриальное И-30А [162]) проводили при $N = 980$ Н и $N = 1470$ Н (сталь 12X18H10T) и $N = 392$ Н, $N = 588$ Н и $N = 686$ Н (сталь 03X16H15M3T1), $V = 0,07$ м/с, $l = 40$ мм, $L = 160$ м.

¹ С участием И.А. Заболотских И.А.

Определяли потери массы образца Δm и интенсивность изнашивания I_h , которую рассчитывали по формуле:

$$I_h = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot L}, \quad (2.4)$$

где Δm – потери массы образца, г;

ρ – плотность материала образца, г/см³;

S – геометрическая площадь контакта, см²;

L – путь трения, см.

Массу образцов до и после испытаний оценивали взвешиванием на аналитических весах с точностью до 0,05 мг. Плотность стали принимали равной $\rho = 7,8$ г/см³. Силу трения измеряли с помощью упругого элемента – рессоры (кольца) с наклеенными на него тензометрическими датчиками сопротивления. Определяли также коэффициент трения μ .

2.5 Методы исследования

2.5.1 Определение химического состава сталей

Химический состав¹ исследуемых сталей определяли с помощью стационарного спектрометра для анализа металлов SPECTROMAXx F. Предварительно поверхность образца подготавливали путем шлифования на абразивной шкурке с размером зерна 160 мкм. Спектральный анализ производился в атмосфере аргона высокой чистоты для предотвращения воздействия воздуха.

¹ С участием к.т.н. А.Л. Осинцевой А.Л.

2.5.2 Методы исследования структуры, фазового состава и топографии поверхностей сталей

Исследование тонкой структуры образцов в исходном закаленном (после электролитического полирования) состоянии, после наноструктурирующего выглаживания, фрикционной обработки и последующих отжигов осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах JEOL JEM-2100¹ и JEOL JEM-200CX². Заготовки (фольги) толщиной 0,3 мм отрезали от рабочего края образцов на электроэрозионном станке. Заготовки из сталей, подвергнутых деформационным обработкам, утоняли с применением одностороннего механического шлифования, а фольги из сталей в исходном закаленном состоянии – при помощи электролитического утонения в хлорно-уксусном электролите (90 об. % CH_3COOH , 10 об. % H_2ClO_4) до толщины 0,10 мм. Далее их подвергали струйному электролитическому полированию³ в хлорно-уксусном электролите при напряжении 25-30 В и токе 3-5 А. Утонение проводили с одной стороны фольги для образцов, подвергнутых фрикционной обработке и выглаживанию, и с двух сторон для образцов в исходном (закаленном) состоянии. Утонение проводили до появления в образце одного или нескольких отверстий, края которых имеют очень малую толщину, прозрачную для электронного пучка.

Рентгеноструктурные исследования⁴ выполняли на дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в CrK_α -излучении (при напряжении трубки 30 кВ и токе трубки 30 мА). Определяли фазовый состав, интегральную ширину В рентгеновских линий (111) γ и (110) α и остаточные напряжения поверхностных слоев исследуемых сталей. Рентгенофазовый анализ (РФА)

¹ Съемка проведена к.т.н. А.С. Юровских А.С.

² Съемка проведена к.ф.-м.н. Е.Г. Волковой

³ С участием Н.Л. Черненко Н.Л.

⁴ С участием к.т.н. А.Л. Осинцевой А.Л.

проводили в диапазоне углов $2\theta = 60-140^\circ$, непрерывная съемка велась со скоростью сканирования $1^\circ/\text{мин}$, шагом $0,05^\circ$ и временем экспозиции 3 с.

Фазовый состав определяли методом гомологических пар [163]. Количество α -фазы рассчитывали по формуле:

$$V_\alpha = \frac{100}{1 + 1,45 \cdot \frac{I(111)\gamma}{I(110)\alpha}}, \quad (2.5)$$

где V_α – объемная доля α -фазы, об. %;

$I(111)\gamma$ и $I(110)\alpha$ – интегральные интенсивности линий γ - и α -фаз.

Интегральную ширину линии определяли по формуле:

$$B = \frac{\int_{2\theta_1}^{2\theta_2} I_{\max} \cdot f(2\theta) \cdot d\theta}{I_{\max}}, \quad (2.6)$$

где B – интегральная ширина дифракционной линии, мин;

I_{\max} – интенсивность дифракционной линии в ее максимуме;

$(2\theta_1, \theta_2)$ – интервал углов 2θ , на котором интенсивность линии отлична от нуля.

Остаточные напряжения σ определяли методом наклонной съемки (метод « $\sin^2\psi$ » [163]) [220] по линии $(220)\gamma$ и $[211]$ по линии $(211)\alpha$. Глубина анализируемого слоя при съемке линии $(220)\gamma$ в CrK_α -излучении составляла 6,7 мкм, а при съемке линии $(211)\alpha$ – 7,6 мкм.

Исследование поверхностей трения, поверхности сталей и инденторов после фрикционной обработки и выглаживания, микрохимического состава поверхности инденторов проводили с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) с вольфрамовым катодом Tescan VEGA II XMU, оборудованного волнодисперсионным (Inca Wave 700) и энергодисперсионным (INCA Energy 450 XT) микроанализаторами.

Шероховатость и профиль поверхности образцов изучали с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100. Получали 3D-профилограммы и определяли средние величины параметра R_a (среднеарифметического отклонения профиля) и максимальную высоту профиля R_t по данным анализа

трех участков поверхности размерами 42,5×55,8 мкм, 211×278 мкм и 900×1200 мкм.

2.5.3 Микромеханические испытания

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на микротвердомерах Leica VMHT AUTO и Shimadzu HNV-G21DT согласно ГОСТ 9450-76 при нагрузках 0,098-9,8 Н, скорости нагружения пирамидкой Виккерса 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Изменение микротвердости по глубине упрочненного слоя исследовали на поперечных шлифах и при послойном электролитическом удалении поверхностного слоя. Глубину слоя при этом рассчитывали по формуле:

$$h = \frac{\Delta m}{S \cdot \rho}, \quad (2.7)$$

где h – глубина слоя, см;

Δm – потери массы образца, г;

ρ – плотность материала образца, г/см³;

S – площадь поверхности образца, см².

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, времени нагружения 20 сек, выдержке при максимальной нагрузке 15 сек и времени разгрузки 20 сек. Согласно [164] определяли максимальную глубину вдавливания индентора h_{\max} и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости E^* ($E^* = E/(1-\nu^2)$), где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} , твердость по Мартенсу HM , работу упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t .

При микроиндентировании и определении микротвердости для каждого состояния проводили по 10-15 измерений и рассчитывали среднее арифметическое значение измеряемых характеристик с погрешностью, которую определяли по величине среднеквадратичного отклонения с доверительной вероятностью $P = 0,95$.

2.5.4 Испытания на общую коррозию

Испытания на общую коррозию проводили гравиметрическим методом по ГОСТ Р 9.905-2007 при комнатной температуре¹. Коррозионный раствор состоял из смеси водных растворов NaCl (20 мас.%) и HCl (30 мас.%) в равном соотношении. Благодаря своей способности разрушать пассивирующий слой, данная среда оказывает сильное коррозионное воздействие на исследуемые материалы, обеспечивая таким образом непрерывное протекание процесса коррозии.

Для испытаний готовили образцы из стали 12Х18Н10Т размерами 10×10×2 мм в следующих состояниях: после электролитического полирования в хлорно-уксусном электролите, шлифования на абразивной шкурке М20 (ГОСТ 3647-80) зернистостью 20/14 мкм и после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона при нагрузке на индентор $P = 392$ Н при $n = 1$ и $n = 11$. Образцы из стали 03Х16Н15МЗТ1 размерами 10×10×2 мм подвергали испытаниям в следующих состояниях: после электролитического полирования в хлорно-уксусном электролите, шлифования на абразивной шкурке М50 (ГОСТ 3647-80) зернистостью 50/40 мкм и после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона при $P = 294$ Н и $n = 1$. Для каждого состояния коррозионным испытаниям подвергали по два образца.

Подготовленные образцы погружали в коррозионную среду в течение 18 ч до момента стабилизации скорости коррозии, при этом контроль рН

¹ С участием д.т.н. В.В. Березовской и к.т.н. Е.А. Меркушкина Е.А.

среды не осуществляли. Во время испытаний образцы периодически взвешивали. Перед взвешиванием для удаления продуктов коррозии образцы промывали в воде, высушивали фильтровальной бумагой и обезжировали ацетоном. Это позволило точно определить потерю массы образца после нахождения в коррозионной среде. Потерю массы определяли на лабораторных весах Demcom DA-65C с точностью до 0,01 мг. Скорость коррозии рассчитывали по формуле:

$$k_m = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau}, \quad (2.8)$$

где k_m – скорость коррозии, г/(м²·ч);

Δm – потери массы, г;

S – площадь поверхности испытуемого образца, м²;

τ – время испытаний, ч.

Для сравнительной оценки коррозионного поведения испытуемых образцов рассчитывали среднюю скорость коррозии в установившемся режиме.

ГЛАВА 3 ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СКОЛЬЗЯЩИМ ИНДЕНТОРОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

В настоящей главе на основе изучения взаимодействия пары трения «индентор – сталь» проведены выбор и обоснование технологических параметров (материал индентора, смазочно-охлаждающая технологическая среда, нагрузка) фрикционной обработки скользящими полусферическими инденторами по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и высокого качества обрабатываемой поверхности аустенитной стали 12X18H10T.

Исследованы структура, фазовый состав, топография поверхности и микромеханические характеристики аустенитных сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 (химический состав приведен в таблице 2.1) с разной степенью стабильности к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению, подвергнутых интенсивному поверхностному пластическому деформированию при фрикционной обработке по различным технологическим режимам. Рассмотрен последовательный процесс формирования нанокристаллических структур в поверхностном слое метастабильной (12X18H10T) и обладающей повышенной стабильностью к деформационным превращениям (03X16H15M3T1) аустенитных сталей. Результаты исследований опубликованы в работах [165-173].

3.1 Выбор и обоснование технологических параметров фрикционной обработки аустенитной стали 12X18H10T

В таблице 3.1 показано влияние различных технологических параметров фрикционного нагружения при 5-кратном сканировании индентором ($n = 5$) по поверхности на коэффициент трения μ в паре

«индентор – образец из аустенитной стали», микротвердость HV 0,025 и среднеарифметическое отклонение профиля Ra поверхности стали 12X18H10T.

Таблица 3.1 – Влияние материала индентора, смазочно-охлаждающей технологической среды (СОТС) и нормальной нагрузки на индентор Р на коэффициент трения μ , микротвердость HV 0,025 и параметр шероховатости Ra поверхности образцов из стали 12X18H10T

Материал индентора	СОТС	Р, Н	μ	HV 0,025	Ra, нм	P_o^{**} , МПа
Алмаз природный	СОЖ	490	0,08±0,01	515±11	60±9	7310
Алмаз синтетический	аргон	490	0,23±0,03	685±40	115±12	7160
		392	0,20±0,04	590±38	75±2	6650
		294	0,18±0,05	505±13	95±1	6040
	воздух	490	0,21±0,03	660±35	125±4	7160
Твердый сплав ВК8	СОЖ	490*	0,42±0,02	635±20	380±31	6720
		294*	0,40±0,02	610±37	225±34	5670
DBN	СОЖ	245*	0,44±0,07	660±41	255±25	6380
		196*	0,39±0,03	650±44	245±2	5930
		147	0,29±0,05	545±43	150±1	5380

*при фрикционном нагружении происходило адгезионное схватывание;

** p_o – расчетное максимальное контактное давление в зоне контакта

Обработка индентором из природного алмаза.

Из данных, приведенных в таблице 3.1 и на рисунке 3.1 а, следует, что обработка индентором из монокристалла природного алмаза в СОЖ (используемая в промышленности стандартная технология алмазного выглаживания [88, 102]) обеспечивает низкие значения шероховатости

поверхности ($R_a = 60$ нм) и наименьший уровень упрочнения (515 HV 0,025 при $P = 490$ Н) аустенитной стали 12X18H10T с исходной микротвердостью 220 HV 0,025. При этом дорожка трения представляет собой поверхность с минимальным количеством следов деформирования (рисунок 3.1). Относительно невысокое упрочнение является следствием низкого коэффициента трения ($\mu = 0,08$), значение которого согласуется с данными [88] для коэффициентов трения при алмазном выглаживании сталей.

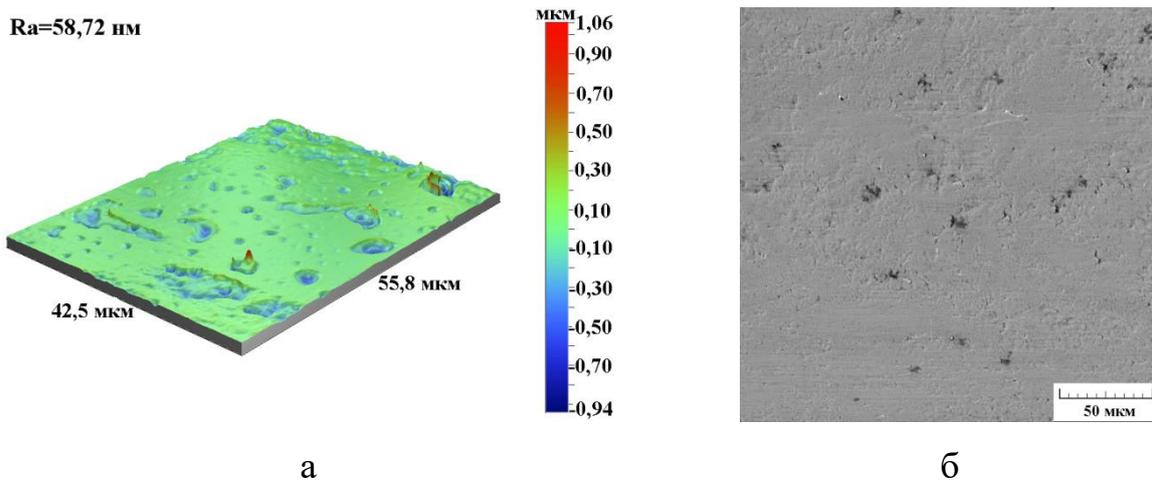
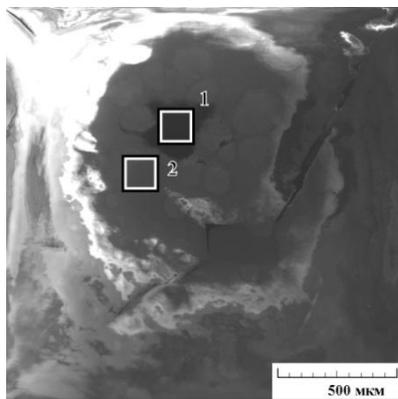


Рисунок 3.1 – Трехмерная профилограмма (а) и изображение (РЭМ) (б) поверхности стали 12X18H10T после фрикционной обработки индентором из природного алмаза в СОЖ

В работе [52] показано, что фрикционная обработка конструкционных сталей 20X13 и цементованной стали 20X индентором из природного алмаза в различных средах (СОЖ, воздух, аргон) характеризуется такими же низкими значениями коэффициента трения ($\mu = 0,07-0,09$). Это обусловлено не только минимальной адгезией (молекулярным притяжением) монокристалла природного алмаза к поверхности стали, но и его низкой шероховатостью, которая определяет механическую составляющую коэффициента трения. Отмеченный низкий коэффициент трения препятствует накоплению деформации и соответствующему эффективному упрочнению поверхностного слоя стали [28, 46, 121]. И это несмотря на

самую высокую контактное давление в паре трения «индентор из натурального алмаза – сталь» (см. таблицу 3.1).

Рисунок 3.2 а свидетельствует о том, что на рабочей поверхности индентора из природного алмаза после фрикционной обработки в СОЖ возникает темное пятно контакта (участок 1). На указанном участке 1 отсутствуют видимые следы переноса хромоникелевой стали (см. рисунок 3.2 б), однако наблюдаются повышенные концентрации железа (1,0 мас. %) и кислорода (1,9 мас. %) по сравнению с химическим составом периферийного участка 2 (0,4 мас. % Fe и 1,4 мас. % O) (см. рисунок 3.2 в). Периферийный участок 2 также участвовал во взаимодействии с поверхностью стали, но менее интенсивно, чем участок 1 (видимое пятно контакта). Указанные результаты рентгеноспектрального микроанализа свидетельствуют о возникновении в процессе фрикционной обработки небольшого количества окислов железа на поверхности индентора из природного алмаза.



а



б



в

Рисунок 3.2 – Характеристики поверхности индентора из природного алмаза после фрикционной обработки поверхности стали 12Х18Н10Т в СОЖ при нагрузке $P = 490$ Н: а – изображение (РЭМ) общего вида индентора; б, в – гистограммы количественного содержания элементов соответственно для участков 1 и 2 на общем виде

Обработка индентором из синтетического алмаза.

Согласно таблице 3.1, наиболее эффективное деформационное упрочнение (до 685 HV 0,025) поверхности стали 12X18H10T достигается фрикционной обработкой индентором из синтетического алмаза при нагрузке $P = 490$ Н в безокислительной среде аргона. Указанный высокий уровень упрочнения соответствует упрочнению стали 12X18H9 в условиях адгезионного схватывания при испытаниях в одноименной паре трения [128]. Столь эффективное деформационное упрочнение аустенитной стали реализуется благодаря достаточно высокому коэффициенту трения ($\mu = 0,23$). Параметр шероховатости сформированной поверхности R_a составил 115 нм (см. таблицу 3.1). При обработке на воздухе с нагрузкой на индентор из синтетического алмаза $P = 490$ Н значения коэффициента трения ($\mu = 0,21$) и микротвердости (660 HV 0,025) несколько ниже, чем при обработке в среде аргона, а значения параметра шероховатости несколько выше ($R_a = 125$ нм).

Согласно таблице 3.1 и рисунку 3.3 а, при фрикционной обработке индентором из синтетического алмаза в среде аргона с нагрузкой $P = 392$ Н формируется качественная поверхность с низким значением параметра шероховатости ($R_a = 75$ нм). По сравнению с упрочнением при обработке с нагрузкой $P = 294$ Н (505 HV 0,025) достигается более высокий уровень упрочнения поверхности (590 HV 0,025). Этому способствует небольшое повышение коэффициента трения μ от 0,18 до 0,20. При данном режиме фрикционной обработки на поверхности аустенитной стали возникают лишь незначительные полосы пластического отеснения без развития процессов схватывания (см. рисунок 3.3 б). Подобный вид поверхности трения без очагов схватывания наблюдается и после фрикционной обработки в среде аргона при нормальной нагрузке на индентор $P = 490$ Н. Следует отметить, что контактное давление немного ниже, чем в паре трения «индентор из натурального алмаза – сталь» (см. таблицу 3.1).

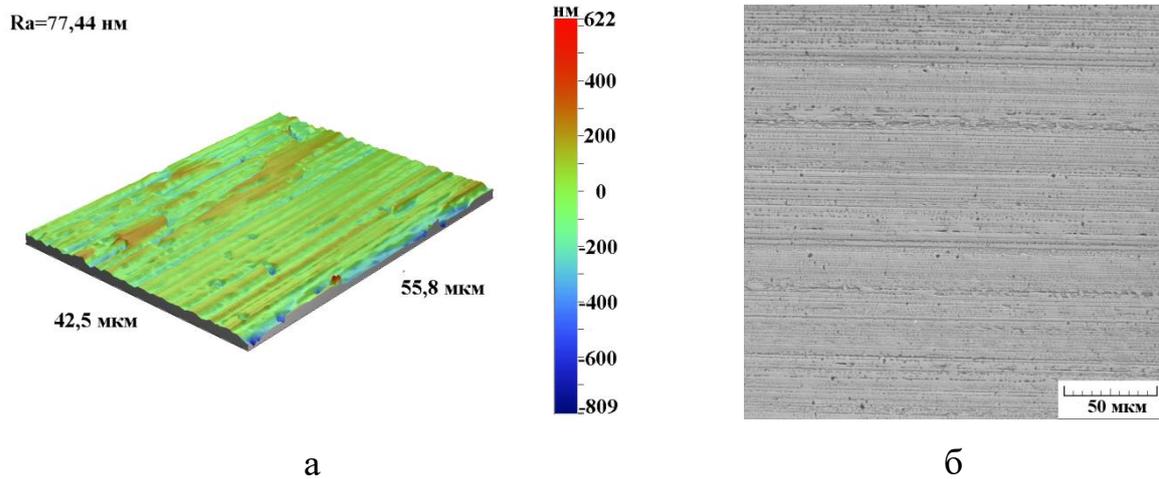


Рисунок 3.3 – Трехмерная профилограмма (а) и изображение (РЭМ) (б) поверхности стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона при $P = 392 \text{ Н}$

Основная часть зоны контакта деформирующего индентора из синтетического алмаза со сталью в среде аргона характеризуется переносом отдельных частиц стали небольших размеров (участок 1 на рисунке 3.4 а, б). Среднее количество железа на участке 1 составляет 4 мас. % (см. рисунок 3.4 в). Однако в зоне контакта наблюдаются также участки с выраженным массопереносом нержавеющей стали на поверхность вершины индентора (участок 2 на рисунке 3.4 а, г). Согласно рисунку 3.4 д, в точке, отмеченной на рисунке 3.4 г стрелкой, концентрация железа достигает 65,6 мас. %, хрома – 17,4 мас. % и никеля – 9,7 мас. %. Приведенные на рисунке 3.4 экспериментальные данные свидетельствуют о небольшом массопереносе на индентор из синтетического алмаза обрабатываемого материала. Это происходит несмотря на отсутствие выраженного адгезионного схватывания на обрабатываемой поверхности стали (см. рисунок 3.3 б). Массоперенос стали 12Х18Н10Т на поверхность индентора из синтетического алмаза (см. рисунок 3.4) приводит к возникновению на отдельных участках зоны деформационного контакта одноименной пары трения «сталь – сталь» и соответствующему росту коэффициента трения до $\mu = 0,20$ (см. таблицу 3.1). В случае же применения индентора из природного алмаза на его поверхности

не происходит выраженного переноса стали в процессе пластического деформирования (см. рисунок 3.2), поэтому коэффициент трения сохраняется на минимальном уровне ($\mu = 0,08$) (см. таблицу 3.1).

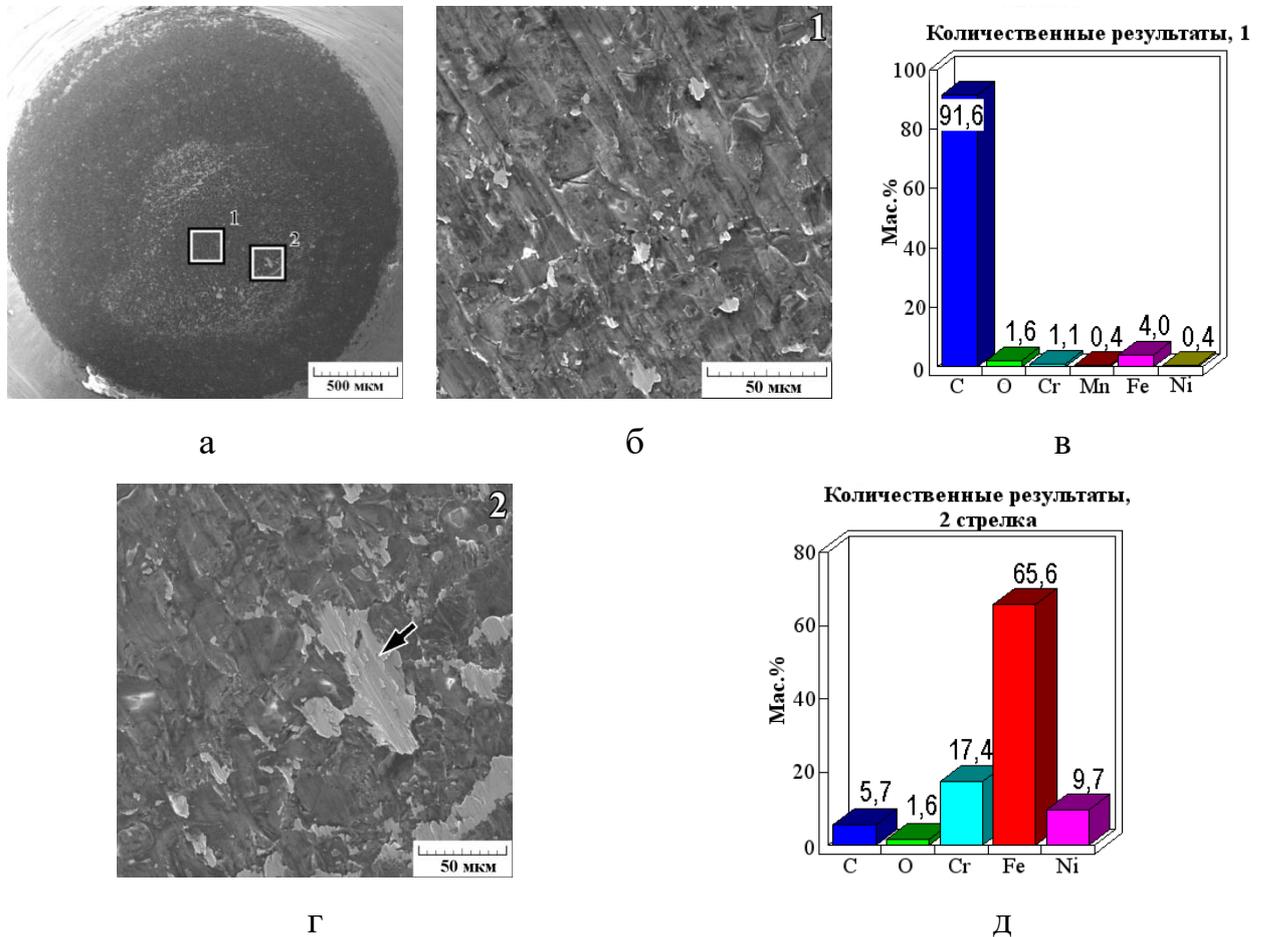


Рисунок 3.4 – Характеристики поверхности индентора из синтетического алмаза после фрикционной обработки стали 12X18H10T в среде аргона при нагрузке $P = 392$ Н: а – изображение (РЭМ) общего вида индентора; б, г – изображения соответственно участков 1 и 2 с общего вида; в – гистограммы количественного содержания элементов на участке 1; д – гистограммы количественного содержания элементов в точке, отмеченной стрелкой на общем виде

На рисунке 3.5 представлена зависимость микротвердости поверхности от глубины внедрения индентора Виккерса для стали 12X18H10T, подвернутой фрикционной обработке в среде аргона индентором из

синтетического алмаза при двух нагрузках на индентор: $P = 490$ Н (кривая I) и $P = 392$ Н (кривая II). Приведенные данные измерения микротвердости при разных нагрузках (от 0,098 Н до 9,81 Н) характеризуют изменение микротвердости в тонком приповерхностном слое при внедрении индентора на глубину до 10 мкм и позволяют сопоставить уровни микротвердости в градиентных слоях, сформированных фрикционной обработкой. Видно, что наибольшая разница в микротвердости исследуемой стали, подвергнутой фрикционной обработке по указанным режимам, наблюдается при минимальных нагрузках на индентор 0,098 Н (10 гс) и 0,245 Н (25 гс). С увеличением нагрузки на индентор до 0,490 Н (50 гс) и достижении глубины ~ 2 мкм разница в микротвердости деформированных слоев становится менее заметной.

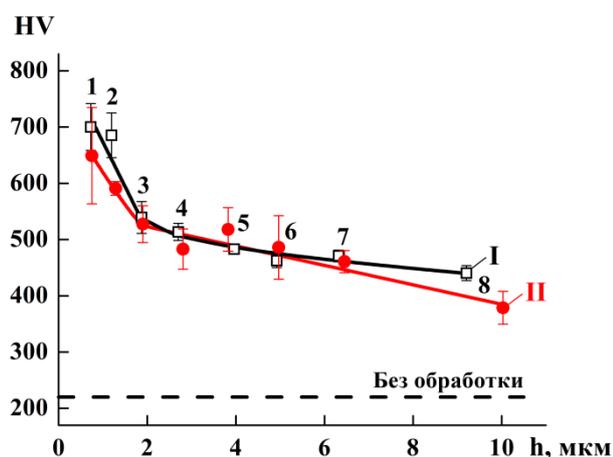


Рисунок 3.5 – Зависимости микротвердости HV поверхности стали 12X18H10T от глубины внедрения h индентора Виккерса после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона с нагрузками $P = 490$ Н (кривая I) и $P = 392$ Н (кривая II).

Цифры 1-8 на графиках соответствуют нагрузкам на индентор: 1 – 0,098 Н; 2 – 0,245 Н; 3 – 0,49 Н; 4 – 0,98 Н; 5 – 1,96 Н; 6 – 2,94 Н; 7 – 4,95 Н; 8 – 9,81 Н

Общий характер изменения микротвердости в тонком поверхностном слое стали 12X18H10T близок к экспоненциальному закону, установленному

в работах [106, 124] для распределения деформаций в поверхностном слое металлических материалов, подвергнутых фрикционному воздействию в условиях трения скольжения. Максимальная деформация накапливается непосредственно на поверхности образца, обуславливая ее наибольший уровень упрочнения (см. рисунок 3.5). При удалении от поверхности происходит интенсивное уменьшение микротвердости стали, отражающее снижение величины накопленной деформации и плотности дислокаций в поверхностном слое [28, 121]. Подобный характер деформационного упрочнения поверхностного слоя при фрикционной обработке твердым индентором установлен для низкоуглеродистой стали с феррито-перлитной структурой [28] и высокоуглеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита [111].

Обработка инденторами из твердого сплава BK8 и DBN.

После фрикционного нагружения инденторами из твердого сплава BK8 при нагрузках $P = 294-490$ Н (рисунок 3.6) и DBN при нагрузках $P = 196-245$ Н (рисунок 3.7 а, б) даже в случае использования СОЖ обработанная поверхность стали характеризуется наличием глубоких вырывов и значительных наплывов металла. Это свидетельствует о развитии на поверхности аустенитной стали интенсивного адгезионного схватывания. Значения коэффициента трения μ находятся в диапазоне 0,39-0,44 (см. таблицу 3.1). В данных условиях фрикционного нагружения формируются поверхности стали с высокими значениями параметра шероховатости ($R_a = 225-380$ нм) и микротвердости поверхности (610-660 HV 0,025) (см. таблицу 3.1, рисунки 3.6 в, г и 3.7 б). Указанная микротвердость имеет меньший уровень, чем после обработки индентором из синтетического алмаза при нагрузке $P = 490$ Н в аргоне (685 HV 0,025) (см. таблицу 3.1). Отмеченный меньший уровень деформационного упрочнения стали в условиях адгезионного схватывания обусловлен ускоренным разрушением поверхностного слоя, которое ограничивает накопление в слое пластической деформации.

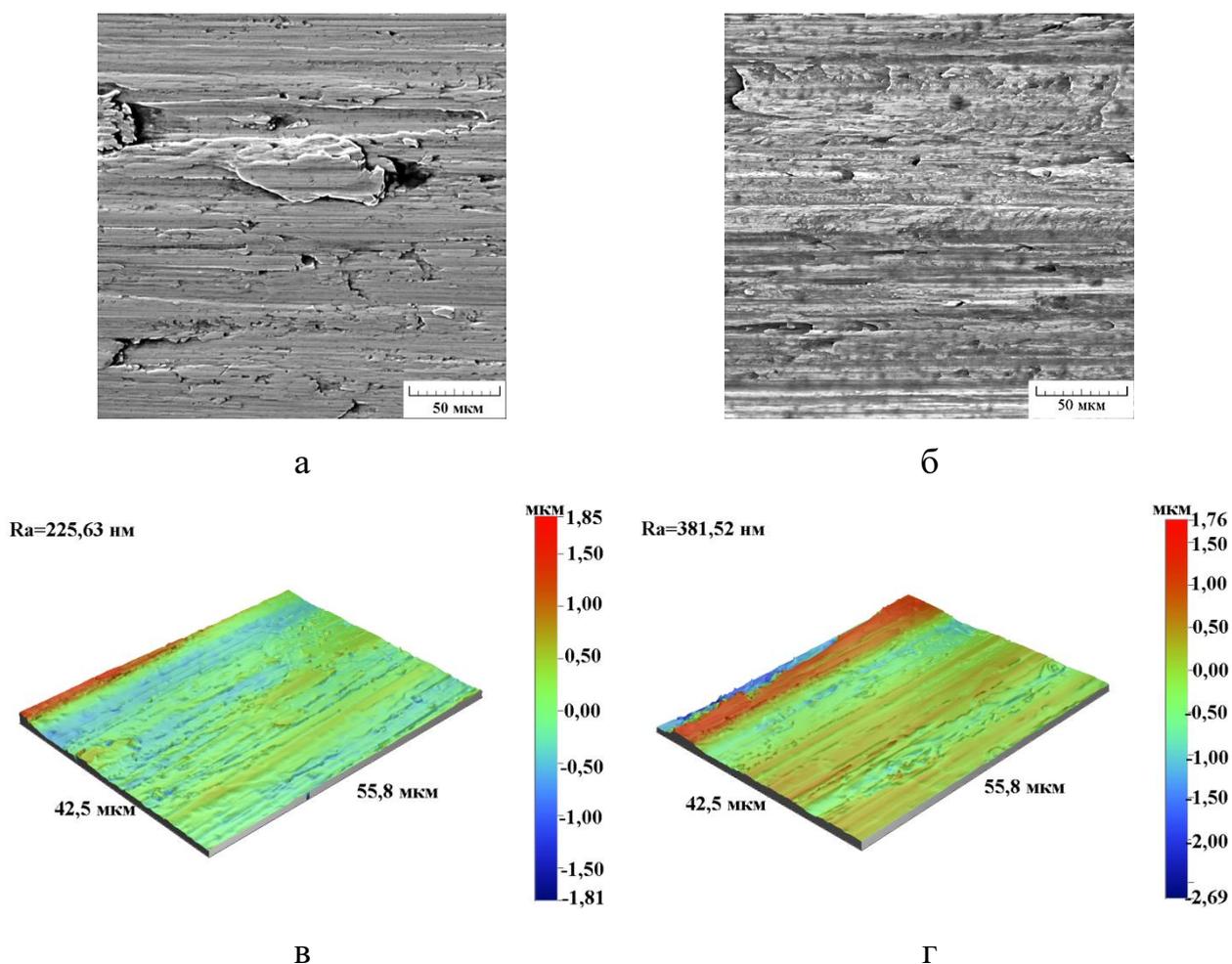


Рисунок 3.6 – Изображение (РЭМ) (а, б) и трехмерные профилограммы (в, г) поверхности стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки индентором из ВК8 в СОЖ при $P = 294$ Н (а, в) и $P = 490$ Н (б, г)

При обработке индентором из DBN отсутствие схватывания на поверхности исследуемой стали наблюдается только при минимальной использованной нагрузке $P = 147$ Н (см. рисунок 3.7 в). Однако, согласно данным, представленным в таблице 3.1, формируемая при $P = 147$ Н поверхность характеризуется шероховатостью $Ra = 150$ нм и относительно невысоким деформационным упрочнением (до 545 HV 0,025). Отмеченный невысокий уровень упрочнения свидетельствует о меньшей накопленной деформации в поверхностном слое вследствие более низких значений нормальной нагрузки ($P = 147$ Н) и коэффициента трения ($\mu = 0,29$), чем при обработке с нагрузками $P = 196$ и 245 Н ($\mu = 0,39$; $0,44$, см. таблицу 3.1).

Стоит отметить, что величина контактного давления в паре трения «индентор из твердого сплава ВК8 – сталь» значительно ниже, чем в паре трения «индентор из DBN – сталь» (см. таблицу 3.1). Однако это не предотвращает адгезионное схватывание.

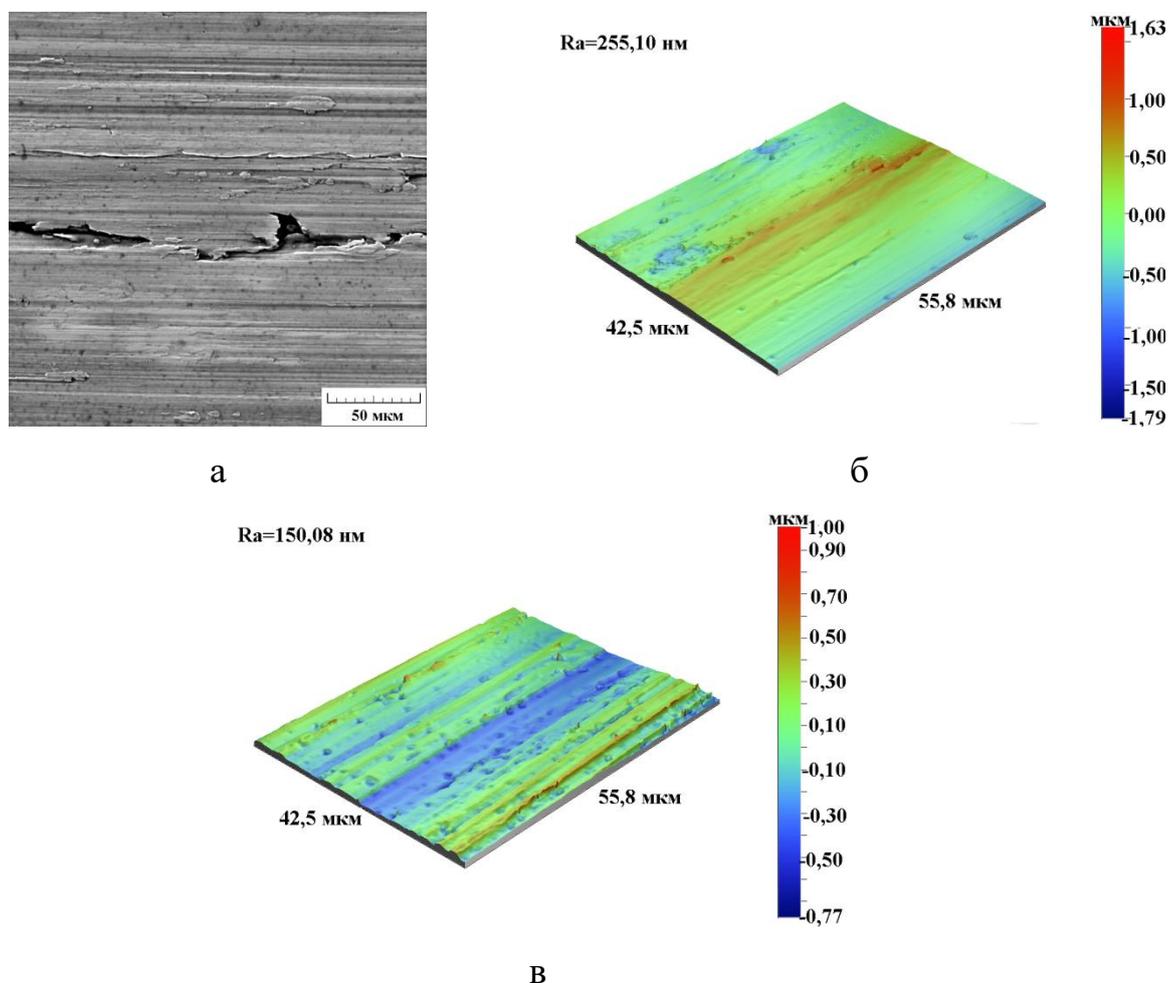


Рисунок 3.7 – Изображение (РЭМ) (а) и трехмерные профилограммы (б, в) поверхности стали 12X18H10T после фрикционной обработки индентором из DBN в СОЖ при $P = 245$ Н (а, б) и $P = 147$ Н (в)

На вершинах инденторов из твердого сплава ВК8 и DBN после фрикционной обработки в условиях деформирования с использованием СОЖ наблюдаются видимые следы переноса хромоникелевой стали (рисунки 3.8 а и 3.9 а, участки 1) и повышение концентраций железа соответственно до 49,0 мас. % и 60,8 мас. %, хрома – до 13,2 мас. % и 15,6 мас. % и никеля – до

7,2 мас. % и 9,5 мас. % (см. рисунки 3.8 б и 3.9 б). Следовательно, в процессе фрикционного нагружения происходит активный перенос хромоникелевой аустенитной стали на поверхность указанных инденторов (см. рисунки 3.8 а и 3.9 а, участки 1). Это обуславливает возникновение в зоне деформационного контакта одноименной пары трения «сталь – сталь», которая характеризуется повышенной адгезией вследствие полного химического сродства контактирующих поверхностей [52]. В свою очередь, это приводит к развитию процессов схватывания на поверхности стали, интенсивному массопереносу и росту коэффициента трения до $\mu = 0,42-0,44$ (см. таблицу 3.1) вследствие увеличения молекулярной составляющей силы трения [117].

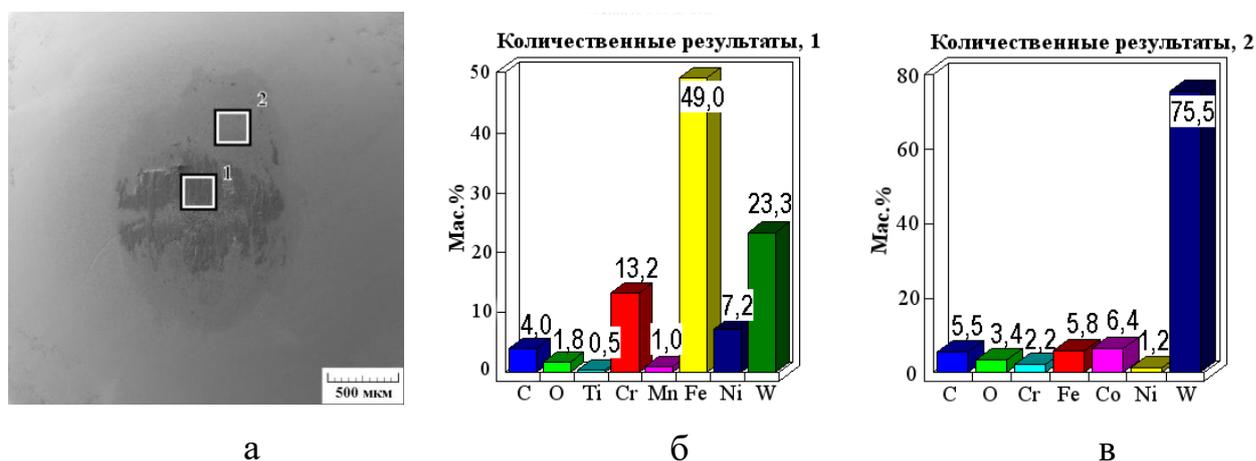


Рисунок 3.8 – Характеристики поверхности индентора из твердого сплава BK8 после фрикционной обработки поверхности стали 12X18H10T в СОЖ при нагрузке $P = 294$ Н: а – изображение (РЭМ) общего вида индентора; б, в – гистограммы количественного содержания элементов соответственно для участков 1 и 2 на общем виде

Кроме того, наличие повышенных коэффициентов трения и активизация процессов схватывания при испытаниях со смазкой свидетельствуют о нарушении в зоне фрикционного контакта пары трения «индентор из BK8 или DBN с перенесенной на его поверхность сталью 12X18H10T – сталь 12X18H10T» режима граничного трения [117]. Это

обусловлено тем, что поверхности контактирующей пары трения «нержавеющая сталь – нержавеющая сталь» обладают низкой маслоудерживающей способностью, что приводит к росту коэффициента трения в контактирующей паре даже при наличии смазки (например, при трении с минеральным маслом указанной пары с нагрузкой $P = 250$ Н коэффициент трения составляет $\mu = 0,37$) [174]. Периферийные участки инденторов из ВК8 и DBN (см. рисунки 3.8 а и 3.9 а, участки 2) также содержат небольшие следы переноса стали. Однако их химический состав в основном соответствует материалу индентора (см. рисунки 3.8 в и 3.9 в).

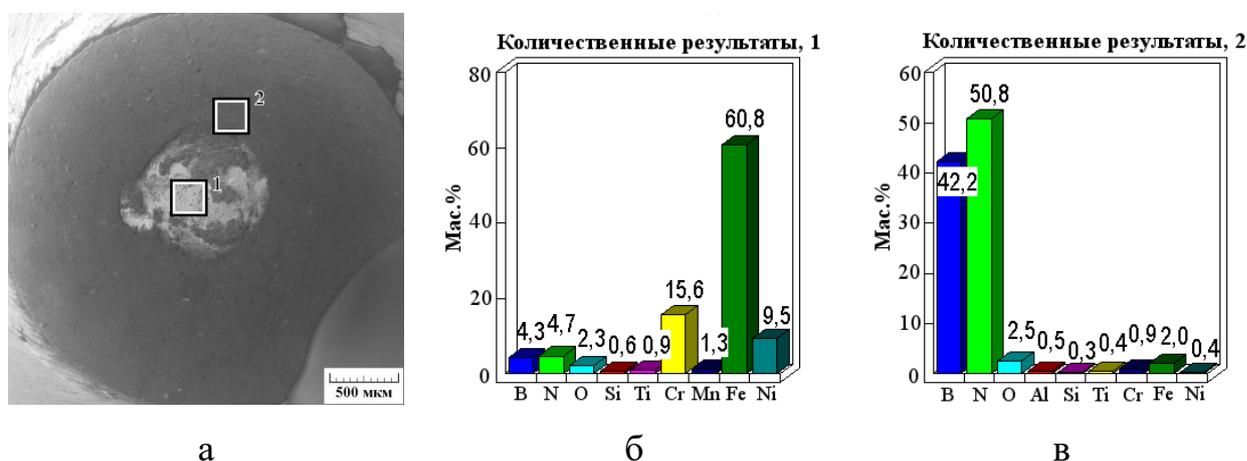


Рисунок 3.9 – Характеристики поверхности инденторов из DBN после фрикционной обработки поверхности стали 12X18H10T в СОЖ при нагрузке $P = 245$ Н: а – изображение (РЭМ) общего вида индентора; б, в – гистограммы количественного содержания элементов соответственно для участков 1 и 2 на общем виде

Из рассмотренных в таблице 3.1 и на рисунках 3.1-3.9 данных следует, что по критериям одновременного обеспечения интенсивного деформационного упрочнения (до 590-685 HV 0.025) и формирования качественной поверхности с низкой шероховатостью поверхности ($Ra = 75$ -115 нм) наиболее предпочтительными технологическими режимами фрикционной обработки аустенитной стали 12X18H10T являются обработки

индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона при нагрузках $P = 392-490$ Н.

Деформационная составляющая силы трения, связанная с деформацией поверхностного слоя, определяется шероховатостью и твердостью индентора и обрабатываемого материала. Важно подчеркнуть, что упрочнение поверхности в процессе фрикционной обработки должно сопровождаться уменьшением деформационной составляющей. Это, в свою очередь, должно привести к снижению коэффициента трения, поскольку он выше для пластичных материалов [175]. Полученные результаты показывают, что эффект уменьшения коэффициента трения может быть скомпенсирован за счет более сильного влияния адгезионной составляющей силы трения, которое определяется технологическими параметрами фрикционной обработки (см. таблицу 3.1). Таким образом, на эффективность фрикционной обработки существенное влияние оказывает адгезионная составляющая силы трения, которой можно управлять, варьируя технологические параметры, а именно материал индентора и обрабатываемую среду.

3.2 Влияние кратности фрикционного воздействия при комнатной температуре на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики аустенитной метастабильной стали 12X18H10T

Рисунок 3.10 а демонстрирует структуру стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии, которая представляет собой крупные полиэдрические зерна аустенита со скоплениями дислокаций вблизи отдельных границ. В зернах также наблюдаются единичные нерасщепленные дислокации. Согласно рисункам 3.10 б, в структура исследуемой стали в закаленном состоянии характеризуется формированием ячеистой субструктуры, которая отличается высокой плотностью зернограницных дислокаций и телом зерна, свободным от дислокаций. Этому способствуют напряжения, образующиеся при высокой скорости охлаждения в процессе закалки. В зернах встречаются

также отдельные частицы карбида титана (см. рисунки 3.10 а-в, указан стрелкой). О формировании аустенитной структуры свидетельствуют данные ПЭМ и РФА, который выявляет в исходной структуре закаленной стали 12Х18Н10Т 100 об. % γ -фазы (рисунки 3.10 г, 3.11).

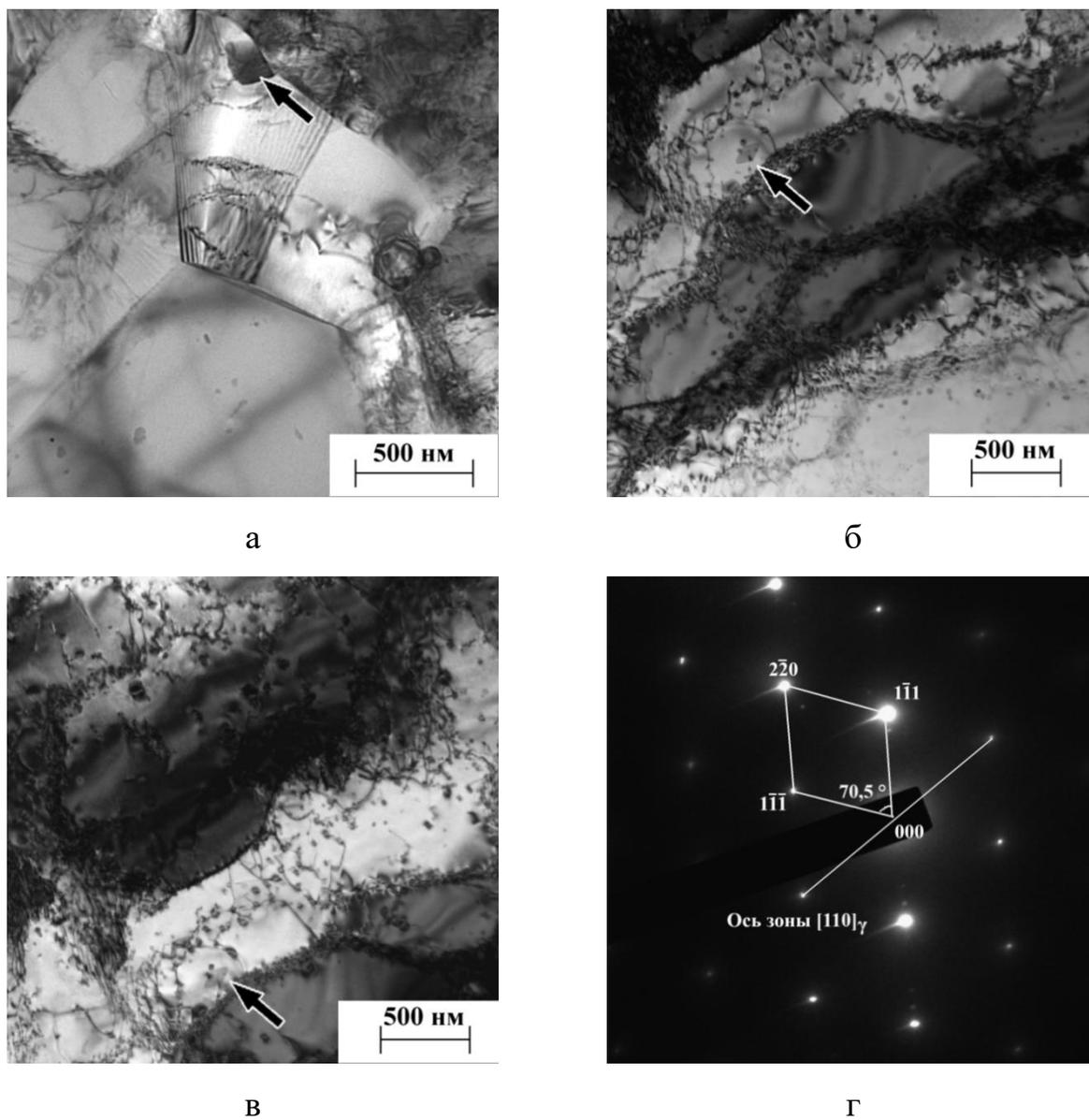


Рисунок 3.10 – Структура аустенитной стали 12Х18Н10Т в исходном закаленном состоянии: а, б, в – светлопольные изображения, стрелкой отмечен карбид титана TiC ; г – микродифракция

Для изучения влияния кратности фрикционного воздействия на характеристики закаленной стали 12X18H10T фрикционную обработку проводили по технологическому режиму, обоснованному и выбранному на основании представленных в разделе 3.1 исследований: индентор из синтетического алмаза, СОТС – аргон, нагрузка $P = 392$ Н. Согласно данным, приведенным на рисунке 3.11, фрикционная обработка уже при 1-кратном ($n = 1$) сканировании индентором приводит к интенсивному развитию деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения на поверхности аустенитной стали. Количество мартенсита деформации на поверхности достигает 55 об. %. Последовательное увеличение кратности фрикционного воздействия до $n = 11$ приводит к росту полноты деформационного превращения аустенита: доля мартенсита деформации на поверхности метастабильной стали возрастает до 70 об. %.

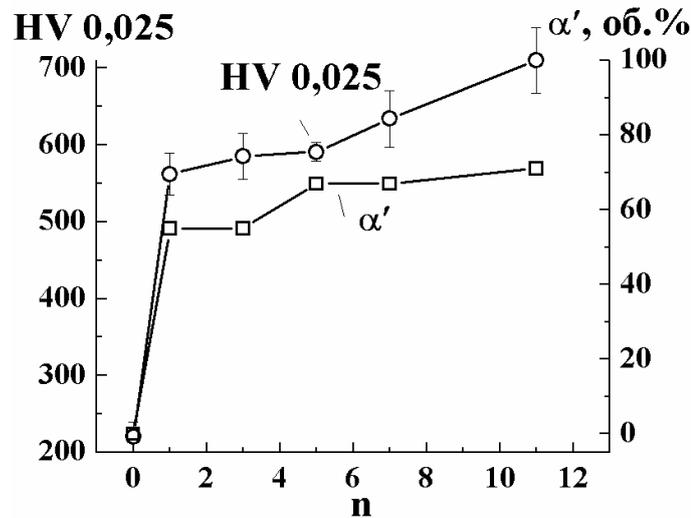


Рисунок 3.11 – Влияние количества сканирований индентором n при фрикционной обработке на объемную долю α' -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 на поверхности стали 12X18H10T

Согласно данным, представленным в таблице 3.2, в результате проведения фрикционной обработки возрастает также интегральная ширина линии В аустенита $(111)\gamma$ от 13 до 38 мин. При повышении числа

сканирований индентором наблюдается последовательный рост значений B вплоть до 86 мин (при $n = 11$). Как известно, интегральная ширина профиля дифракционной линии определяется размерами областей когерентного рассеяния и микроискажениями кристаллической решетки [176]. Поэтому наблюдаемый рост величины B (см. таблицу 3.2), по-видимому, обусловлен увеличением дисперсности, дефектности и микроискажений кристаллической решетки аустенита [44]. Значения интегральной ширины линии $(110)\alpha$ находятся в пределах 30-45 мин.

Таблица 3.2 – Влияние количества сканирований индентором n при фрикционной обработке стали 12X18H10T на интегральную ширину B линий $(111)\gamma$ и $(110)\alpha$

Количество сканирований n	$B(111)\gamma$, мин	$B(110)\alpha$, мин
0	13	-
1	38	36
3	74	45
5	76	30
7	78	31
11	86	39

Микротвердость поверхностного слоя с ростом числа сканирований индентором из синтетического алмаза повышается от 560 HV 0,025 (при $n = 1$) до 710 HV 0,025 (при $n = 11$) (см. рисунок 3.11). Столь эффективное деформационное упрочнение аустенитной стали реализуется благодаря достаточно высокому коэффициенту трения $\mu = 0,20$ (см. таблицу 3.1). В соответствии с результатами конечно-элементного моделирования при обработках скользящими инденторами определяющий вклад в накопленную пластическую деформацию вносит сдвиговая компонента деформации, которая зависит от силы (коэффициента) трения [28, 46, 121]. В случае же

обработки при существенно более низком коэффициенте трения ($\mu < 0,10$), наблюдаемом при выглаживании индентором из природного алмаза с использованием жидкой смазочно-охлаждающей технологической среды, микротвердость поверхности аустенитных метастабильных сталей 12X18H10T и AISI 304 не превышает соответственно 515 HV 0,025 (см. таблицу 3.1) и 450 HV 0,025 [44].

Согласно данным, приведенным на рисунке 3.12, фрикционная обработка создает на поверхности исследуемой стали упрочненный градиентный слой с максимальной микротвердостью непосредственно на поверхности. Из рисунка 3.12 следует также, что с увеличением кратности фрикционного воздействия возрастает не только уровень микротвердости, но и глубина упрочненного слоя. Рассматриваемые результаты характеризуют изменение микротвердости в тонком приповерхностном слое до 5,1 мкм.

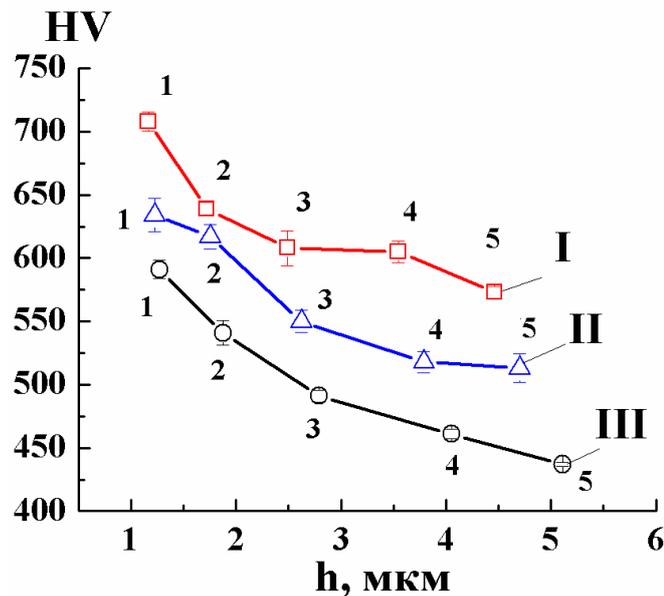


Рисунок 3.12 – Зависимости микротвердости HV поверхности стали 12X18H10T от глубины внедрения h индентора Виккерса после фрикционной обработки при $n = 11$ (кривая I), при $n = 7$ (кривая II), при $n = 5$ (кривая III).

Цифры 1-5 на графиках соответствуют нагрузкам на индентор:

1 – 0,245 Н; 2 – 0,49 Н; 3 – 0,98 Н; 4 – 1,96 Н; 5 – 2,94 Н

Измерения, выполненные при последовательном электролитическом удалении поверхностного слоя, показали, что общая толщина упрочненного фрикционной обработкой слоя при 11-кратном сканировании индентором ($n = 11$) составляет ~ 450 мкм (рисунок 3.13). Тогда как деформационное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение развивается в существенно более тонком (до 90 мкм) приповерхностном слое.

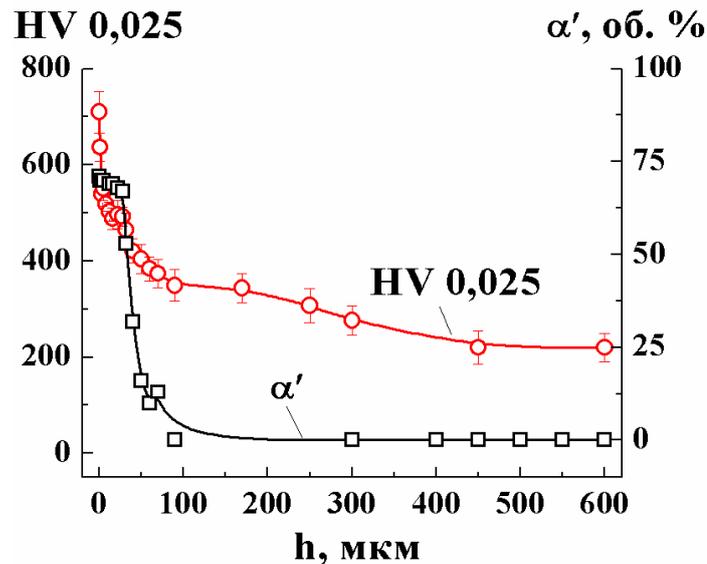


Рисунок 3.13 – Изменение микротвердости HV 0,025 и объемной доли α' -мартенсита деформации по глубине h поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при $n = 11$

Исследования на оптическом профилометре свидетельствуют (рисунок 3.14 а), что фрикционная обработка стали 12X18H10T при 11-кратном сканировании индентором из синтетического алмаза в аргоне формирует качественную поверхность с низкими значениями параметра шероховатости – среднего арифметического отклонения профиля $Ra = 90$ нм. Рассматриваемый технологический режим фрикционной обработки обеспечивает отсутствие схватывания и усталостных микротрещин, на поверхности аустенитной стали наблюдаются лишь отдельные полосы пластического отеснения (рисунок 3.14 б).

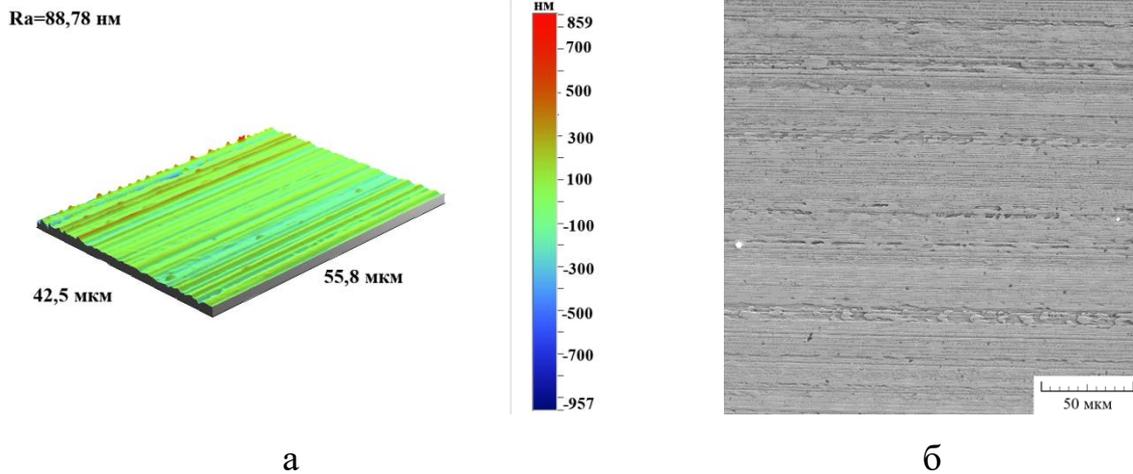
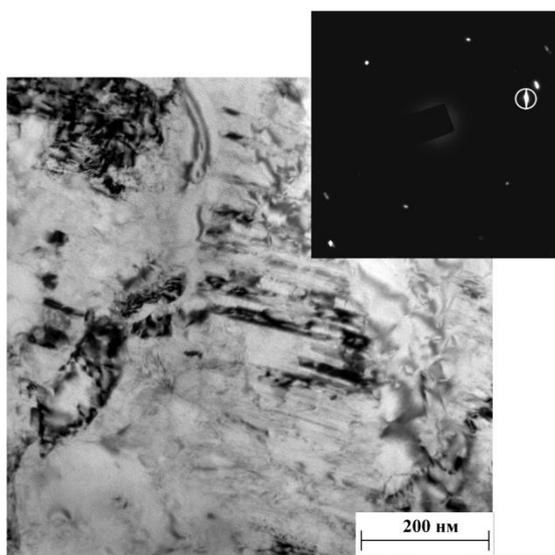


Рисунок 3.14 – Трехмерная профилограмма (а) и изображение (РЭМ) (б) поверхности стали 12X18H10Т после фрикционной обработки при $n = 11$

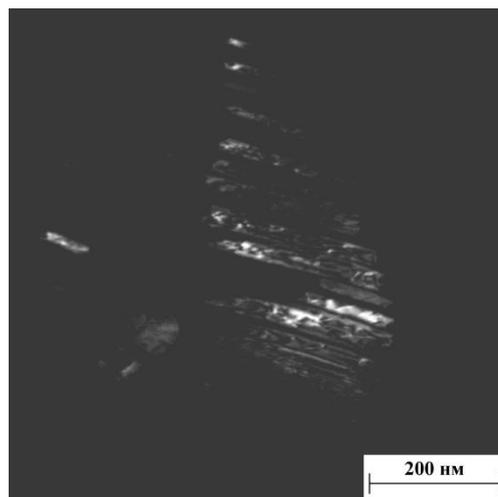
Рисунок 3.15 иллюстрирует различные типы структур, возникающие в градиентном поверхностном слое аустенитной стали при 1-кратном сканировании индентором ($n = 1$). На начальных стадиях деформация развивается скольжением и двойникованием. Механическое двойникование, наблюдаемое в отдельных аустенитных зернах (рисунок 3.15 а, б), способствует фрагментации исходной аустенитной крупнокристаллической структуры и протеканию деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения. Известно, что процессы двойникования аустенита на начальных стадиях деформации и связанные с ними фрагментация и фазовое мартенситное превращение играют важную роль в формировании нанокристаллической структуры при пластическом деформировании аустенитных сталей с низкой энергией дефектов упаковки [1, 95], к которым относится и исследуемая сталь 12X18H10Т.

Пересекающиеся при возникновении по нескольким системам сдвига механические двойники разбивают аустенит на дисперсные структурные элементы (фрагменты, блоки), в пределах которых на пересечении двойников образуется α' -мартенсит деформации. Деформационному двойникованию отводится важная роль в процессах первичной фрагментации металлов при пересечении тонких пластинок деформационных двойников

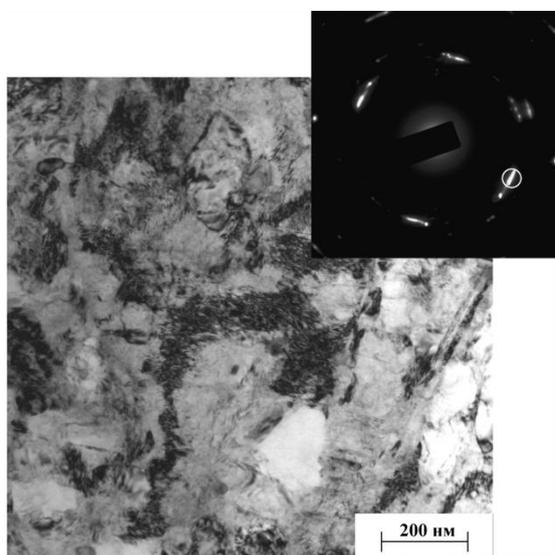
локализованными пластическими сдвигами [177]. После исчерпания возможностей скольжения и двойникования в качестве механизма пластичности дальнейшее формирование сильно разориентированных нанокристаллитов происходит за счет ротаций блоков диспергированной структуры [178] и зернограничного проскальзывания [1].



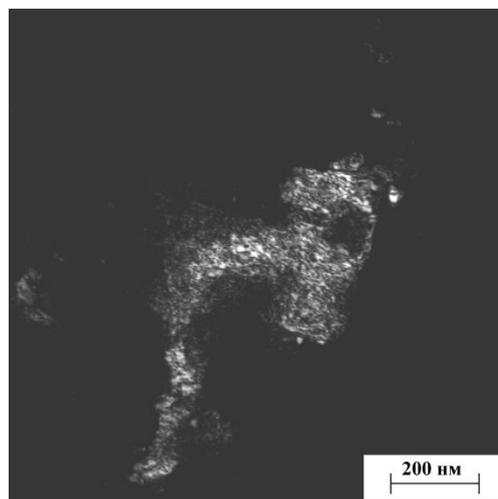
а



б



в



г

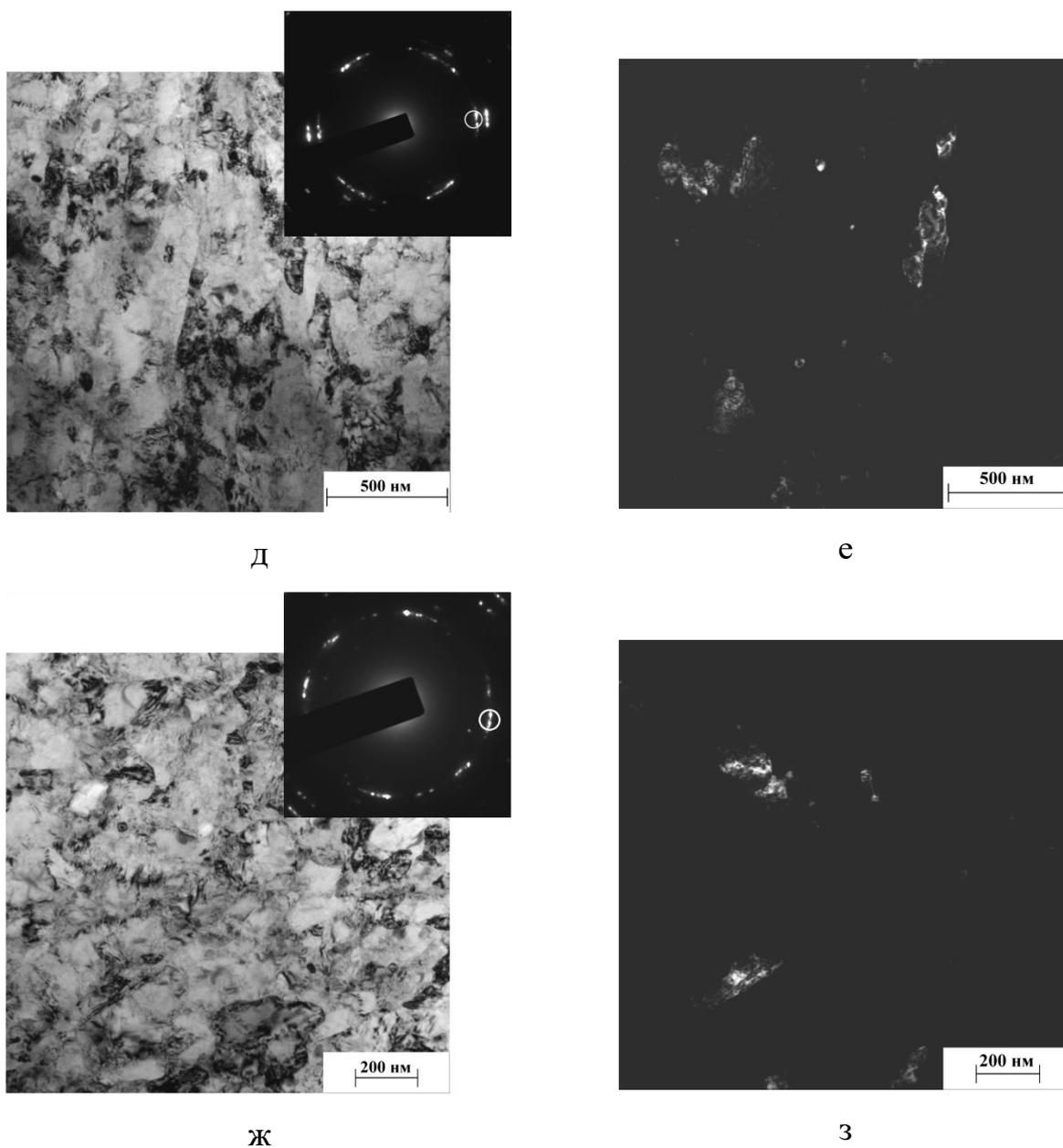


Рисунок 3.15 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при $n = 1$: а, в, д, ж – светлопольные изображения и микродифракции; б, г, е – темнопольные изображения в рефлексе $(111)\gamma$; з – темнопольное изображение в рефлексах $(110)\alpha$ и $(111)\gamma$

При увеличении степени деформации формируются слабо разориентированные ячейки, границы которых представляют собой весьма сложные дислокационные скопления (рисунок 3.15 в, г), полосовые дислокационные структуры (рисунок 3.15 д, е) и на последующем этапе – кристаллиты аустенита и мартенсита деформации преимущественно

субмикронных размеров (рисунок 3.15 ж, з). В.Е. Панин с соавторами подчеркивают [82], что именно с развитием полосовых фрагментированных структур различных масштабов связан основной механизм структурно-фазовых превращений в металлах при интенсивной (большой) пластической деформации. Ф.З. Утяшев и Г.И. Рааб также отводят важную роль полосообразованию в активном ротационном течении металла [179]. В работе [101] появление полосовых дислокационных структур в электроискровом покрытии из аустенитной стали X18H9T наблюдали при поверхностном пластическом деформировании обкаткой шариком. Установленная последовательность формирования структуры в поверхностном слое стали 12X18H10T при фрикционной обработке соответствует последовательности, характерной для материалов с низкой ЭДУ, представленной в работе Н.А. Коневой и Э.В. Козлова [180].

Согласно ПЭМ (см. рисунок 3.15) γ -фаза в процессе деформации претерпевает изменения от крупнокристаллического (см. рисунок 3.10) до субмикро- и нанокристаллического строения (см. рисунок 3.15 ж, з). Образующаяся на пересечении двойников в аустенитном зерне α' -фаза имеет высокодисперсное состояние (см. рисунок 3.15 ж, з). С этим может быть связано, что по данным РФА интегральная ширина линии $(110)\alpha$ не зависит от количества сканирований при фрикционной обработке (см. таблицу 3.2).

На рисунке 3.16 показано, что в результате фрикционной обработки при максимальном числе сканирований индентором ($n = 11$) в тонком (~ 5 мкм) поверхностном слое аустенитной стали формируются высокодисперсные мартенситно-аустенитные структуры. В рассматриваемой структуре наряду с относительно однородными участками встречаются также участки с элементами ячеистой преимущественно аустенитной структуры (отмечены стрелками на рисунке 3.16 а, в). Указанные ячейки с относительно широкими границами из сложных дислокационных скоплений и телом, практически свободным от дислокаций, часто характеризуются малоугловыми разориентировками.

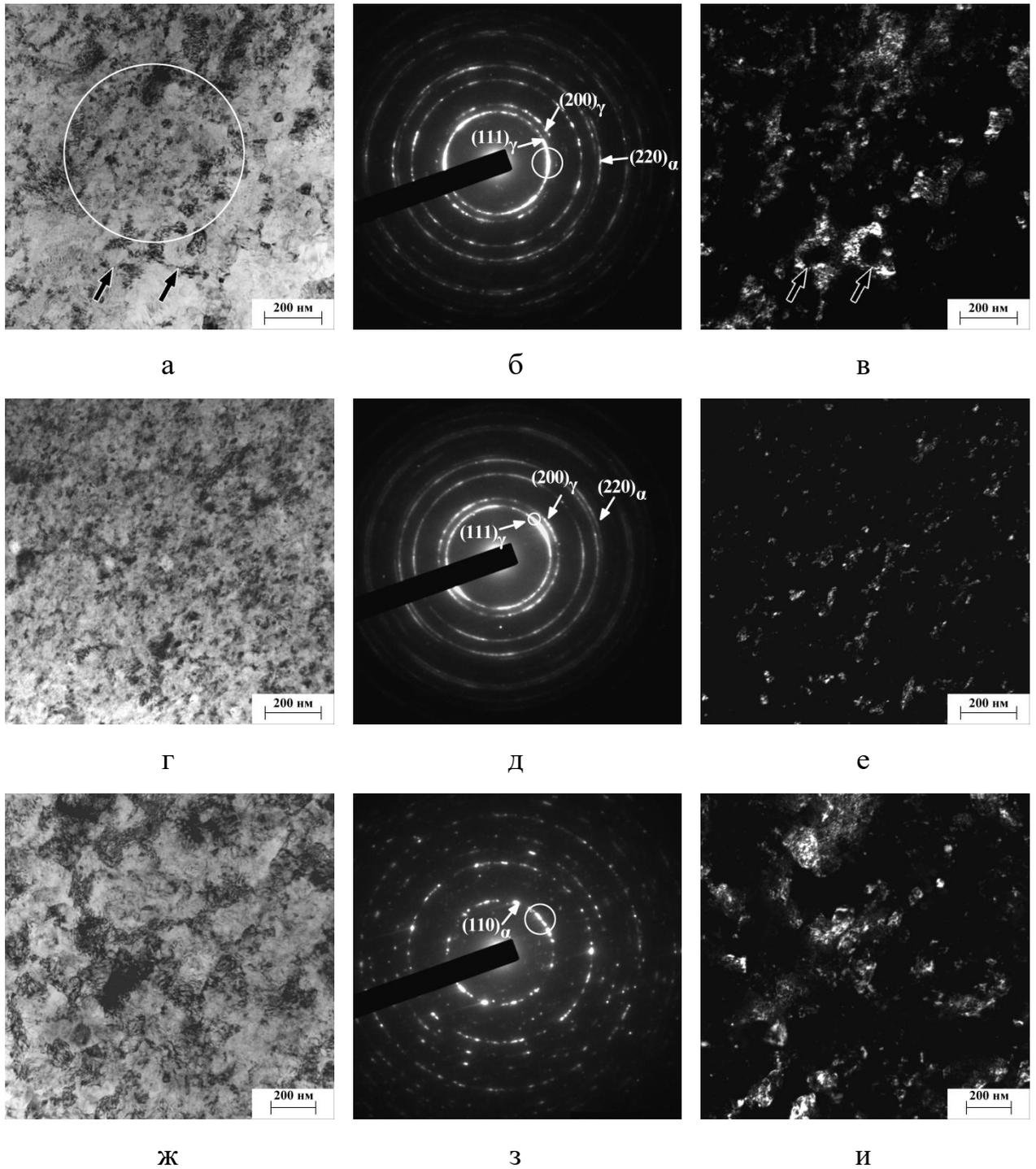


Рисунок 3.16 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при $n = 11$: а, г, ж – светлопольные изображения; б, д, з – микродифракции; в, е – темнопольные изображения в рефлексе $(111)\gamma$; и – темнопольное изображение в рефлексе $(110)\alpha$. На рисунках а, в стрелками указаны ячеистые структуры

На представленных на рисунке 3.16 б, д микродифракциях присутствуют кольца рефлексов аустенита $(111)\gamma$, $(200)\gamma$ и мартенсита деформации $(220)\alpha$. Почти сплошные и однородные по толщине кольца на рисунке 3.16 д, образованные близко расположенными рефлексами от отдельных кристаллитов γ - и α -фаз, и анализ темнопольного изображения на рисунке 3.16 е свидетельствуют о наличии высокоугловых разориентировок многих ГЦК (гранцентрированная кубическая решетка)- и ОЦК-кристаллитов, имеющих размеры менее 100 нм. По указанным признакам рассматриваемые однородные структуры (рисунок 3.16 г) можно отнести к нанокристаллическим, а фрикционную обработку в данных технологических условиях – к наноструктурирующей обработке. Встречаются и менее однородные участки с наличием плотных скоплений дислокаций (рисунок 3.16 ж). На соответствующей микродифракции видны отдельные и размытые в азимутальном направлении рефлексы α -фазы (рисунок 3.16 з) от фрагментированных кристаллитов мартенсита деформации, имеющих в основном субмикроструктурные (более 100 нм) размеры (рисунок 3.16 и).

Возникновение nano- и субмикроструктурных фрагментированных мартенситно-аустенитных структур свидетельствует о том, что под действием фрикционной обработки в поверхностном слое аустенитной стали создаются условия для реализации ротационного механизма деформации [28, 44, 121], когда в условиях развития деформации по схеме «сдвиг + поворот» наряду с трансляционными модами действуют также поворотные (ротационные) моды деформации [82, 181, 182]. В результате происходит фрагментация исходных крупных аустенитных зерен с последующими относительными разворотами фрагментов. Это приводит к формированию тонких большеугловых границ, образованных частичными дисклинациями [183, 184], и измельчению многих кристаллитов до наноразмеров (менее 100 нм).

На рисунке 3.17 изображены диаграммы непрерывного вдавливания индентора, полученные при инструментальном микроиндентировании поверхности стали 12Х18Н10Т в закаленном состоянии и после фрикционной обработки (при $n = 11$). Микроиндентирование проводили с максимальной нагрузкой на индентор Виккерса 0,245 Н. Используя кривые нагружения (a-b) и разгрузки (b-c) по методу Оливера и Фарра [185], определяли характеристики, отражающие особенности механического поведения исследуемой стали при упруго-пластическом деформировании (рисунок 3.18). Фрикционная обработка относительно закалки способствует заметному смещению диаграммы непрерывного вдавливания индентора в сторону меньших значений перемещений индентора h .

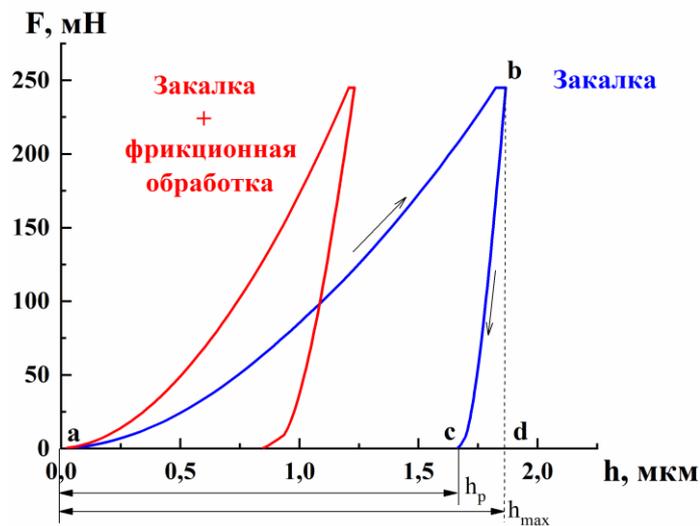


Рисунок 3.17 – Диаграммы нагружения «нагрузка F – перемещение индентора h » при микроиндентировании поверхности стали 12Х18Н10Т в исходном закаленном состоянии и после фрикционной обработки ($n = 11$) при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н

Установлено, что при фрикционной обработке с увеличением кратности воздействия индентором от $n = 1$ до $n = 11$ на поверхности исследуемой стали снижаются значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора h_{max} и h_p (рисунок 3.18 а). Значения h_{max} и h_p даже в

исходном недеформированном состоянии не превышают 2 мкм (см. рисунок 3.18), следовательно, анализу подвергался именно наноструктурированный в процессе фрикционной обработки слой.

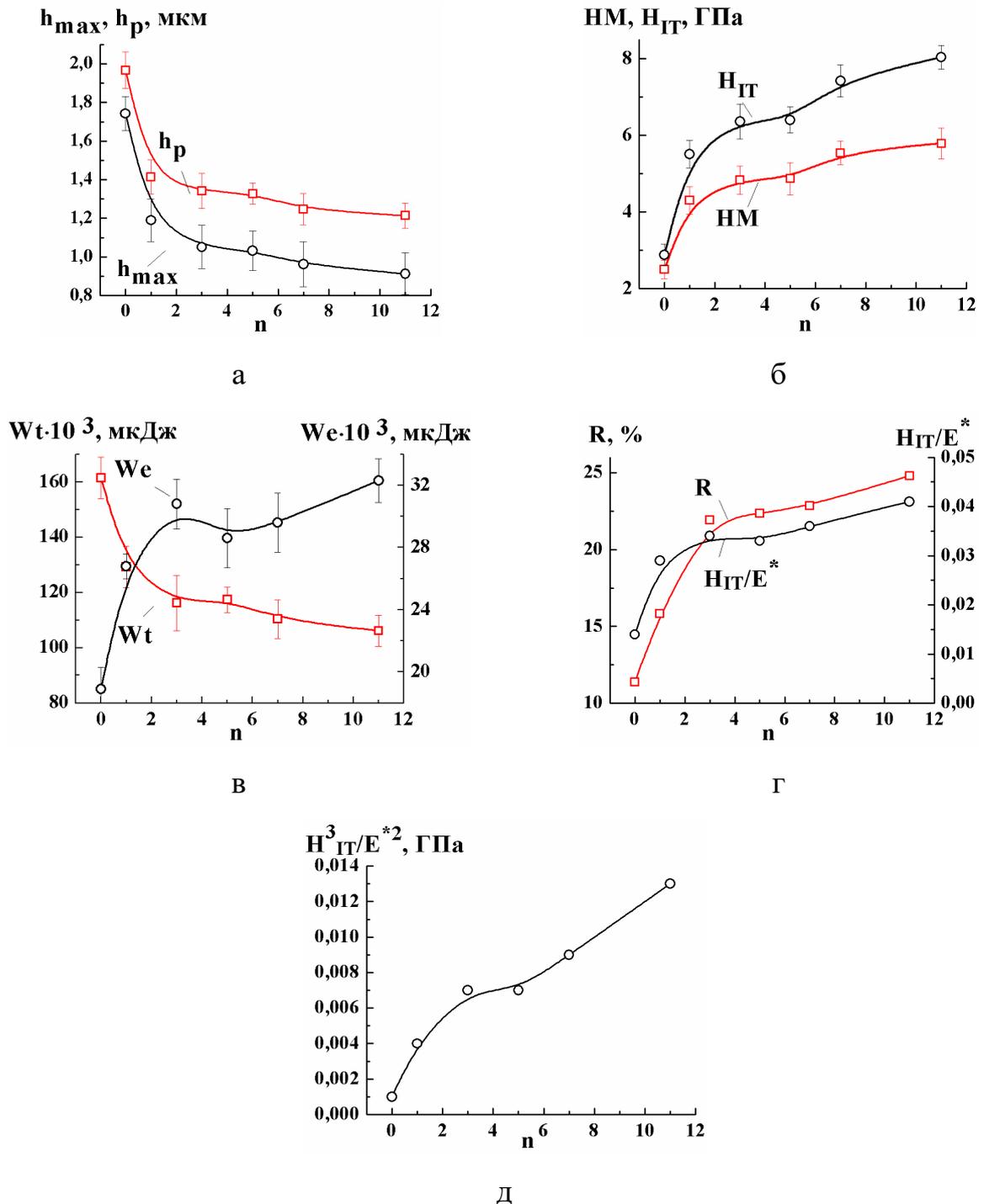


Рисунок 3.18 – Влияние числа сканирований индентором n при фрикционной обработке на характеристики стали 12X18H10T, определяемые при микроиндентировании

Рисунок 3.18 б свидетельствует о повышении значений твердости по Мартенсу НМ, которая учитывает не только пластическую, но и упругую деформации, и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} с ростом числа сканирований индентором при фрикционной обработке. Согласно рисунку 3.18 в также возрастают значения работы упругой деформации вдавливания W_e , которая определяется площадью под кривой разгрузки (см. рисунок 3.17 треугольник *cbd*). Это указывает на повышенную способность наноструктурированного слоя деформироваться в упругой области. Значения общей механической работы вдавливания W_t (см. рисунок 3.18 в), которая определяется всей площадью под кривой нагружения (на рисунке 3.17 треугольник *abd*) и состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления, напротив, с ростом числа сканирований индентором снижаются. Отмеченное снижение W_t связано с упрочнением поверхностного слоя, поскольку чем больше он упрочнен, тем меньше он деформируется под индентором.

Следует отметить, что контактный модуль упругости E^* ($E^* = E/(1-\nu^2)$, где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона) у аустенитной стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии составляет $E^* = 199$ ГПа, а после фрикционной обработки с различным числом сканирований индентором ($n = 1-11$) находится в пределах $E^* = 185-205$ ГПа (в частности, при $n = 11$ $E^* = 192$ ГПа), т.е. отличается не более, чем на 10 %. Модули упругости металлических материалов одного химического состава, за редкими исключениями (например, [186]), являются структурно малочувствительными свойствами. Однако в отдельных исследованиях отмечается обусловленное фрикционной обработкой изменение контактного модуля упругости железа и низкоуглеродистой нелегированной стали – материалов с ОЦК-кристаллическими решетками. Диспергирование структуры железа до размера зерен менее 30 нм в условиях интенсивной пластической деформации трением в условиях значительного (773 К) фрикционного нагрева вызывает снижение модуля упругости от 210 до 176

ГПа (на 16 %) [27]. В работе [187] в результате фрикционной обработки наблюдали снижение контактного модуля упругости отожженной низкоуглеродистой (0,17 мас. % С) стали с исходной феррито-перлитной структурой: при нагрузке на индентор 1 гс, среднее значение величины E^* снижается от 208 до 168 ГПа (на 19 %), при нагрузке 25 гс – от 213 до 176 ГПа (на 17 %), при нагрузке 200 гс – от 204 до 155 ГПа (на 24 %). Это предположительно связывали с изменением структурно-фазового состояния, в частности с ростом плотности дислокаций в поверхностном слое стали после фрикционной обработки.

На рисунках 3.18 г, д приведены рассчитанные по данным микроиндентирования параметры, которые используются для оценки способности поверхностных слоев сопротивляться контактному механическому воздействию. Видно, что с ростом числа сканирований индентором возрастают отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* [188] и упругое восстановление $R = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \cdot 100\%$ [189, 190] (рисунок 3.18 г). Эти параметры характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность стали сопротивляться воздействию без пластического деформирования. Возрастает и отношение H_{IT}^3/E^{*2} (рисунок 3.18 г), которое принято считать характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку указанному отношению пропорционально напряжение течения P_y материала [191]. Таким образом, при проведении фрикционной обработки с увеличением числа сканирований индентором от $n = 1$ до $n = 11$ существенно повышается способность поверхности стали 12Х18Н10Т деформироваться преимущественно в упругой области, а также выдерживать контактные нагрузки и после начала пластического течения (см. рисунок 3.18).

3.3 Влияние температуры фрикционного воздействия на структуру, фазовый состав и упрочнение метастабильной аустенитной стали 12X18H10T

Известно, что пониженные температуры деформирования могут активизировать мартенситное превращение [91, 94, 128], тогда как деформация с нагревом, напротив, ведет к подавлению $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в метастабильных Cr-Ni аустенитных сталях [15, 128, 129]. В работе [44] фрикционный нагрев при чистовом точении заготовки из аустенитной стали AISI 304 обусловил полное подавление мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое. Поэтому при разработке технологических основ фрикционной обработки аустенитных метастабильных сталей представляет интерес изучить не только влияние кратности (раздел 3.2), но и температуры фрикционного воздействия на упрочнение и формируемое структурно-фазовое состояние поверхностного слоя аустенитной хромоникелевой стали.

С этой целью была проведена фрикционная обработка стали 12X18H10T по выбранному в разделе 3.1 технологическому режиму (индентор из синтетического алмаза, СОТС аргон, нагрузка $P = 392$ Н) при однократном сканировании индентором ($n = 1$) в интервале температур от -196 до $+250$ °С. РФА поверхности образцов показал (рисунок 3.19), что полнота протекания деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения. Так, при температуре нагружения -196 °С количество α' -мартенсита в поверхностном слое достигает 100 об. %. При повышении температуры фрикционной обработки в результате стабилизации аустенита к $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению объемная доля мартенсита деформации на поверхности стали непрерывно снижается и после обработки при температуре $+250$ °С составляет 5 %. Повышение температуры деформации сжатием (со степенью 40 %) от комнатной всего

лишь до $+100\text{ }^{\circ}\text{C}$ вызывает столь же сильную стабилизацию к $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению метастабильной аустенитной стали SUS 304, что выражается в снижении количества образующегося мартенсита деформации от 70 до 10 об. % [193]. В сталях типа 18Cr-10Ni наблюдается полное подавление мартенситного превращения при температуре деформации $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ [194].

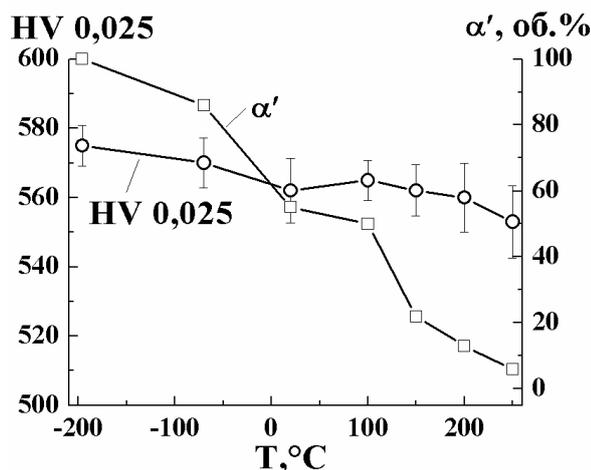


Рисунок 3.19 – Влияние температуры фрикционной обработки T на объемную долю α' -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 поверхности стали 12X18H10T

Рассмотренные результаты РФА (см. рисунок 3.19), подтверждаются данными ПЭМ (рисунки 3.20, 3.21). В процессе фрикционной обработки при температуре нагружения $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ в тонком поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T возникают высокодисперсные структуры (рисунок 3.20 а), дающие кольца рефлексов только от мартенсита деформации: $(211)\alpha$, $(200)\alpha$ и $(110)\alpha$ (рисунок 3.20 б). После фрикционного нагружения при температуре $+250\text{ }^{\circ}\text{C}$ на микродифракции, представленной на рисунке 3.21 а, напротив, видны лишь кольцевые рефлексы от аустенита $(111)\gamma$, $(200)\gamma$, $(220)\gamma$ и $(311)\gamma$ (рисунок 3.21 б). Анализ темнопольных изображений мартенситных (рисунок 3.20 в, г) и аустенитных (рисунок 3.21 в) структур показывает, что в рассматриваемых разориентированных структурах присутствуют

кристаллиты как субмикронных размеров (до 150-200 нм), так и наноразмеров (менее 100 нм).

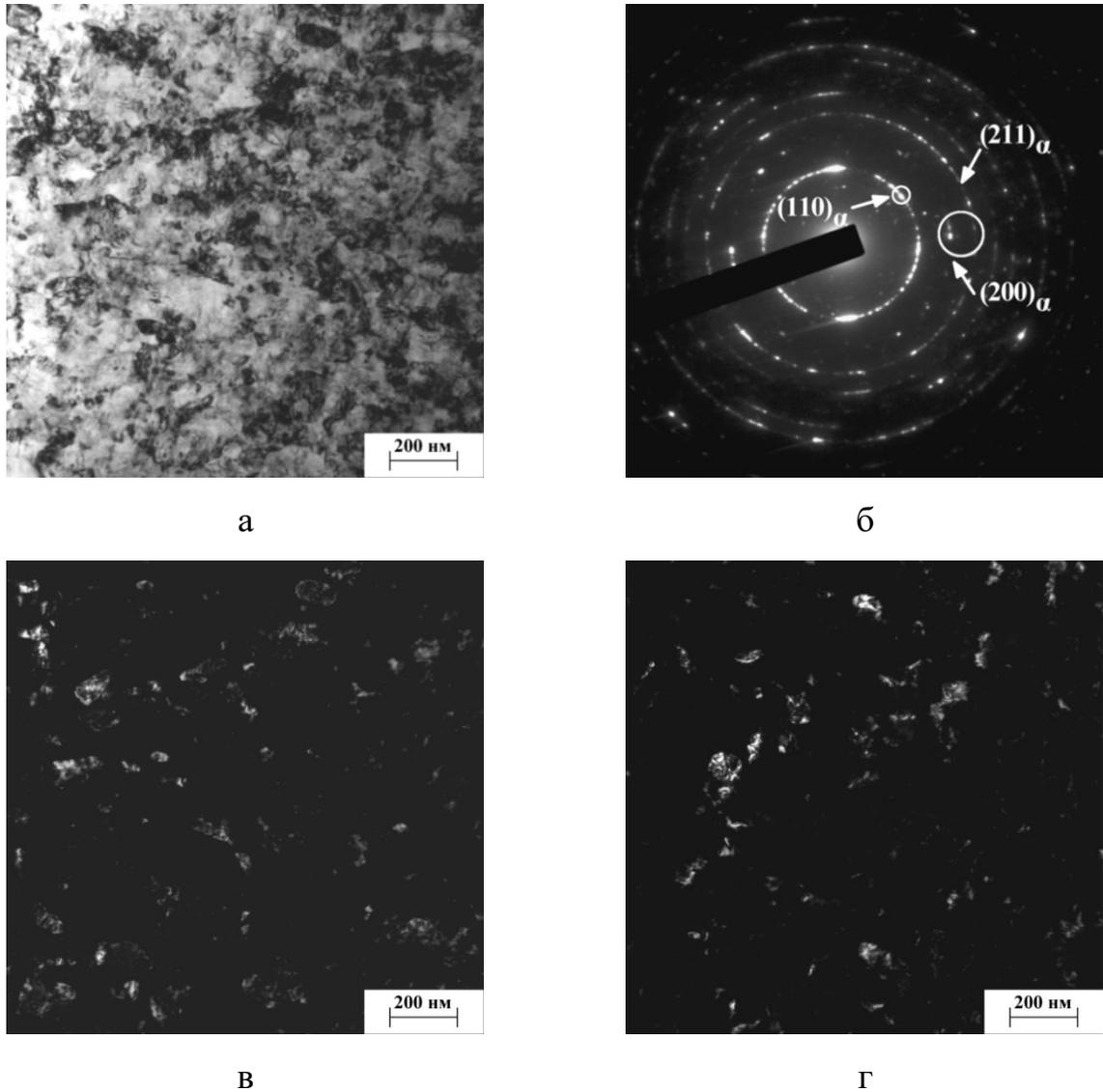
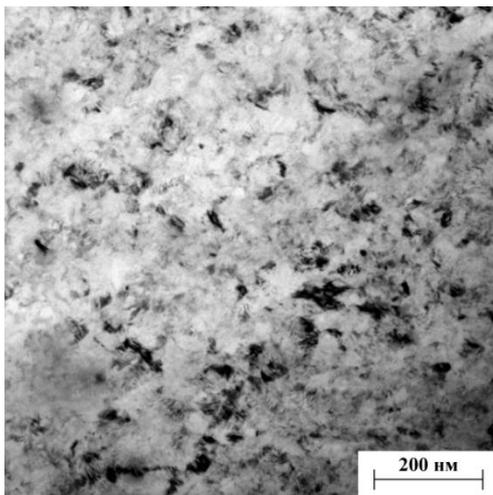


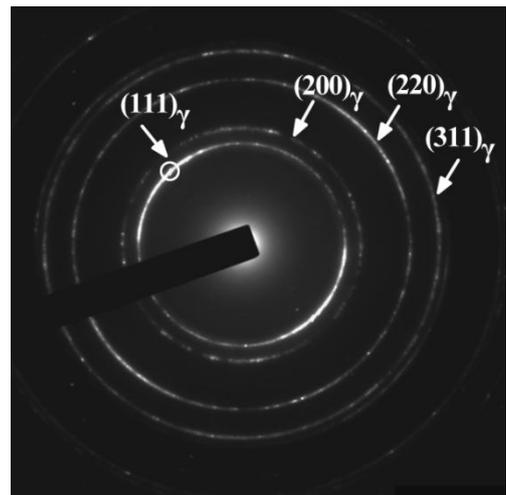
Рисунок 3.20 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при температуре нагружения $T = -196$ °C: а – светлопольное изображение; б – микродифракция; в – темнопольное изображение в рефлексе $(110)\alpha$; г – темнопольное изображение в рефлексах $(200)\alpha$ и $(211)\alpha$

Представленное на рисунке 3.21 г светлопольное изображение свидетельствует о сохранении в структуре после 1-кратного сканирования индентором при температуре $+250$ °C отдельных частиц карбида титана

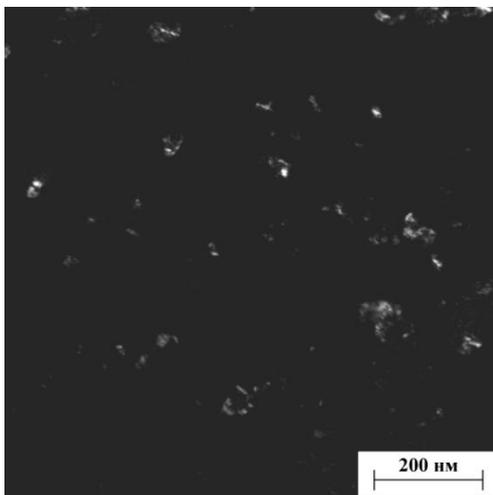
размером до 300 нм, содержащихся в исходной структуре закаленной стали (см. рисунок 3.10 а-в). В данном случае процессы деформационно-индуцированного растворения карбидной фазы [193, 195, 196] не получают полного развития, несмотря на повышенную температуру фрикционного нагружения, усиливающую диффузионную активность атомов углерода и титана.



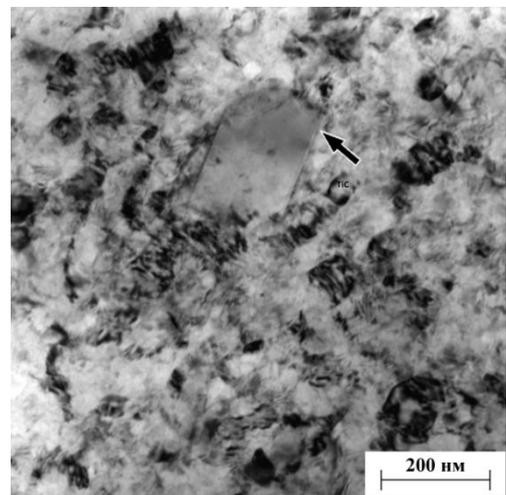
а



б



в



г

Рисунок 3.21 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки при температуре нагружения $T = +250$ °С: а, г – светлопольные изображения; б – микродифракция; в – темнопольное изображение в рефлексе $(111)\gamma$. На рисунке г стрелкой указан карбид TiC

Несмотря на различный формируемый фазовый состав поверхностного слоя, при всех температурах фрикционной обработки отмечаются близкие уровни деформационного упрочнения исследуемой стали (555-575 HV 0,025) (см. рисунок 3.19). Следовательно, сильнодеформированный аустенит близок по уровню твердости мартенситу деформации. Это обусловлено, с одной стороны, низким содержанием углерода в стали (0,10 мас. % C), недостаточным для эффективного упрочнения мартенситной структуры. Кроме того, углерод, присутствующий в стали, в основном связан карбидами TiC (см. рисунок 3.10 а-в). С другой стороны, наблюдаемый высокий уровень твердости деформированного фрикционной обработкой аустенита обусловлен, в первую очередь, действием зернограничного механизма упрочнения при сильном измельчении структуры (рисунок 3.21) и интенсивным ростом плотности дислокаций. Важную роль в упрочнении аустенита при фрикционном воздействии может играть также развитие на начальных этапах деформирования процессов двойникования (см. рисунок 3.15 а, б), которые развиваются при температурах деформации вплоть до 450 °С [197].

Полученные данные по влиянию температуры фрикционной обработки на формируемый фазовый состав и твердость стали 12Х18Н10Т хорошо согласуются с результатами, полученными при других способах ИПД аустенитных хромоникелевых сталей. Так, в работе [197] установлено, что в результате КВД аустенитной стали 316L во всем исследованном интервале температур деформации (от -196 до 450 °С) достигаются близкие уровни упрочнения (470-515 HV 1). При этом для деформации в интервале температур от 20 до 450 °С характерно механическое двойникование, а в интервале от -196 до 20 °С механическое двойникование заменялось механизмом деформационно-индуцированного мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$. Выявленный процесс структурообразования характерен для материалов с низкой ЭДУ [198]. В диссертации О.В. Рыбальченко показано [199], что после КВД во всем интервале температур 20-450 °С микротвердость стали

08X18H10T возрастает до одного уровня: от 2,2 до 5,8 ГПа. При этом ИПД приводит к формированию преимущественно нано- и субмикроструктурной структуры мартенсита деформации (при 20 °С) и аустенита (при 300 и 450 °С).

В температурном интервале фрикционной обработки от –196 до +250 °С наблюдается непрерывный рост коэффициента трения от $\mu = 0,18$ до $\mu = 0,55$ (таблица 3.3).

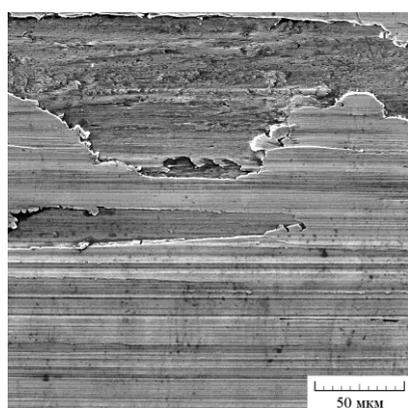
Таблица 3.3 – Влияние температуры фрикционной обработки Т на коэффициент трения μ и среднее арифметическое отклонение профиля Ra поверхности стали 12X18H10T

Состояние образца	Т, °С	μ	Ra, нм
Исходное (электрополированное)	-	-	60
Фрикционная обработка	-196	0,18	110
	-70	0,23	85
	20	0,27	115
	100	0,30	150
	150	0,51*	195
	200	0,53*	230
	250	0,55*	254

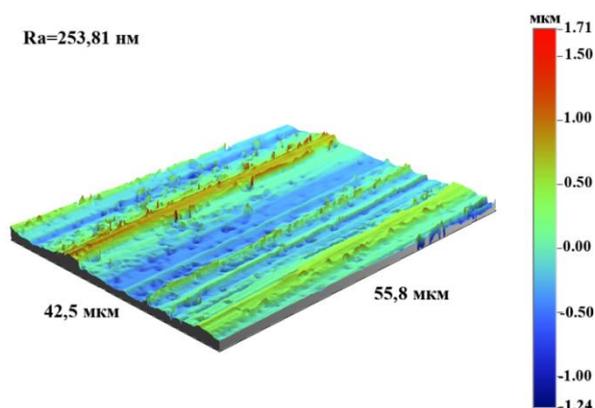
* – при фрикционном нагружении происходило адгезионное схватывание.

Фрикционное нагружение при температурах 150-250 °С характеризуется высокими значениями коэффициента трения ($\mu = 0,51-0,55$) вследствие развития на поверхности аустенитной стали процессов схватывания (рисунок 3.22 а), переносом фрагментов стали на поверхность индентора и формированием локальных одноименных пар трения «сталь –

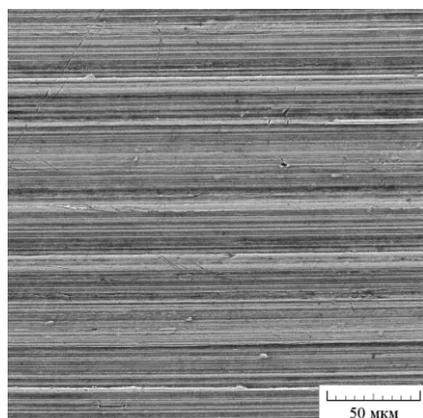
сталь». Соответственно, при повышенных температурах нагружения ($T = 150-250\text{ }^{\circ}\text{C}$) возрастают также значения параметра шероховатости R_a до 195-255 нм (см. таблицу 3.3, рисунок 3.22 б). При пониженных температурах фрикционного нагружения поверхность аустенитной стали характеризуется, напротив, отсутствием многочисленных микроучастков схватывания и низкими значениями параметра шероховатости $R_a = 85-110\text{ нм}$ (см. таблицу 3.3, рисунок 3.22 в, г).



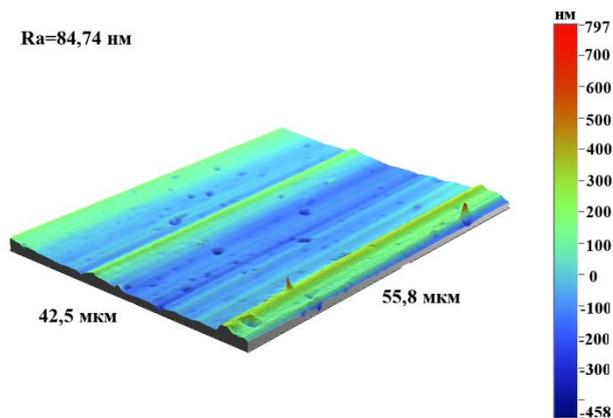
а



б



в



г

Рисунок 3.22 – Изображения (РЭМ) (а, в) и трехмерные профилограммы (б, г) поверхности стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки при $T = +250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б) и $T = -70\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г)

Фрикционная обработка по выбранному режиму, а именно индентором из синтетического алмаза в среде аргона с нагрузкой $P = 392\text{ Н}$, не приводит

к значительному нагреву поверхности трения. Об этом свидетельствуют данные РФА (см. рисунок 3.19), из которых следует, что при фрикционной обработке в температурном интервале от -196 до $+250$ °С (когда происходит внешнее охлаждение/нагрев образца) формируемый в поверхностном слое стали 12Х18Н10Т фазовый состав сильно чувствителен к температуре обработки.

3.4 Влияние кратности фрикционного воздействия при комнатной температуре на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики деформационно стабильной аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1

Представляет интерес рассмотреть особенности фрикционной обработки аустенитной стали с повышенным содержанием никеля (14,17 мас. %) (см. таблица 2.1), стабилизирующего аустенит к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению, поскольку наличие мартенсита деформации в поверхностном слое может отрицательно влиять на коррозионные свойства аустенитной хромоникелевой стали [4].

На первом этапе фрикционную обработку стали 03Х16Н15М3Т1 проводили по режиму, выбранному на основании представленных в разделе 3.1 результатов исследований стали 12Х18Н10Т (индентор из синтетического алмаза, СОТС – аргон, нагрузка $P = 392$ Н). Однако после такой обработки поверхность стали 03Х16Н15М3Т1 характеризуется наличием отдельных очагов микросхватывания (рисунок 3.23 а) и даже глубоких вырывов металла (рисунок 3.23 б), что свидетельствует о протекании процессов схватывания при фрикционном нагружении с нагрузкой $P = 392$ Н. С целью избегания адгезионного схватывания нагрузка на индентор была снижена до $P = 294$ Н. На поверхности стали 03Х16Н15М3Т1 после обработки с такой нагрузкой (рисунок 3.24 а) отсутствуют очаги схватывания, наблюдаются лишь отдельные полосы пластического отеснения. Кроме того, поверхность

характеризуется низкими значениями среднеарифметического отклонения профиля $R_a \sim 100$ нм (рисунок 3.24 б).

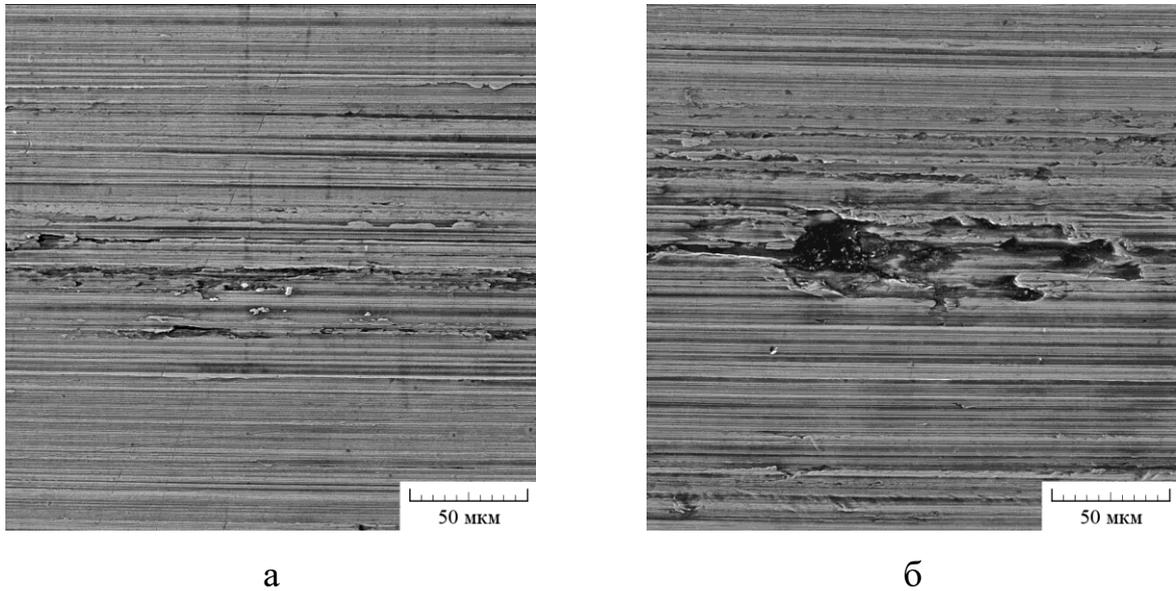


Рисунок 3.23 – Поверхность (РЭМ) стали 03X16H15M3T1 после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в аргоне при $n = 1$ и $P = 392$ Н

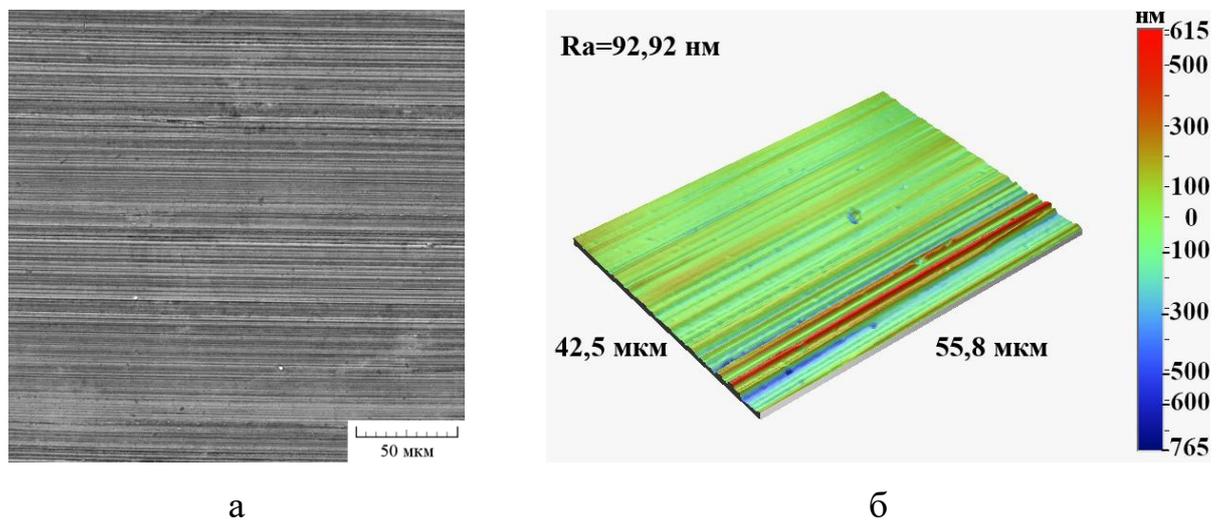


Рисунок 3.24 – Изображение (РЭМ) (а) и трехмерная профилограмма (б) поверхности стали 03X16H15M3T1 после фрикционной обработки при $n = 1$ и нагрузке $P = 294$ Н

При нагрузке на индентор из синтетического алмаза $P = 294$ Н были проведены дальнейшие исследования влияния кратности фрикционного воздействия в среде аргона на структурно-фазовое состояние и микромеханические характеристики стали 03X16H15M3T1, представленные в настоящем разделе.

Согласно данным ПЭМ, представленным на рисунке 3.25 а, б, структура закаленной стали 03X16H15M3T1 представляет собой крупные полиэдрические зерна аустенита с развитой дислокационной субструктурой. В структуре встречаются также отдельные нерастворившиеся при нагреве под закалку частицы карбида титана (см. рисунки 3.25 в-г). На рентгеновской дифрактограмме идентифицируется только γ -фаза (рисунок 3.26 а).

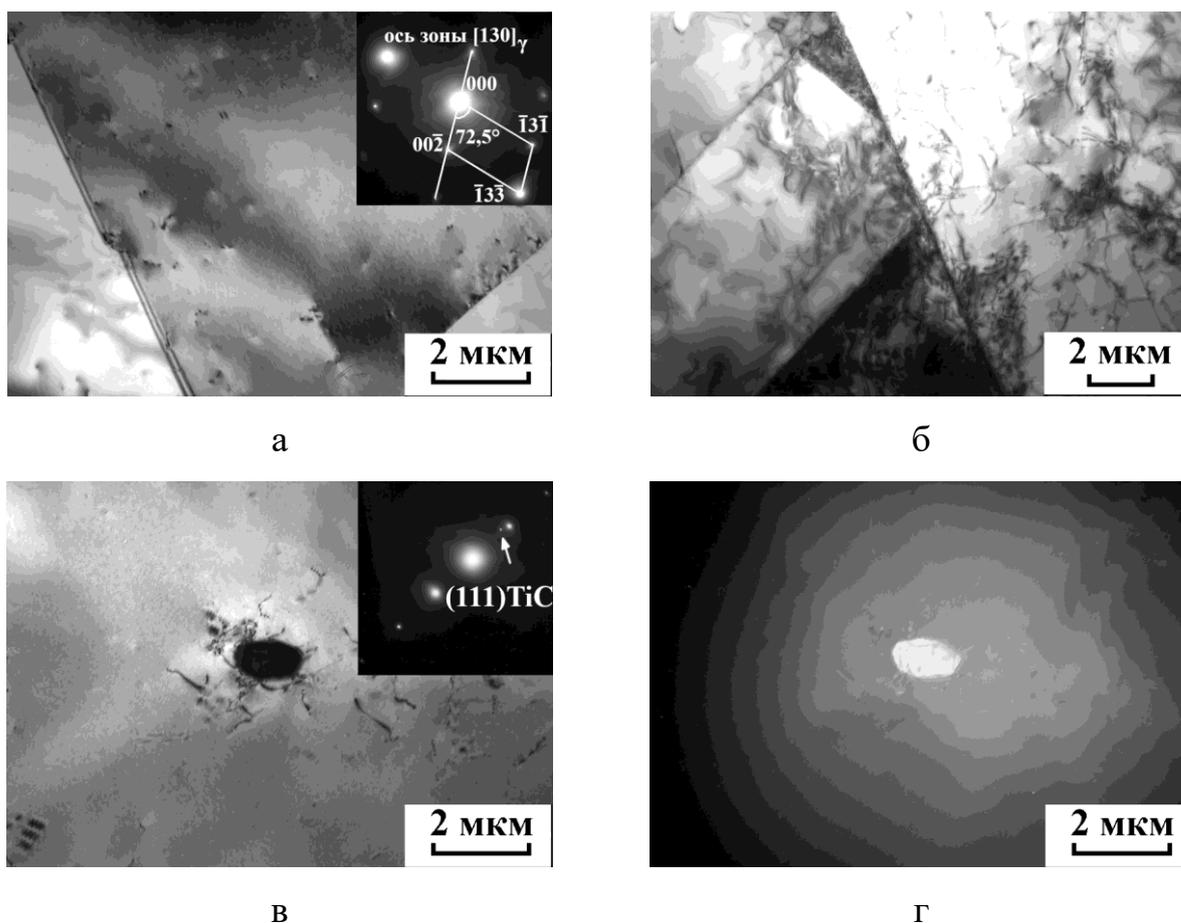


Рисунок 3.25 – Структура закаленной стали 03X16H15M3T1: светлопольные изображения и микродифракции (а, в); светлопольное изображение (б); темнопольное изображение в рефлексе (111) TiC

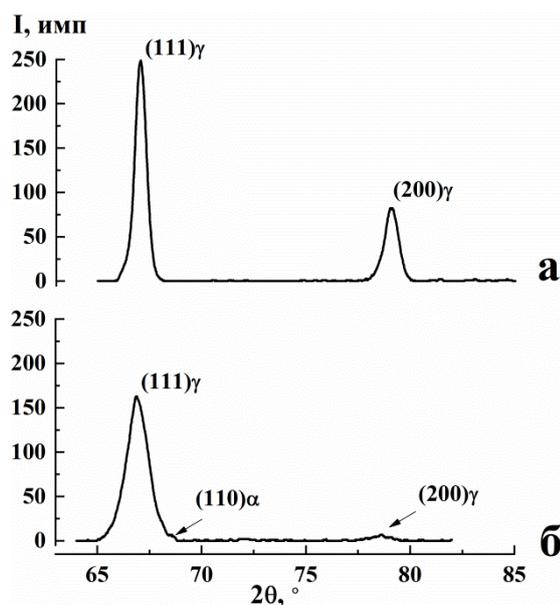


Рисунок 3.26 – Рентгеновские дифрактограммы поверхности стали 03X16N15M3T1 в закаленном состоянии (а) и после фрикционной обработки при $n = 7$ (б)

Интенсивная деформация трением, реализуемая при фрикционной обработке ($n = 1$), приводит к появлению ячеистых (указаны стрелкой на рисунке 3.27 а) и полосовых структур с неоднородной дислокационной субструктурой (выделены пунктиром на рисунке 3.27 а, рисунок 3.27 б). В результате развития под действием фрикционной обработки ротационного механизма деформации за счет разворотов ячеек и других элементов субструктур и их уменьшения формируются сильно разориентированные кристаллы аустенита нано- и субмикронных размеров. Об этом свидетельствуют кольцевые рефлексы $(111)\gamma$ и $(200)\gamma$ на микроэлектронограмме (рисунок 3.27 в), а также темнопольное изображение в рефлексе аустенита (рисунок 3.27 г). Накоплению деформации при использованной схеме возвратно-поступательного движения индентора в процессе фрикционной обработки способствует реализуемый знакопеременный характер нагружения [200].

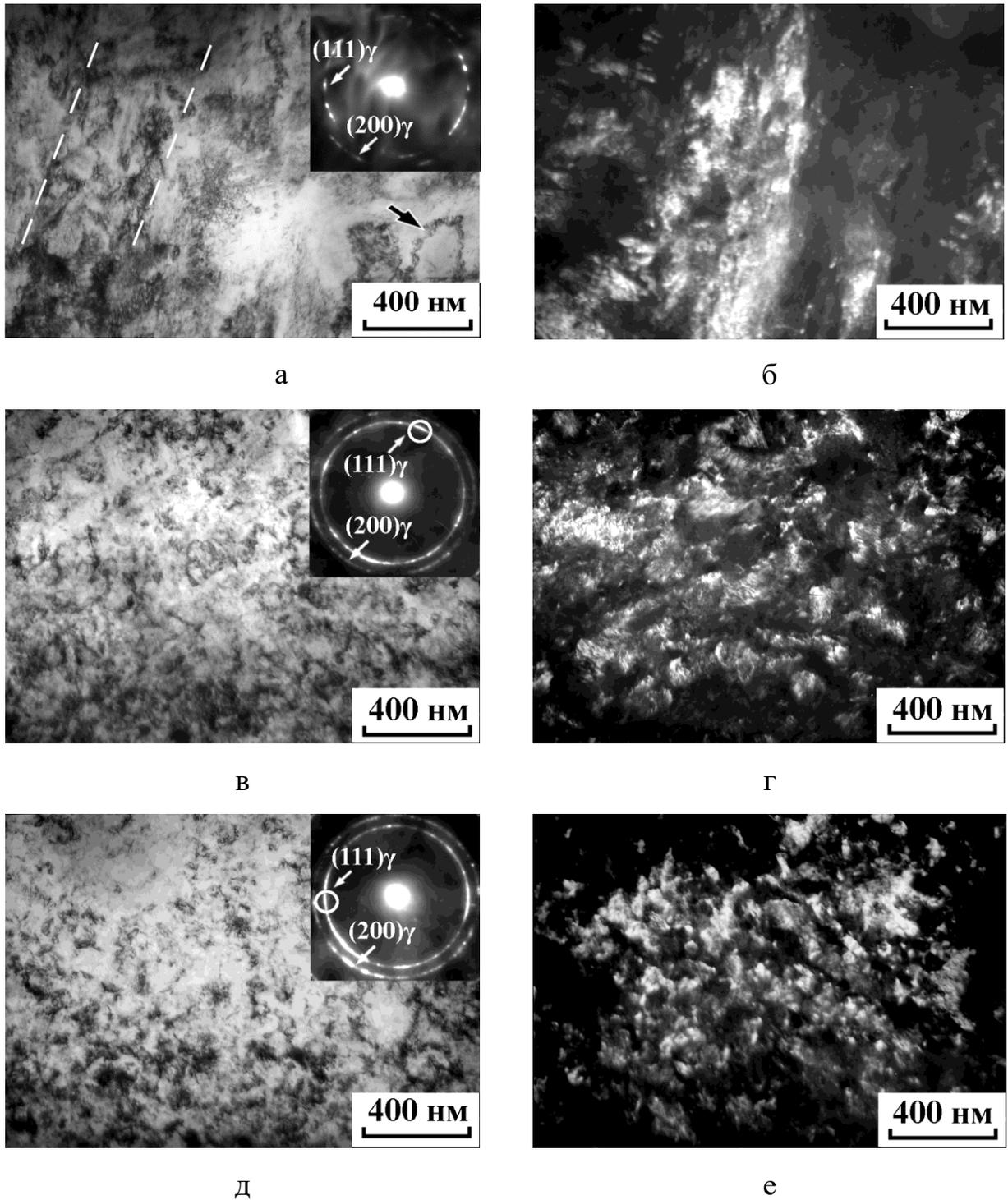


Рисунок 3.27 – Структура поверхностного слоя стали 03X16N15M3T1 после фрикционной обработки при $n = 1$ (а-г) и $n = 7$ (д, е): светлопольные изображения (а, в, д); темнопольные изображения в рефлексе $(111)\gamma$ (б, г, е).

На рисунке а ячеистые структуры обозначены стрелкой, а полосовые – пунктирной линией

Увеличение кратности фрикционного воздействия до $n = 7$ способствует дальнейшему диспергированию структуры исследуемой стали: в приповерхностном слое присутствуют фрагментированные кристаллиты аустенита нано- и субмикрочкристаллических размеров (рисунок 3.27 д, е). Согласно РФА после фрикционной обработки в поверхностном слое стали 03X16H15M3T1 сохраняется почти полностью аустенитная структура: доля мартенсита деформации не превышает 2 об. % вне зависимости от увеличения числа сканирований индентором до $n = 7$ (рисунок 3.28). На рисунке 3.26 б наблюдается пик рентгеновской линии $(110)\alpha$, соответствующей мартенситу деформации, очень слабой интенсивности.

В разделе 3.2 показано, что фрикционная обработка стали 12X18H10T уже при 1-кратном сканировании индентором приводит к формированию в поверхностном слое 55 об. % α' -мартенсита (см. рисунок 3.11). Таким образом, в отличие от метастабильной стали 12X18H10T сталь 03X16H15M3T1 обладает существенно более высокой деформационной стабильностью в условиях интенсивной пластической деформации, реализуемой при фрикционном воздействии. Поэтому, несмотря на появление в тонком поверхностном слое под действием фрикционной обработки небольшого (до 2 об. %) количества мартенсита деформации (см. рисунок 3.28), сталь 03X16H15M3T1 можно условно назвать деформационно стабильной аустенитной сталью.

Микротвердость стали 03X16H15M3T1 в исходном недеформированном состоянии составляет 270 HV 0,025. В результате проведения фрикционной обработки уже при $n = 1$ значения микротвердости возрастают до 580 HV 0,025 (см. рисунок 3.28). Дальнейшее повышение кратности фрикционного воздействия приводит к росту микротвердости вплоть до 720 HV 0,025 при $n = 7$ (см. рисунок 3.28). Согласно данным, представленным на рисунке 3.11, максимальное упрочнение при фрикционной обработке поверхности метастабильной стали 12X18H10T с исходной микротвердостью 220 HV 0,025 достигает 710 HV 0,025, несмотря

на использованную повышенную нагрузку на индентор ($P = 392 \text{ Н}$) и большее число сканирований индентором ($n = 11$). Фрикционная обработка обеспечивает деформационное упрочнение стали 03X16H15M3T1, обладающей повышенной стабильностью к деформационному превращению, не уступающее по эффективности упрочнению метастабильной стали 12X18H10T, на поверхности которой после фрикционной обработки объемная доля α' -мартенсита деформации достигает 70 %. Следовательно, активизация зернограничного и дислокационного механизмов упрочнения при формировании в результате фрикционной обработки нано- и субмикроструктурного аустенита обеспечивают такое же интенсивное упрочнение аустенитной хромоникелевой стали, как и в случае возникновения высокодисперсного мартенсита деформации с низким содержанием углерода. Столь эффективному упрочнению стали 03X16H15M3T1 способствует высокий коэффициент трения ($\mu = 0,47$), превышающий в 2,3 раза коэффициент трения при фрикционной обработке стали 12X18H10T ($\mu = 0,20$) (см. раздел 3.2). Этим достигается значительная величина накопленной пластической деформации, определяющий вклад в которую вносит сдвиговая компонента, зависящая от силы (коэффициента) трения [121].

Рисунок 3.29 показывает, что для стали 03X16H15M3T1 общая глубина слоя, упрочненного фрикционной обработкой при 7-кратном сканировании индентором с нагрузкой $P = 294 \text{ Н}$, составляет $\sim 300 \text{ мкм}$. При этом наиболее сильный отрицательный градиент микротвердости (от $720 \text{ HV } 0,025$ до $350 \text{ HV } 0,025$) наблюдается в слое глубиной 100 мкм . При фрикционной обработке метастабильной аустенитной стали 12X18H10T формируется более глубокий упрочненный слой $\sim 450 \text{ мкм}$ (см. рисунок 3.13). Этому способствует повышенная нагрузка ($P = 394 \text{ Н}$) и кратность сканирования индентором ($n = 11$), а также интенсивное развитие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в слое глубиной до 90 мкм . В работе [12] показано, что от вида предварительной обработки и, соответственно, количества образующегося

мартенсита деформации сильно зависит глубина упрочненного слоя стали AISI 304.

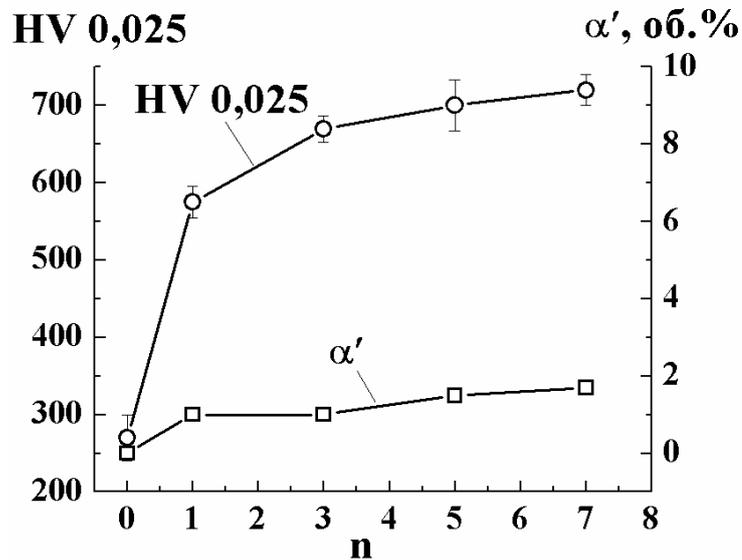


Рисунок 3.28 – Влияние числа сканирований индентором n при фрикционной обработке на объемную долю α' -мартенсита деформации и микротвердость HV 0,025 на поверхности стали 03X16H15M3T1

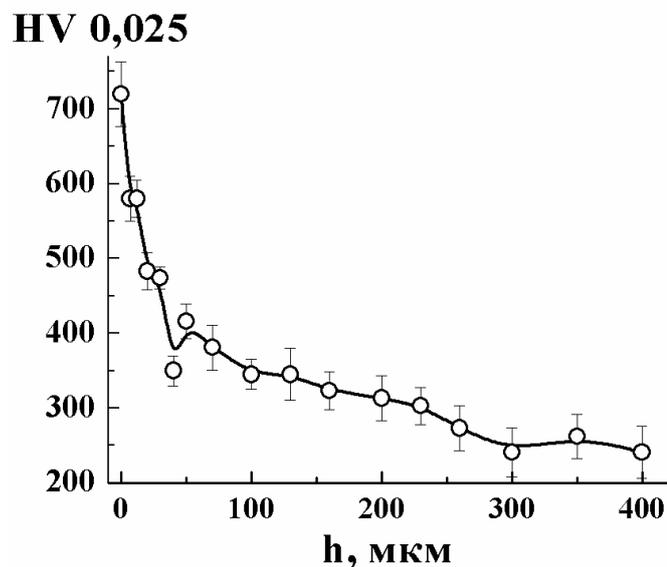


Рисунок 3.29 – Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине h поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1, подвергнутой фрикционной обработке при $P = 294$ Н и $n = 7$

Методом инструментального микроиндентирования (при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н) [190] установлено, что увеличение числа сканирований при фрикционной обработке приводит к росту значений твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердости по Мартенсу H_M стали 03X16H15M3T1 (рисунок 3.30 а).

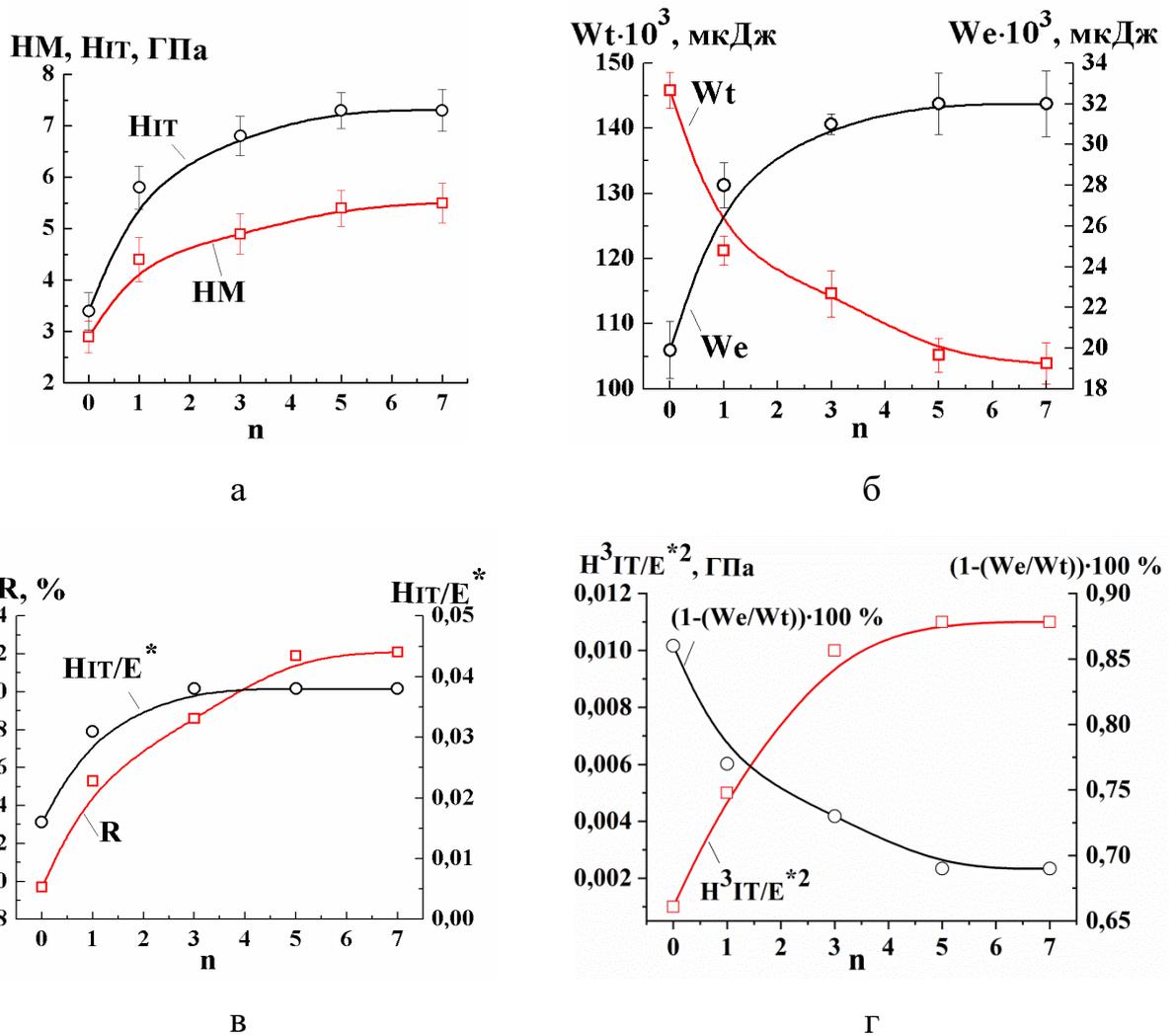


Рисунок 3.30 – Влияние числа сканирований индентором n при фрикционной обработке на микромеханические характеристики стали 03X16H15M3T1

Возрастает также работа упругой деформации вдавливания W_e . Рост H_M и W_e свидетельствует о повышенной способности наноструктурированного слоя деформироваться в упругой области. Напротив, значения общей механической работы вдавливания W_t снижаются

в результате увеличения числа сканирований при фрикционной обработке, поскольку упрочненный поверхностный слой меньше деформируется под индентором. Значения контактного модуля упругости E^* поверхности стали 03X16H15M3T1 снижаются на 7-13 % (от 206 ГПа в закаленном состоянии до 179-192 ГПа после фрикционной обработки). Ранее снижение на 10-15 % такой структурно малочувствительной характеристики как модуль упругости наблюдали при уменьшении размера зерна армко-железа менее 30 нм [27] и циклическом нагружении высокоуглеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита [186], а в результате фрикционной обработки метастабильной аустенитной стали AISI 321 отмечалось повышение E^* [107].

Из данных, приведенных на рисунке 3.30 в, следует, что с ростом числа сканирований при фрикционной обработке возрастают отношения твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}/E^* [188] и упругого восстановления R [189]. Это указывает на повышенную способность поверхностного слоя сопротивляться воздействию без пластического деформирования. Также возрастает отношение H_{IT}^3/E^{*2} (рисунок 3.33 г) [191]. Следовательно, фрикционная обработка существенно повышает способность поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 выдерживать контактные нагрузки и после начала пластического течения. Похожие зависимости были установлены и для стали 12X18H10T (см. раздел 3.2). При этом значения показателя пластичности $(1-(W_e/W_t)) \cdot 100\%$ [201], характеризующего пластичность материалов долей пластической деформации в общей упругопластической деформации, после проведения наноструктурирующей фрикционной обработки при максимальном числе сканирований ($n = 7$) снижаются на 20 % (см. рисунок 3.30 г) в сравнении с исходным закаленным крупнокристаллическим состоянием стали 03X16H15M3T1.

Согласно приведенным результатам ПЭМ и РФА (см. рисунки 3.26-3.28) обеспечение повышенных значений микромеханических характеристик аустенитной стали 03X16H15M3T1 реализуется за счет субструктурного (дислокационного) и зернограничного механизмов упрочнения. Тогда как в

разделе 3.2 и в работах [39, 165, 169, 108, 172] показано, что для метастабильных аустенитных сталей 12X18H10T и 04X17H8T дополнительный вклад к указанным механизмам упрочнения вносит реализуемое при фрикционной обработке деформационное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение. В работе [130] также показано, что прокатка вызывает близкие эффекты упрочнения в метастабильной стали 08X18H9T и деформационно стабильной стали 01X17H13M3, несмотря на различия в механизмах измельчения структуры в рассматриваемых материалах.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3

1. Выбор технологических параметров фрикционной обработки скользящим индентором необходимо проводить с учетом массопереноса стали на поверхность индентора. Массоперенос оказывает значительное влияние на коэффициент трения, который, в свою очередь, определяет уровень упрочнения и качество поверхности при фрикционной обработке. При назначении технологических параметров фрикционной обработки аустенитной стали 12X18H10T по критериям одновременного эффективного деформационного упрочнения и обеспечения высокого качества поверхности установлены преимущества использования индентора из синтетического алмаза с нагрузками $P = 392-490$ Н и безокислительной среды аргона. В этом случае при обработке с коэффициентами трения $\mu = 0,20-0,23$ при 5-кратном сканировании индентором ($n = 5$) достигается упрочнение поверхности закаленной стали с исходной микротвердостью 220 HV 0,025 до 590-685 HV 0,025 при отсутствии схватывания и обеспечении параметра шероховатости обработанной поверхности $Ra = 75-115$ нм. При этом на поверхности индентора происходит лишь незначительный перенос микрочастиц аустенитной стали в зоне фрикционного контакта.

2. При реализации стандартной технологии алмазного выглаживания (обработка индентором из природного алмаза с СОЖ) не происходит перенос

стали 12X18H10T на индентор и наблюдается низкий коэффициент трения ($\mu = 0,08$), препятствующий накоплению пластической деформации в поверхностном слое. При обработке стали 12X18H10T инденторами из твердого сплава BK8 и DBN даже в СОЖ происходит интенсивное адгезионное схватывание, приводящее к сильному ухудшению качества поверхности стали, ее активному массопереносу 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.

3. Установлено, что увеличение кратности воздействия n индентором из синтетического алмаза при фрикционной обработке при комнатной температуре 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 α' -мартенсита в поверхностном слое стали 03X16H15M3T1 не превышает 2 %, в то время как количество мартенсита деформации на поверхности аустенитной стали 12X18H10T достигает 70 об. %.

Эффективное упрочнение поверхности стали 03X16H15M3T1 реализуется за счет зернограничного и дислокационного механизмов упрочнения аустенита, а в стали 12X18H10T дополнительный вклад вносит протекание деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения. Активизации указанных механизмов упрочнения способствует формирование в тонких поверхностных слоях аустенитных сталей при фрикционной обработке нано- и субмикроструктур аустенита и α' -мартенсита деформации.

4. Полнота протекания деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое аустенитной стали 12X18H10T в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения: при увеличении

температуры от -196 до $+250$ °С объемная доля мартенсита деформации снижается от 100 до 5 %. При изменении температуры фрикционного нагружения, несмотря на формируемый различный фазовый состав, достигаются близкие уровни деформационного упрочнения стали стали (555-575 HV 0,025). Методом ПЭМ показано, что при фрикционной обработке в тонком поверхностном слое стали 12X18H10T формируются нано- и субмикроструктурные структуры α' -мартенсита деформации (при $T = -196$ °С) и аустенита (при $T = +250$ °С).

5. 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.

ГЛАВА 4 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, УПРОЧНЕННОЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

В главе 3 было показано, что фрикционная обработка обеспечивает высокое качество обрабатываемой поверхности и перевод структуры приповерхностного слоя аустенитных хромоникелевых сталей из крупнокристаллического в нано- и субмикроструктурное состояние, что способствует повышению характеристик прочности и сопротивления упругому и пластическому деформированию рассматриваемых стальных поверхностей. Однако изделия из аустенитных сталей могут подвергаться нагреву как на стадии технологических операций (сварка, шлифовка), так и в условиях эксплуатации. Кроме того, известно, что проведение термической обработки деформационно-упрочненных аустенитных сталей может способствовать улучшению комплекса механических свойств (оптимальному сочетанию прочности и пластичности) [60, 61, 66, 67]. Поэтому в настоящей главе для аустенитной стали 12X18H10T (химический состав приведен в таблице 2.1) ставилась задача изучения термической устойчивости сформированных субмикро- и нанокристаллических структур, а также исследования влияния температуры нагрева на микромеханические характеристики упрочненного при фрикционной обработке поверхностного слоя. На основании проведенных исследований рассмотрены возможности упрочнения метастабильной аустенитной стали комбинированными деформационно-термическими обработками. Результаты проведенных исследований опубликованы в работах [202-204].

4.1 Влияние нагрева на фазовый состав и микротвердость подвергнутой фрикционной обработке стали 12X18H10T

На рисунке 4.1 приведены результаты измерения микротвердости и фазового состава в поверхностном слое деформационно-упрочненной стали 12X18H10T, подвергнутой двухчасовым нагревам в диапазоне температур 100-900 °С. В результате проведения фрикционной обработки при 11-кратном ($n = 11$) сканировании индентором из синтетического алмаза в среде аргона микротвердость стали 12X18H10T достигает 690-710 HV 0,025 и в поверхностном слое формируется 65-70 об. % α' -мартенсита деформации (рисунки 3.11 и 4.1). При нагреве вплоть до 450 °С фазовый состав в поверхностном слое стали практически не изменяется: количество мартенсита деформации находится в пределах 60-65 об. %. Дальнейшее повышение температуры нагрева приводит к развитию обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения, и, соответственно, количество мартенсита деформации в поверхностном слое постепенно снижается до 0 об. % при $T = 650$ °С.

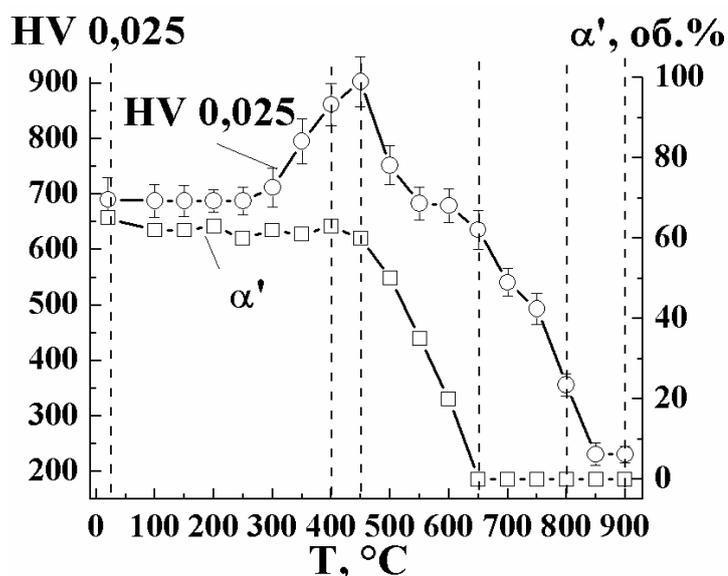


Рисунок 4.1 – Влияние температуры нагрева T на микротвердость HV 0,025 и объемную долю α' -мартенсита деформации на поверхности стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке при $n = 11$

В зависимости от технологии деформационной обработки и химического состава метастабильной аустенитной стали температура и продолжительность нагрева, приводящего к полному обратному $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращению, могут меняться. Так, в структуре холоднокатанной аустенитной стали AISI 301 (0,11C-16,20Cr-6,91Ni) после отжига при температуре 650 °C сохраняется 70 об. % мартенсита деформации [153]. Для сравнения, нагрев аустенитной стали 304L (0,02C-18,47Cr-8,04Ni) в холоднокатанном состоянии до 650 °C (выдержка 2 ч) также приводит к развитию обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения с уменьшением количества мартенсита деформации до 45 об. % [67]. Увеличение длительности нагрева до 4 ч вызывает снижение объемной доли α' -мартенсита до 18 %. А полностью аустенитная ультрамелкозернистая структура в холоднодеформированных сталях AISI 304 [66] и 304L [67] формируется после отжига при 700 °C.

Из данных, представленных на рисунке 4.1, следует также, что при нагреве до 300 °C значения микротвердости на поверхности рассматриваемой стали остаются близкими к микротвердости образца после фрикционной обработки (690-710 HV 0,025). Повышение температуры нагрева до 400-450 °C приводит к росту микротвердости до 870-900 HV 0,025. При дальнейшем увеличении температуры нагрева до 900 °C значения микротвердости постепенно снижаются до уровня микротвердости закаленной стали 240 HV 0,025.

4.2 Влияние нагрева на микромеханические характеристики подвергнутой фрикционной обработке стали 12X18H10T

Согласно данным, представленным на рисунке 4.2 а, методом инструментального микроиндентирования (при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,490 Н) установлено, что повышение температуры нагрева до 400-500 °C приводит к росту твердости по Мартенсу НМ и

твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} упрочненной при фрикционной обработке стали 12X18H10T. Возрастает также работа упругой деформации вдавливания W_e (рисунок 4.2 б). Рост H_{IT} и W_e свидетельствует о повышенной способности исследуемого упрочненного поверхностного слоя деформироваться в упругой области в результате нагрева до 400-500 °С. Значения общей механической работы вдавливания W_t снижаются в результате нагрева до 400-500 °С (рисунок 4.2 б), поскольку при данных температурах наблюдается максимальное упрочнение поверхностного слоя, предварительно подвергнутого фрикционной обработке (см. рисунок 4.1). Дальнейшее повышение температуры нагрева до 900 °С приводит к снижению значений H_{IT} , W_e и росту W_t (см. рисунок 4.2 а, б).

Следует отметить, что у деформационно-упрочненной стали 12X18H10T после нагрева до $T = 300-400$ °С наблюдаются максимальные уровни контактного модуля упругости ($E^* = 205-210$ ГПа) (см. рисунок 4.2 а). Увеличение температуры нагрева до 750 °С приводит к снижению величины E^* . При этом значения контактного модуля упругости стали 12X18H10T в закаленном состоянии и после фрикционной обработки (см. раздел 3.2) после последующих нагревов в диапазоне температур 100-900 °С (см. рисунок 4.2 а) находятся в пределах $E^* = 165-210$ ГПа.

Из рисунка 4.2 в следует, что с ростом температуры нагрева до 400-500 °С для наноструктурированной при фрикционной обработке (см. раздел 3.2) поверхности стали 12X18H10T возрастают значения расчетных характеристик: отношения H_{IT}/E^* [185] и упругого восстановления R [189, 190], которые характеризуют способность стали сопротивляться воздействию без пластического деформирования. Возрастает также отношение H_{IT}^3/E^{*2} с максимумом при $T = 450$ °С (рисунок 4.2 г), которое является характеристикой сопротивления пластической деформации после начала пластического течения. Дальнейшее повышение температуры нагрева приводит к снижению значений расчетных характеристик R , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} (см. рисунок 4.2 в, г).

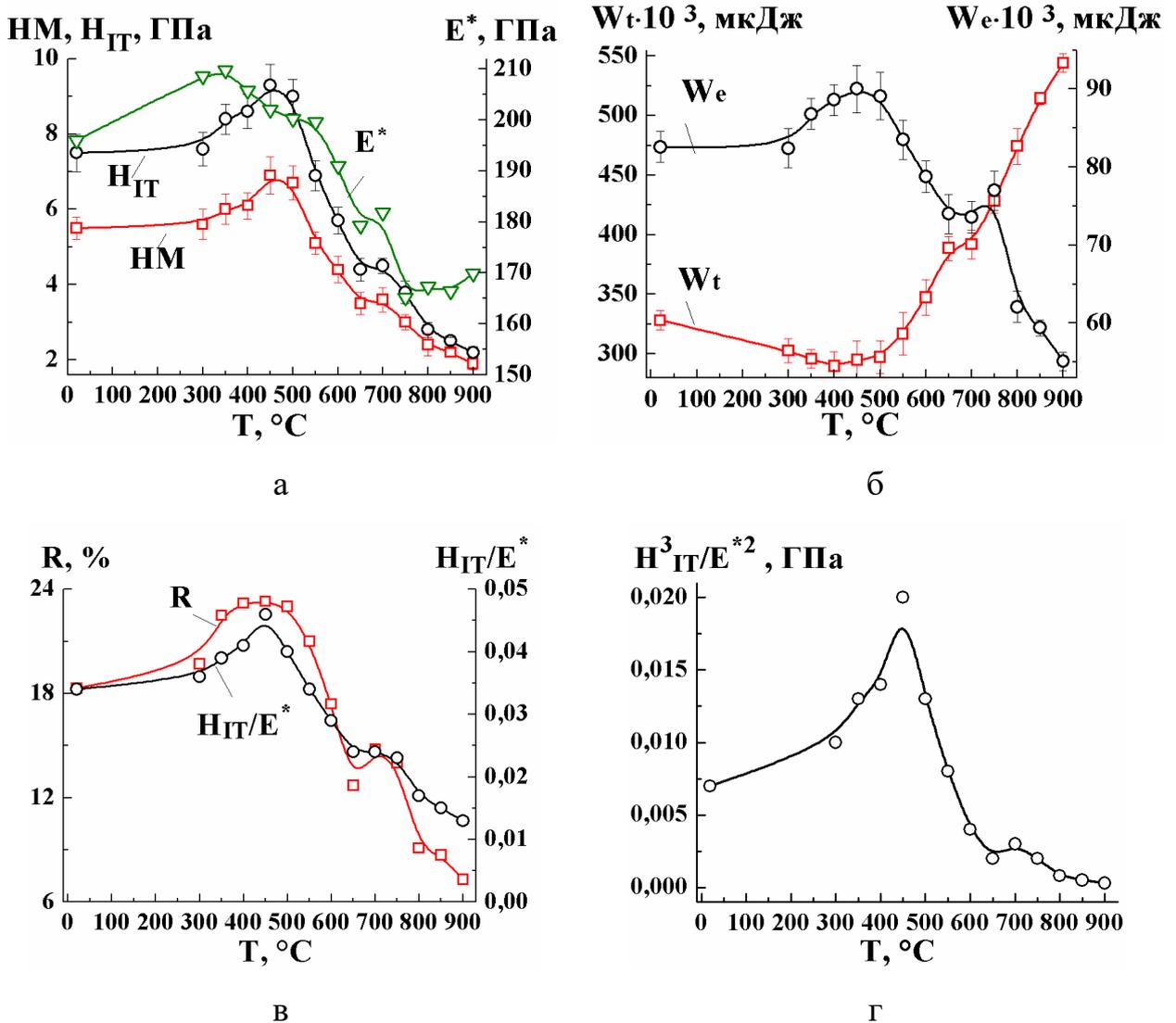


Рисунок 4.2 – Влияние температуры нагрева на микромеханические характеристики стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке при $n = 11$

Из рассмотренных данных следует, что проведение дополнительного нагрева подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке аустенитной стали 12X18H10T при температурах 400-500 $^\circ\text{C}$ существенно повышает способность ее поверхностного слоя выдерживать контактные нагрузки без пластического деформирования и последующего разрушения в сравнении с деформационно-упрочненным состоянием (без нагрева).

4.3 Влияние нагрева на структуру подвергнутой фрикционной обработке стали 12X18H10T

Рисунки 4.3 и 4.4 иллюстрируют структурное состояние стали 12X18H10T после фрикционной обработки при $n = 11$ и отжига при температурах 400 и 450 °С.

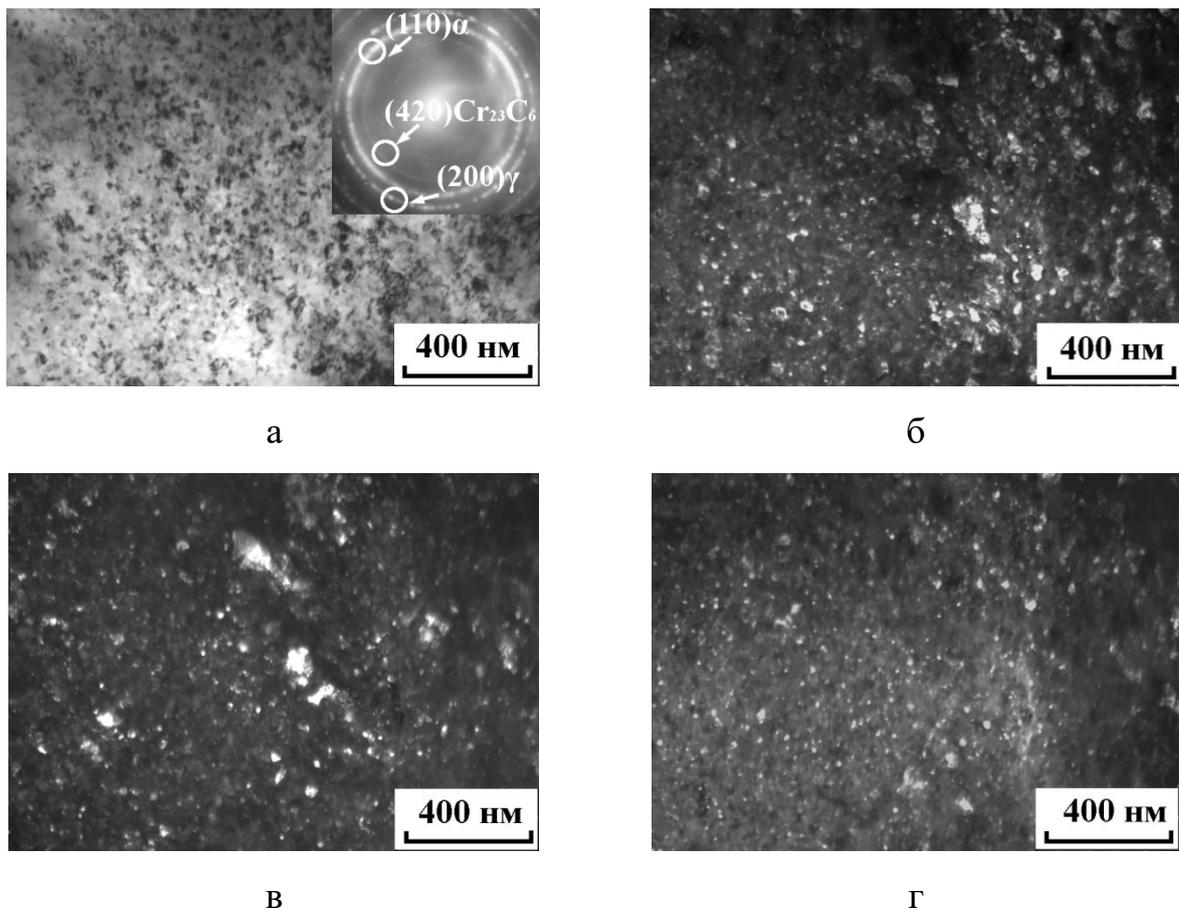


Рисунок 4.3 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и отжига при 400 °С: светлопольное изображение и микродифракция (а); темнопольные изображения в рефлексах $(110)\alpha$ (б), $(200)\gamma$ (в) и $(420)Cr_{23}C_6$ (г)

Видно, что после отжига при $T = 400$ и 450 °С в поверхностном слое исследуемой стали сохраняются высокодисперсные структуры мартенсита деформации и аустенита (рисунок 4.3 а, 4.4 а), сформировавшиеся при фрикционной обработке (см. рисунок 3.16 г-и). Это подтверждается

наличием на микродифракции рефлексов мартенсита деформации $(110)\alpha$ и аустенита $(200)\gamma$ (рисунки 4.3 а и 4.4 а). Объемная доля α' -мартенсита в поверхностном слое составляет 60-63 % (см. рисунок 4.1). Темнопольные изображения (рисунки 4.3 б, в, 4.4 б, в) свидетельствуют, что размер кристаллитов аустенита и мартенсита деформации не превышает 200 нм. Эти результаты согласуются с данными [62] о высокой стабильности при нагреве до 500 °С размера зерна, сформированного механической обработкой SMAT в поверхностном слое аустенитной стали AISI 304.

Значительный рост микротвердости (до 870-900 HV 0,025) и микромеханических характеристик подвергнутой фрикционной обработке стали 12X18H10T, наблюдаемый на рисунках 4.1 и 4.2 после отжига при температурах 400-450 °С, может быть связан с выделением из мартенсита деформации дисперсных карбидов $M_{23}C_6$, расслоением мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны [205] и деформационным старением α' -мартенсита с закреплением дислокаций примесными атомами. После фрикционной обработки и последующего отжига при 400 и 450 °С на микродифракции отмечается размытый кольцевой рефлекс $(420)Cr_{23}C_6$ (см. рисунки 4.3 а, 4.4 а), а на соответствующем темнопольном изображении видны наноразмерные карбиды хрома $Cr_{23}C_6$ (рисунки 4.3 г, 4.4 г). Это экспериментально подтверждает первый из названных важнейших факторов упрочнения при старении деформированной метастабильной аустенитной стали. При этом карбидные частицы в поверхностном слое стали после нагрева до 450 °С имеют более крупные размеры по сравнению с карбидными частицами после нагрева до 400 °С. Сохранение при рассматриваемых температурах мартенсита деформации в структуре метастабильных хромоникелевых сталей ускоряет процессы выделения карбидов при старении [206].

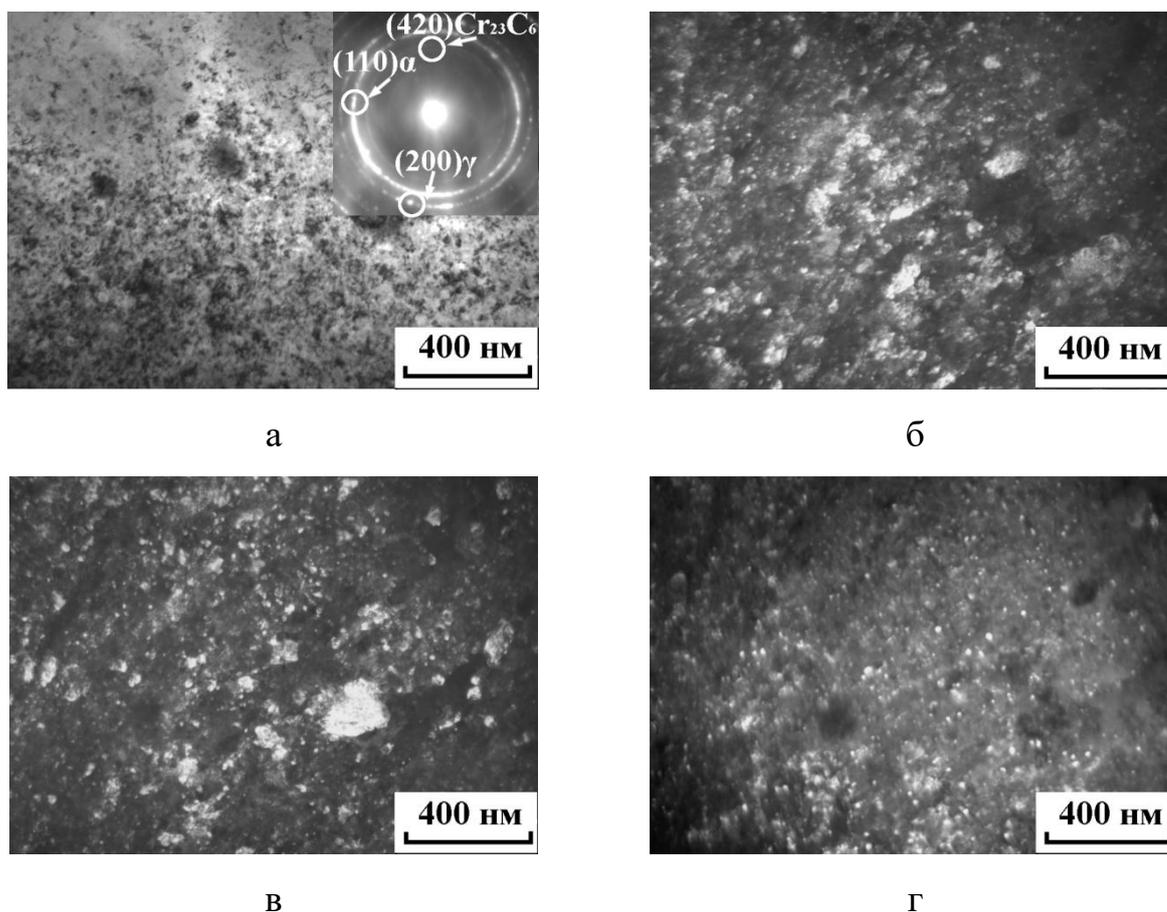


Рисунок 4.4 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и отжига при 450 °С: светлопольное изображение и микродифракция (а); темнопольные изображения в рефлексах (110) α (б), (200) γ (в) и (420)Cr₂₃C₆ (г)

Структура исследуемой стали, подвергнутой фрикционной обработке при $n = 11$ и отжигу при 650 °С, имеет преимущественно субмикро- и нанокристаллическое строение (рисунок 4.5 а-в). Нагрев до 650 °С приводит к полному обратному $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращению в поверхностном слое (см. рисунок 4.1). На микродифракции присутствуют только рефлексы аустенита (200) γ и карбида хрома (420)Cr₂₃C₆ (см. рисунок 4.5 а). Наряду с высокодисперсным аустенитом (рисунок 4.5 б) в структуре наблюдаются выделившиеся при старении карбиды хрома (рисунок 4.5 в), которые в среднем имеют более крупные размеры по сравнению с карбидными частицами в поверхностном слое стали после нагрева до 400 и 450 °С (см. рисунки 4.3 г, 4.4 г).

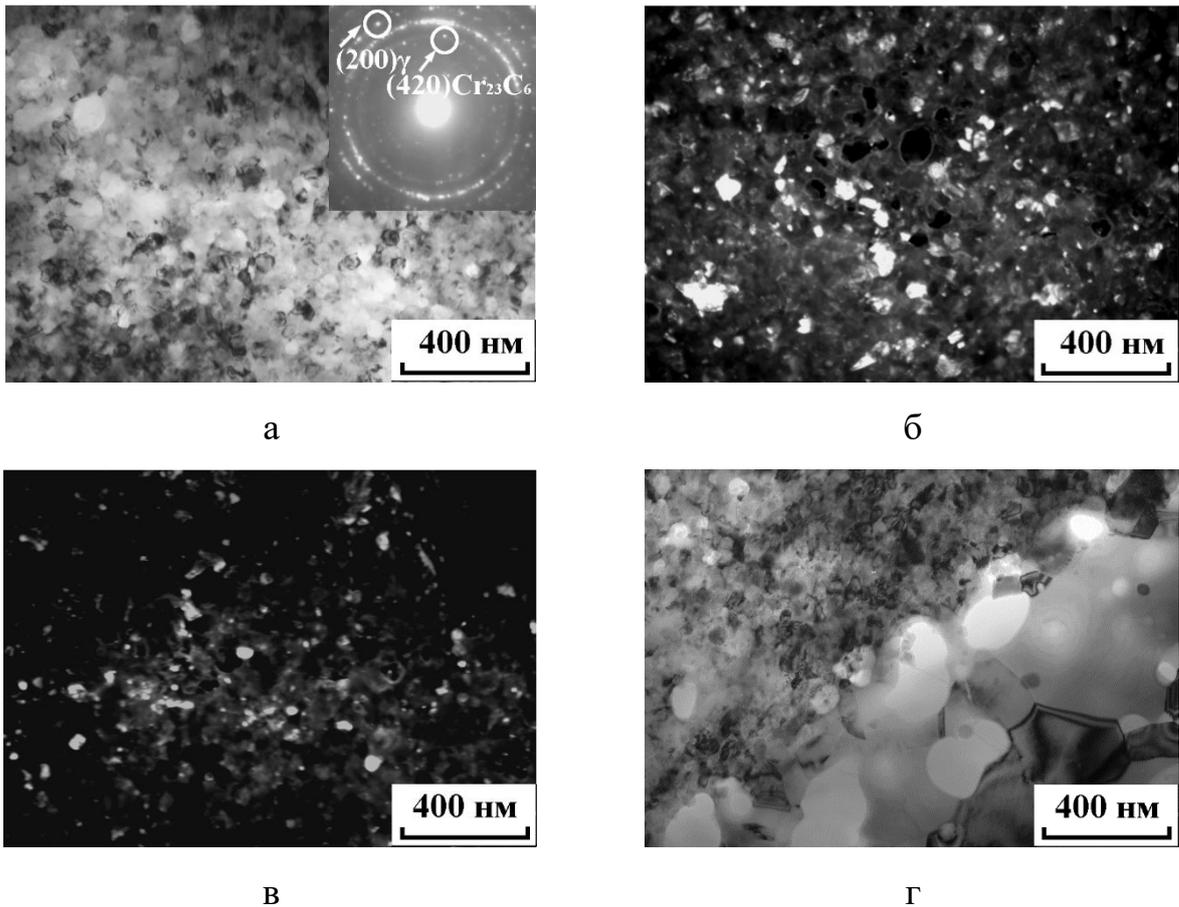


Рисунок 4.5 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и отжига при 650 °С: светлопольное изображение и микродифракция (а); темнопольные изображения в рефлексах $(200)\gamma$ (б) и $(420)Cr_{23}C_6$ (в); светлопольное изображение (г)

Рисунок 4.5 г показывает, что в поверхностном слое деформационно-упрочненной стали 12X18H10T после отжига при 650 °С помимо высокодисперсных структур (преобладающих в рассматриваемом слое) наблюдаются отдельные участки рекристаллизованных зерен с полосчатым контрастом, характерным для равновесного состояния границ. Следовательно, возникает так называемая «бимодальная» структура. Эффективность формирования при отжигах «бимодальной» структуры подобного типа, которая может обеспечить сочетание высокой прочности и пластичности, рассмотрена для аустенитной стали 304, деформированной равноканальным угловым прессованием [207]. Формирование

«бимодальных» структур обнаружено в закаленной лазером стали 20 (0,20 мас. % С) со структурой реечного мартенсита, подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке и нагреву до 450 и 550 °С [30, 42].

Важно отметить, что высокодисперсный аустенит (см. рисунок 4.5 б) упрочняется не только карбидами хрома (см. рисунок 4.5 в), но и за счет наследования дефектной структуры мартенсита деформации и фазового наклепа в результате прямого и обратного $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений [208]. Это обеспечивает стали 12X18H10T, подвергнутой фрикционной обработке с отжигом при 650 °С, твердость 630 HV 0,025 (см. рисунок 4.1), превышающую почти в 3 раза твердость крупнокристаллического аустенита закаленной стали (см. рисунки 3.10, 3.11), несмотря на присутствие в дисперсной структуре отдельных рекристаллизованных участков (см. рисунок 4.5 г).

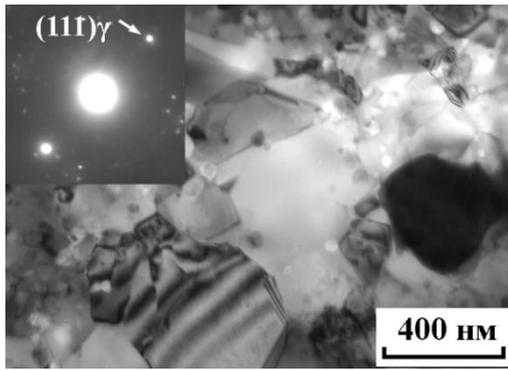
На основании рассмотренных результатов можно предложить два вида комбинированных деформационно-термических обработок метастабильной аустенитной стали. Первая обработка, включающая фрикционную обработку и последующий отжиг наноструктурированного слоя при температурах 400-450 °С, обеспечивает сохранение в структуре мартенсита деформации и упрочнение поверхности стали 12X18H10T до 870-900 HV 0,025. Однако наличие мартенсита деформации в поверхностном слое может отрицательно повлиять на коррозионные свойства аустенитной стали [4] и придать изделию ферромагнитные свойства. Указанные недостатки устраняет вторая комбинированная деформационно-термическая обработка с отжигом при 650 °С, формирующая преимущественно дисперсную структуру аустенита с твердостью 630 HV 0,025.

Рисунок 4.6 а-г характеризует структуру упрочненного фрикционной обработкой ($n = 11$) поверхностного слоя стали 12X18H10T после двухчасового отжига при 800 °С. После отжига при указанной температуре наряду с многочисленными рекристаллизованными участками, содержащими

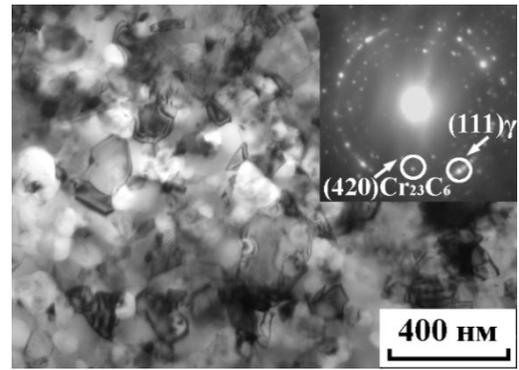
крупные зерна с характерным полосчатым контрастом на границах многих зерен (рисунок 4.6 а), встречаются участки с относительно дисперсной структурой (рисунок 4.6 б). Они состоят из мелких (до 200 нм) рекристаллизованных зерен и нанозерен аустенита (рисунок 4.6 б, в), а также немногочисленных карбидов Cr_{23}C_6 (рисунок 4.6 б, г). Следовательно, «бимодальная» структура с отдельными участками из аустенитных зерен и карбидных частиц нано- и субмикронного размера сохраняется в поверхностном слое деформированной фрикционной обработкой стали даже после нагрева до 800 °С. Увеличение доли рекристаллизованной структуры, рост зерна аустенита и коагуляция карбидов хрома обуславливают снижение микротвердости деформационно-упрочненной поверхности до 350 HV 0,025 (см. рисунок 4.1).

При нагреве до 900 °С происходит дальнейший рост рекристаллизованных зерен аустенита с формированием ровных границ (рисунок 4.6 д, е). На микродифракции (см. рисунок 4.6 д) присутствуют рефлексы только аустенита. Это, по-видимому, свидетельствует о развитии процессов растворения карбида Cr_{23}C_6 при указанном высокотемпературном нагреве. После выдержки при 900 °С не сохраняется «бимодальная» структура с высокодисперсными участками. В результате твердость стали после фрикционной обработки и отжига при 900 °С (240 HV 0,025) лишь на 20 HV 0,025 превышает исходную твердость закаленной стали (см. рисунки 3.11 и 4.1).

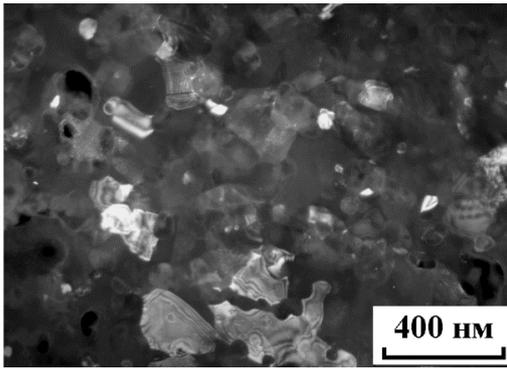
Важно отметить, что при нагреве наноструктурированной стали 12X18H10T до 800-900 °С не наблюдается аномального роста рекристаллизованных зерен аустенита (см. рисунок 4.6), характерного для чистых металлов, подвергнутых большим пластическим деформациям [148].



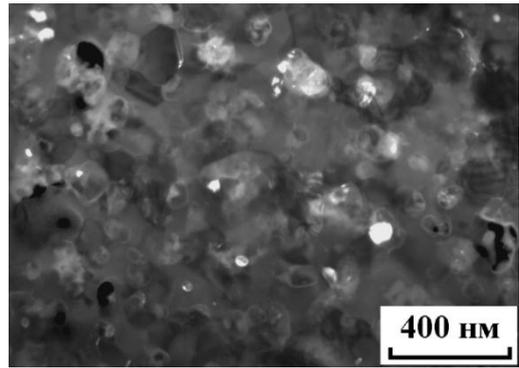
а



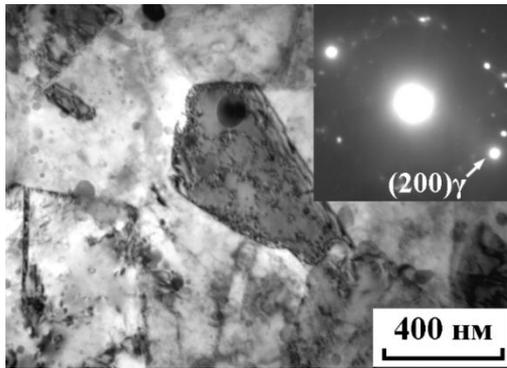
б



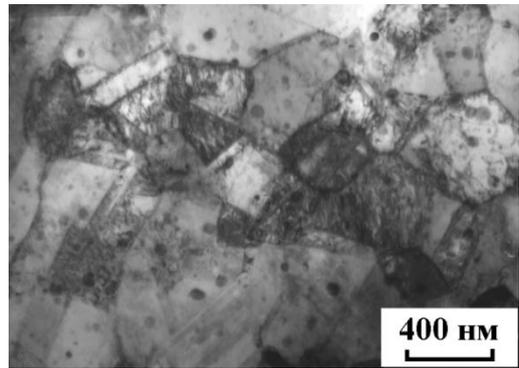
в



г



д



е

Рисунок 4.6 – Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после фрикционной обработки и отжига при 800 °C (а-г) и 900 °C (д, е): светлопольные изображения и микродефракции (а, б, д); темнопольные изображения в рефлексах $(111)\gamma$ (в) и $(420)Cr_{23}C_6$ (г); светлопольное изображение (е)

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4

1. В поверхностном слое подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке метастабильной аустенитной стали 12X18H10T после проведения двухчасового отжига при температурах 400-450 °С установлено сохранение нанокристаллических мартенситно-аустенитных структур с объемной долей α' -мартенсита деформации ~60 %. Указанные отжиги обеспечивают дополнительное упрочнение поверхности наноструктурированной стали от 690 до 870-900 HV 0,025, чему способствует выделение из мартенсита деформации наноразмерных карбидов Cr_{23}C_6 . По данным инструментального микроиндентирования повышается также способность поверхностного слоя выдерживать контактные нагрузки без пластического деформирования и последующего разрушения.

2. Показано, что отжиг при температуре 650 °С после фрикционной обработки приводит к формированию в поверхностном слое стали 12X18H10T преимущественно субмикро- и нанокристаллической структуры аустенита с твердостью 630 HV 0,025 при реализации прямого деформационного (при фрикционной обработке) $\gamma \rightarrow \alpha'$ - и обратного (при нагреве) $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений, а также появлению отдельных областей рекристаллизованного аустенита.

3. При нагреве в интервале температур 650-800 °С в деформированном поверхностном слое стали 12X18H10T обнаружено образование «бимодальных» (высокодисперсных и рекристаллизованных) структур аустенита. Отжиг наноструктурированной стали даже при 900 °С не вызывает аномального роста зерна аустенита.

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

ГЛАВА 5 ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Аустенитные хромоникелевые стали сохраняют стойкость к коррозионному разрушению в различных жидких и газовых средах, а также в растворах солей и кислот. Однако при этом характеризуются низкими уровнями прочностных характеристик и износостойкости, что существенно ограничивает область их применения.

В главе 3 было показано, что наноструктурирующая фрикционная обработка скользящим индентором является эффективным методом повышения прочностных свойств аустенитных хромоникелевых сталей. В настоящей главе исследовано влияние наноструктурирующей фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза на трибологические свойства (интенсивность изнашивания, коэффициент трения) аустенитных сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 (химический состав приведен в таблице 2.1), обладающих различной степенью стабильности к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению в условиях трения скольжения.

Однако при применении упрочняющей обработки также важным является сохранение коррозионных свойств хромоникелевых аустенитных сталей, в особенности в случае сталей с метастабильным аустенитом. Формирования мартенсита деформации в структуре стали может сопровождаться, как известно [3, 4], потерей коррозионных свойств метастабильных аустенитных сталей. В связи с этим в настоящей главе было исследовано влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на коррозионные свойства метастабильной аустенитной стали 12X18H10T и аустенитной стали 03X16H15M3T1, характеризующейся повышенной деформационной стабильностью. Представленные результаты исследований опубликованы в работах [165, 170, 171, 209, 210].

5.1 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной стали 12X18H10T в условиях трения скольжения

Для исследования влияния фрикционной обработки на трибологические свойства метастабильной аустенитной стали 12X18H10T фрикционную обработку проводили при 11-кратном сканировании индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона при нагрузке на индентор $P = 392$ Н.

5.1.1 Трибологические свойства упрочненной фрикционной обработкой стали 12X18H10T в условиях сухого трения скольжения

При трибологических испытаниях в условиях сухого трения скольжения у закаленной стали 12X18H10T с крупнокристаллической структурой аустенита (см. рисунок 3.10) отмечается обычный характер зависимости износа (потерь массы Δm) от продолжительности испытания (пути трения L) (рисунок 5.1 а, кривая 1): на начальном этапе испытания наблюдается период приработки (до $L \sim 120$ м), характеризующийся повышенной скоростью изнашивания и максимальными коэффициентами трения ($\mu = 0,45-0,54$) (рисунок 5.1 б, кривая 1).

На протяжении периода приработки у образца закаленной стали отмечается тенденция к снижению интенсивности изнашивания, при этом за период приработки изнашивается поверхностный слой толщиной до 320 мкм (рисунок 5.2, кривая 1).

На пути трения $L = 120-320$ м для закаленной стали характерен период установившегося изнашивания с постоянными пониженными по сравнению с начальным периодом приработки уровнями скорости и интенсивности изнашивания, а также коэффициента трения (см. рисунки 5.1 и 5.2, кривые 1).

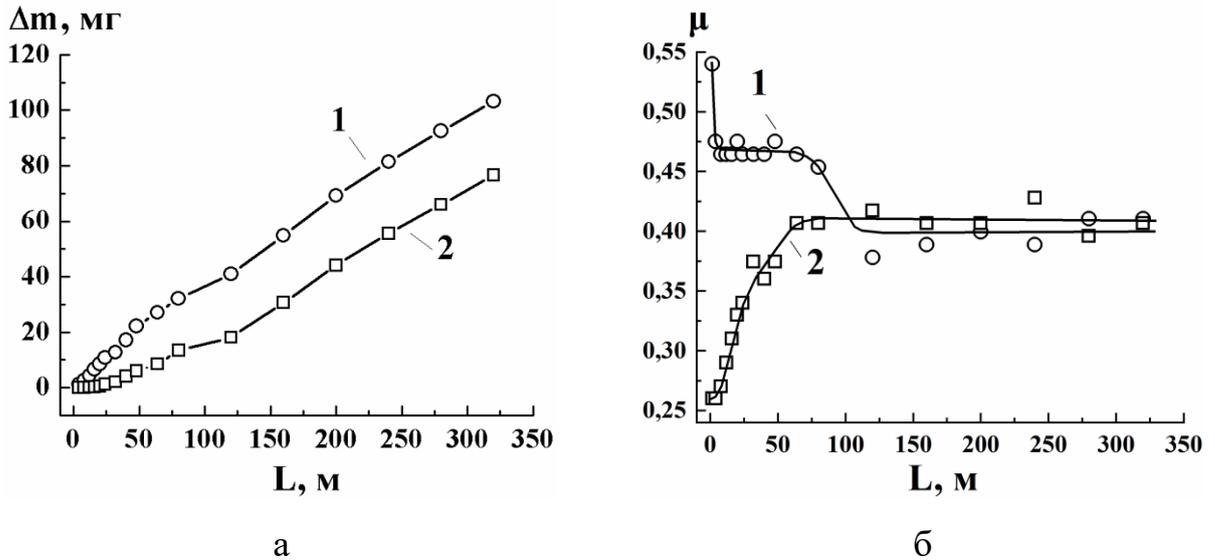


Рисунок 5.1 – Изменение потерь массы Δm (а) и коэффициента трения μ (б) в зависимости от пути трения L при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали 45 образцов из стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (1) и после фрикционной обработки (2)

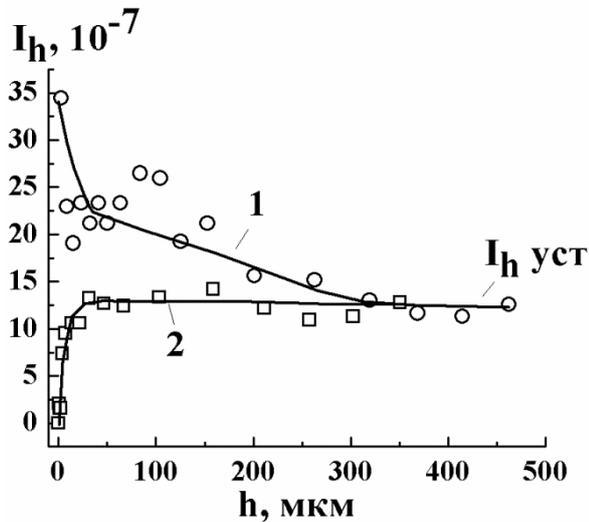


Рисунок 5.2 – Изменение интенсивности изнашивания I_h по глубине h поверхностного слоя стали 12X18H10T в исходном закаленном состоянии (1) и после фрикционной обработки (2);

$I_{h \text{ уст}}$ – интенсивность изнашивания в период установившегося изнашивания

В отличие от закаленной недеформированной стали у стали, подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке, наблюдается

аномальный характер зависимости износа и коэффициента трения от пути трения (рисунок 5.1, кривые 2). Во-первых, полностью отсутствует период приработки. Во-вторых, у тонкого (несколько микрометров) поверхностного слоя с нано- и субмикроструктурными структурами (см. рисунок 3.16) отмечаются минимальные значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения (рисунок 5.1 б и рисунок 5.2, кривые 2). При увеличении пути трения до $L = 60$ м и, соответственно, при последовательном изнашивании упроченного поверхностного слоя происходит рост коэффициента трения от минимального значения $\mu = 0,26$ до значения $\mu \sim 0,41$, характерного для периода установившегося изнашивания (см. рисунок 5.1, б, кривая 2).

Установленное на начальном этапе трения снижение коэффициента трения после фрикционной обработки обусловлено, в первую очередь, уменьшением механической (деформационной) составляющей коэффициента трения, связанной с пластическим деформированием поверхностного слоя при контактировании шероховатых поверхностей [117, 211]. Интенсивность изнашивания поверхностно наноструктурированного образца возрастает до уровня $I_{h \text{ уст}}$ при изнашивании градиентного слоя толщиной ~ 35 мкм (см. рисунок 5.2, кривая 2), в котором на рисунке 3.13 отмечалось наиболее резкое снижение микротвердости.

Таким образом, наноструктурирующая фрикционная обработка позволяет эффективно повышать трибологические свойства аустенитной стали на начальном этапе трения, когда у закаленной стали протекает период приработки, характеризующийся наибольшими скоростями износа и коэффициентами трения. Фрикционная обработка обеспечивает также ускоренный (по сравнению с закалкой) переход к установившемуся изнашиванию (см. рисунки 5.1, 5.2). В период установившегося изнашивания на пути трения $L = 120-320$ м подвергнутая фрикционной обработке сталь и закаленная сталь характеризуются практически одинаковым темпом прироста весового износа Δm , о чем свидетельствует одинаковый наклон

кривых 1 и 2 на рисунке 5.1 а, а также близкими уровнями коэффициента трения ($\mu = 0,37-0,43$) (см. рисунок 5.1 б). Согласно рисунку 5.2 в указанный период изнашивания сталь после закалки (кривая 1) и дополнительной фрикционной обработки (кривая 2) характеризуются одинаковым постоянным уровнем интенсивности изнашивания $I_{н\text{уст}}$.

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на поверхности закаленной стали после испытаний на трение скольжения без смазки на пути трения $L = 40$ м, а именно после изнашивания слоя толщиной ~ 90 мкм, то есть в период приработки (см. рисунок 5.2, кривая 1), интенсивно развиваются процессы схватывания (рисунок 5.3), которые характеризуются высокой скоростью разрушения, главным образом, вследствие образования и разрыва узлов металлических связей [117, 211].

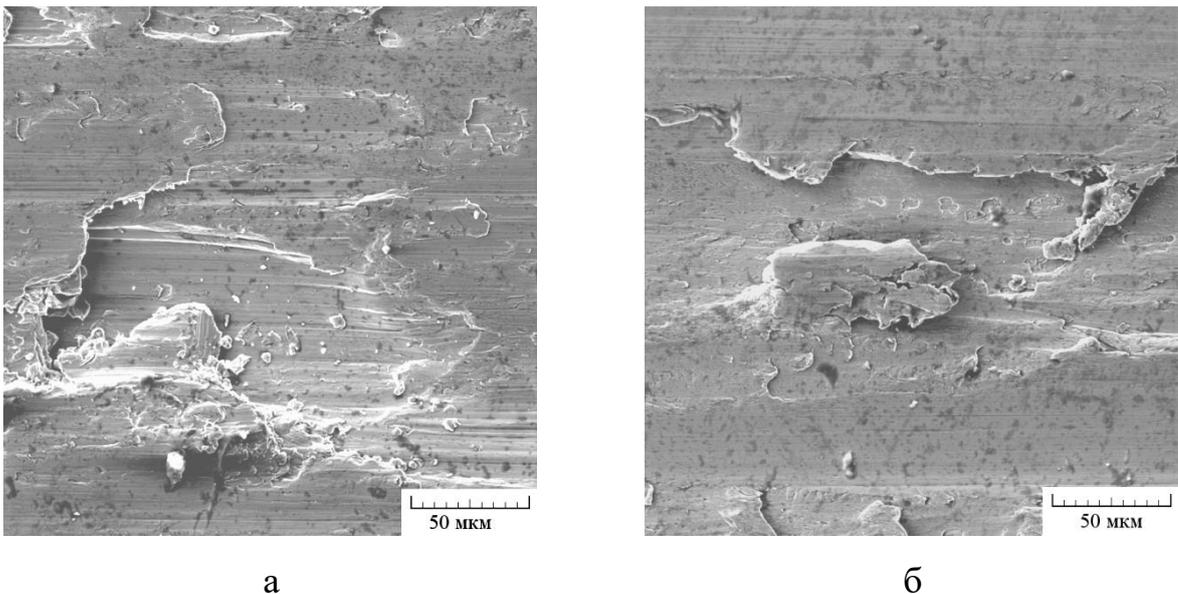


Рисунок 5.3 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образца из стали 12Х18Н10Т в исходном закаленном состоянии, испытанного на трение скольжения без смазки по пластине из стали 45 на пути трения $L = 40$ м

На рисунке 5.4 представлены РЭМ изображения поверхности стали 12Х18Н10Т, предварительно подвергнутой фрикционной обработке, после изнашивания поверхностного слоя толщиной ~ 5 мкм на пути трения $L = 20$

м. Упрочняющая фрикционная обработка эффективно ограничивает процессы схватывания, обеспечивая переход к пластическому оттеснению (рисунок 5.4) и соответствующее резкое снижение величин износа (см. рисунок 5.1 а, кривая 2) и интенсивности изнашивания (см. рисунок 5.2, кривая 2) исследуемой стали.

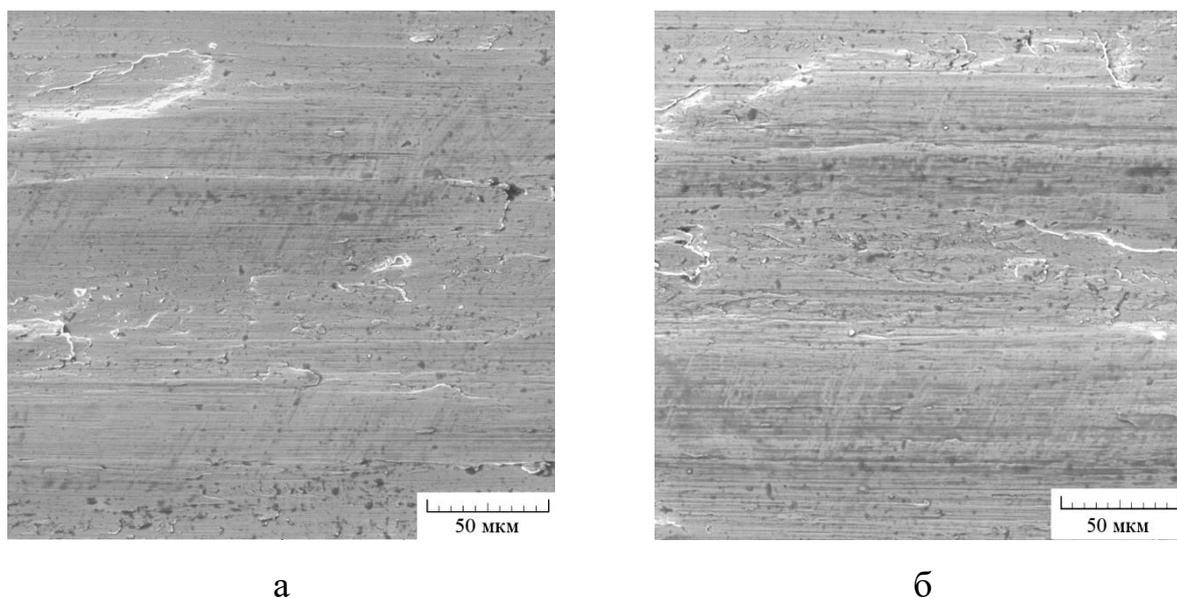


Рисунок 5.4 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образца из стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки, испытанного на трение скольжения без смазки по пластине из стали 45 на пути трения $L = 20$ м

5.1.2 Трибологические свойства упрочненной фрикционной обработкой стали 12Х18Н10Т в условиях трения скольжения со смазкой

Испытания в условиях трения скольжения со смазкой при двух нагрузках ($N = 980$ и 1470 Н) показали, что сталь 12Х18Н10Т после фрикционной обработки характеризуется в 4-10 раза меньшими значениями интенсивности изнашивания по сравнению с исходным недеформированным состоянием (таблица 5.1). Коэффициент трения находится в пределах $\mu = 0,10-0,13$, что соответствует режиму граничного трения ($\mu \leq 0,14$), при

котором трение двух твердых тел происходит при наличии на поверхностях трения слоя жидкости [211].

Согласно данным РЭМ (рисунок 5.5) на поверхности трения исходной закаленной стали значительное развитие получают процессы пластического оттеснения (передеформирования) металла и изнашивание осуществляется в виде малоциклового контактной фрикционной усталости [117] с возникновением усталостных трещин, развитие которых приводит к отделению (разрушению) фрагментов значительных размеров.

Таблица 5.1 – Интенсивность изнашивания I_h и коэффициент трения μ при испытаниях со смазкой по пластине из стали 45 при различных нагрузках N образцов из стали 12X18H10T в закаленном состоянии и после фрикционной обработки

Состояние образца	$I_h, 10^{-9}$		μ	
	$N = 980 \text{ Н}$	$N = 1470 \text{ Н}$	$N = 980 \text{ Н}$	$N = 1470 \text{ Н}$
Закалка (электрополирование)	10,6	52	0,11	0,13
Фрикционная обработка	2,6	5,2	0,10	0,10

Фрикционная обработка, формирующая в поверхностном слое высокодисперсные мартенситно-аустенитные структуры (см. рисунок 3.16) с повышенными прочностными микромеханическими свойствами (см. рисунки 3.11, 3.18), ограничивает развитие пластического оттеснения на поверхности стали 12X18H10T под действием трения при испытаниях в паре со сталью 45 (рисунок 5.6). На поверхностях трения стали, подвергнутой фрикционной обработке, преобладает упругое оттеснение, при котором в результате многократного деформирования металла в пределах упругой деформации развивается усталостное изнашивание (фрикционная усталость) металла [117]. Упругое оттеснение характеризуется формированием гладких

поверхностей с ямками усталостного разрушения (см. рисунок 5.6). Дополнительно встречаются лишь отдельные неглубокие полосы пластического оттеснения.

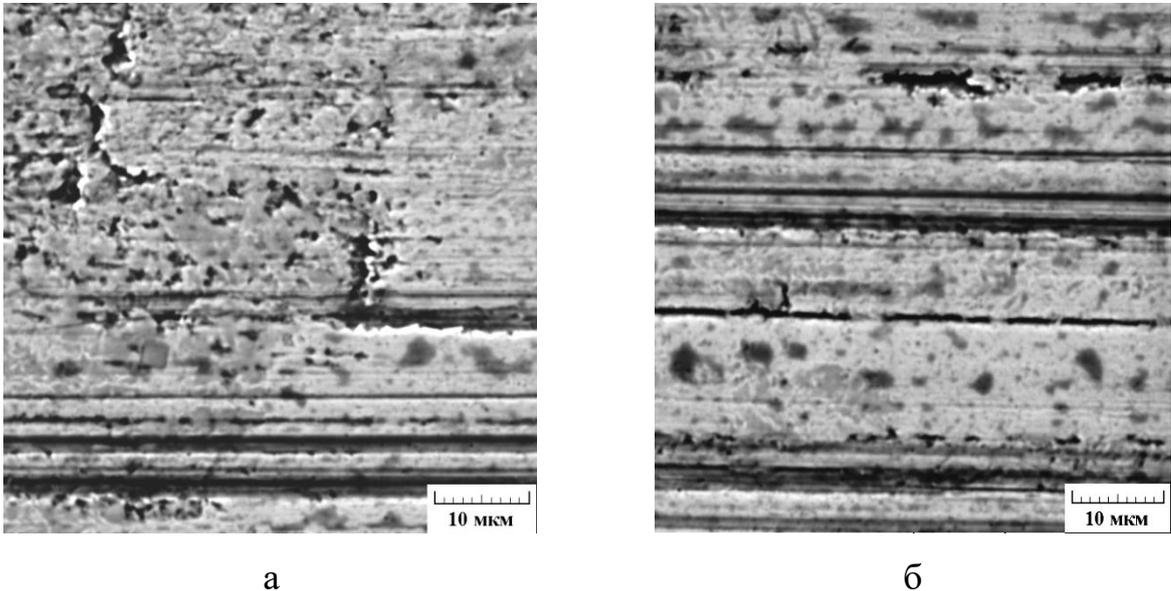


Рисунок 5.5 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образца из стали 12Х18Н10Т в исходном закаленном состоянии, испытанного на трение скольжения со смазкой по пластине из стали 45 при нагрузке $N = 1470 \text{ Н}$

Важно отметить, что обусловленному фрикционной обработкой ограничению процессов пластического оттеснения при граничном трении и процессов схватывания при сухом трении скольжения способствует установленное с использованием метода микроиндентирования повышенное сопротивление упрочненного наноструктурированного слоя аустенитной стали пластическому деформированию под действием контактного механического воздействия (см. рисунок 3.18). Повышенная способность наноструктурированных фрикционной обработкой поверхностных слоев деформироваться преимущественно в упругой области (без остаточного формоизменения) обуславливает смену основных механизмов изнашивания от пластического оттеснения (малоциклового фрикционной усталости) к упругому оттеснению (многоциклового фрикционной усталости) в условиях

граничного трения при испытаниях со смазкой (см. рисунки 5.5, 5.6) и от адгезионного схватывания к пластическому оттеснению при сухом трении скольжения (см. рисунки 5.3, 5.4). Тем самым обеспечивается соответствующее снижение интенсивности изнашивания стали 12Х18Н10Т при различных условиях трибологических испытаний.

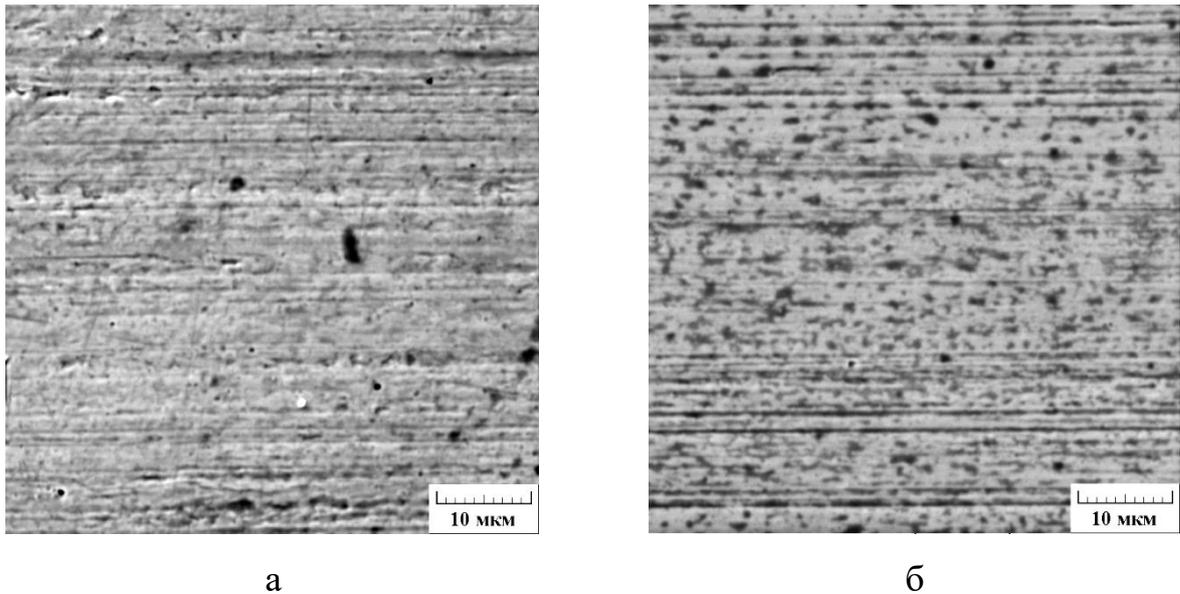


Рисунок 5.6 – Изображения (РЭМ) поверхности изнашивания образца из стали 12Х18Н10Т после фрикционной обработки, испытанного на трение скольжения со смазкой по пластине из стали 45 при нагрузке $N = 1470 \text{ Н}$

5.2 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на трибологические свойства аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1 в условиях трения скольжения со смазкой

Для исследования влияния фрикционной обработки на трибологические свойства деформационно стабильной аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1 фрикционную обработку проводили при 7-кратном сканировании индентором из синтетического алмаза в безокислительной среде аргона при нагрузке на индентор $P = 294 \text{ Н}$.

Испытания в условиях трения скольжения со смазкой при нагрузках $N = 392$ Н и $N = 588$ Н показали, что сталь 03X16H15M3T1 после фрикционной обработки характеризуется в 4-10 раза меньшими значениями интенсивности изнашивания по сравнению с исходным недеформированным состоянием (рисунок 5.7 а). Согласно рисунку 5.7 б коэффициенты трения ($\mu = 0,11-0,12$) соответствуют режиму граничного трения ($\mu \leq 0,14$), при котором трение двух твердых тел происходит при наличии в зоне фрикционного контакта тонкого слоя жидкой смазки [211]. С увеличением нагрузки до 686 Н износостойкость стали после фрикционной обработки возрастает почти до 70 раз. При этом у образца в закаленном состоянии нарушаются условия граничного трения ($\mu = 0,27$) (рисунок 5.7 б, кривая 1), в отличие от образца, подвергнутого фрикционной обработке ($\mu = 0,13$) (рисунок 5.7 б, кривая 2).

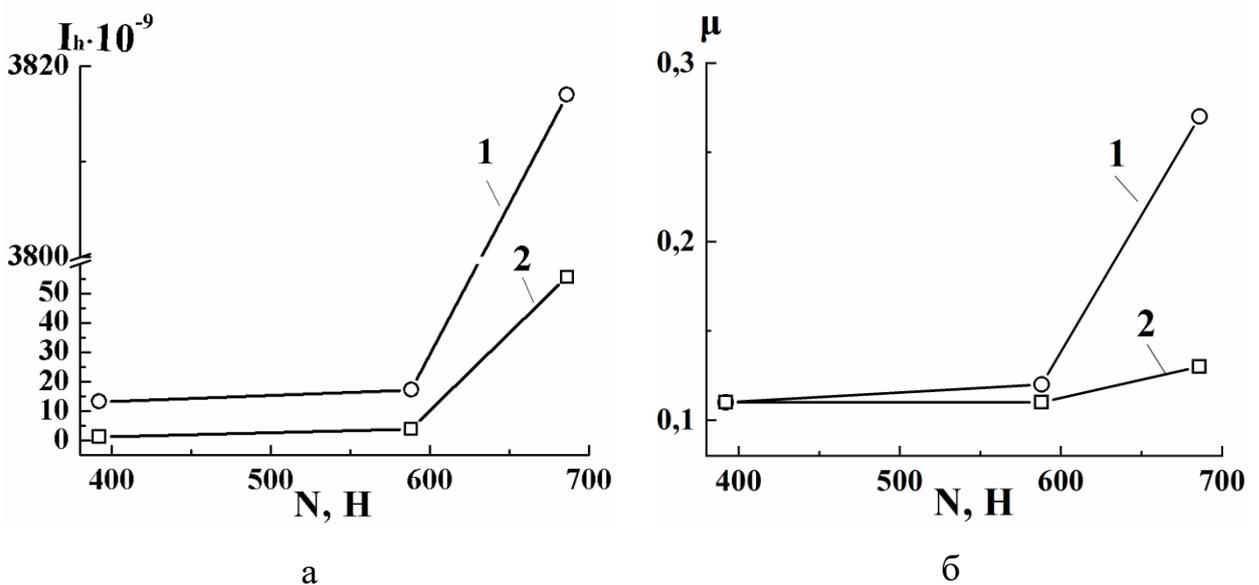


Рисунок 5.7 – Влияние нагрузки N на интенсивность изнашивания I_h (а) и коэффициент трения μ (б) при испытаниях на трение скольжения со смазкой по стали 45 образцов из стали 03X16H15M3T1 в исходном закаленном состоянии (1) и после фрикционной обработки (2)

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на поверхности трения стали 03X16H15M3T1 в закаленном состоянии развиваются процессы пластического оттеснения (передеформирования) металла и изнашивание осуществляется в виде малоциклового фрикционной усталости [117] с отделением фрагментов значительных размеров (рисунок 5.8). С ростом нагрузки при испытаниях до $N = 686$ Н (в условиях нарушения режима граничного трения) увеличивается интенсивность отделения фрагментов металла, поверхность характеризуется наличием значительных наплывов металла (см. рисунок 5.8 в, г).

Фрикционная обработка резко ограничивает процессы пластического оттеснения металла (рисунок 5.9). На поверхности трения возникают выглаженные участки в результате упругого оттеснения, при котором развивается усталостное изнашивание (многоцикловая фрикционная усталость) [117], характеризующееся замедленным разрушением. Этим обусловлено наблюдаемое после фрикционной обработки снижение в 4-70 раз интенсивности изнашивания исследуемой стали (рисунок 5.7 а). Отмеченное ограничение процессов пластического оттеснения и исключение адгезионного схватывания при трибологических испытаниях стали, подвергнутой фрикционной обработке, обусловлено, как показывают результаты микроиндентирования (см. рисунок 3.30), повышенным сопротивлением пластическому деформированию поверхностного слоя с нано- и субмикроструктурными аустенитными структурами (см. рисунок 3.27 д, е). Это проявляется как в большей доле упругой деформации при контактном нагружении, так и в повышенной способности слоя сопротивляться развитию деформации на стадии пластического течения.

Таким образом, для подвергнутой наноструктурирующей фрикционной обработке аустенитной стали 03X16H15M3T1, характеризующейся высокой стабильностью к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению, установлена зависимость между процессами упруго-пластического деформирования тонкого поверхностного слоя, контролируемые методом

инструментированного микроиндентирования, и механизмами изнашивания, определяющими износостойкость.

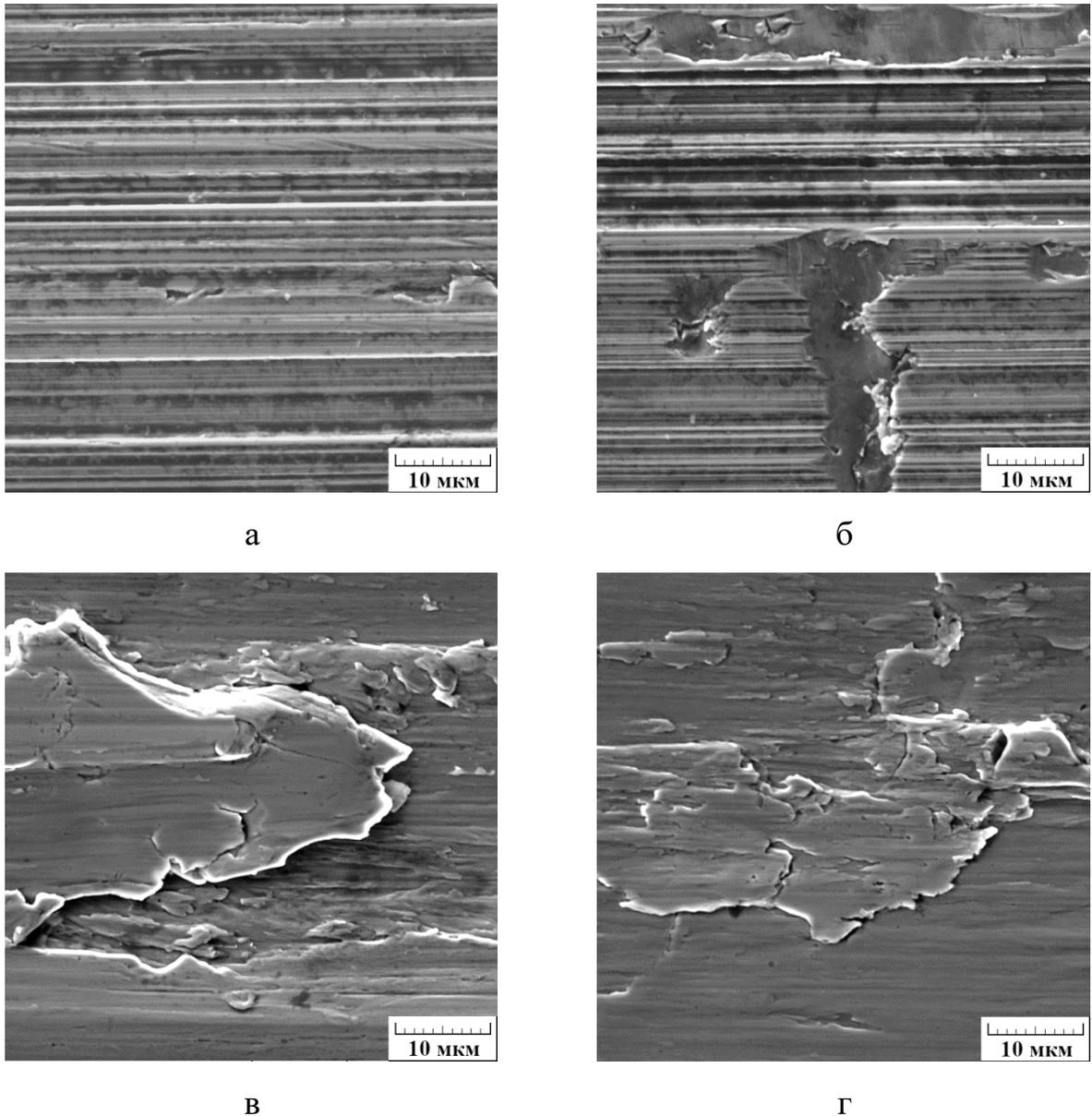


Рисунок 5.8 – Поверхности изнашивания (РЭМ) образцов из стали 03X16H15M3T1 в исходном закаленном состоянии, испытанных на трение скольжения со смазкой по стали 45 при нагрузках $N = 588$ Н (а, б) и $N = 686$ Н (в, г)

Ранее связь результатов микроиндентирования с механизмами изнашивания и износостойкостью фрикционно упрочненных поверхностных

слоев в условиях абразивного, адгезионного и усталостного изнашивания была обоснована для сталей мартенситного класса [32, 52] и метастабильной аустенитной стали (см. раздел 5.1).

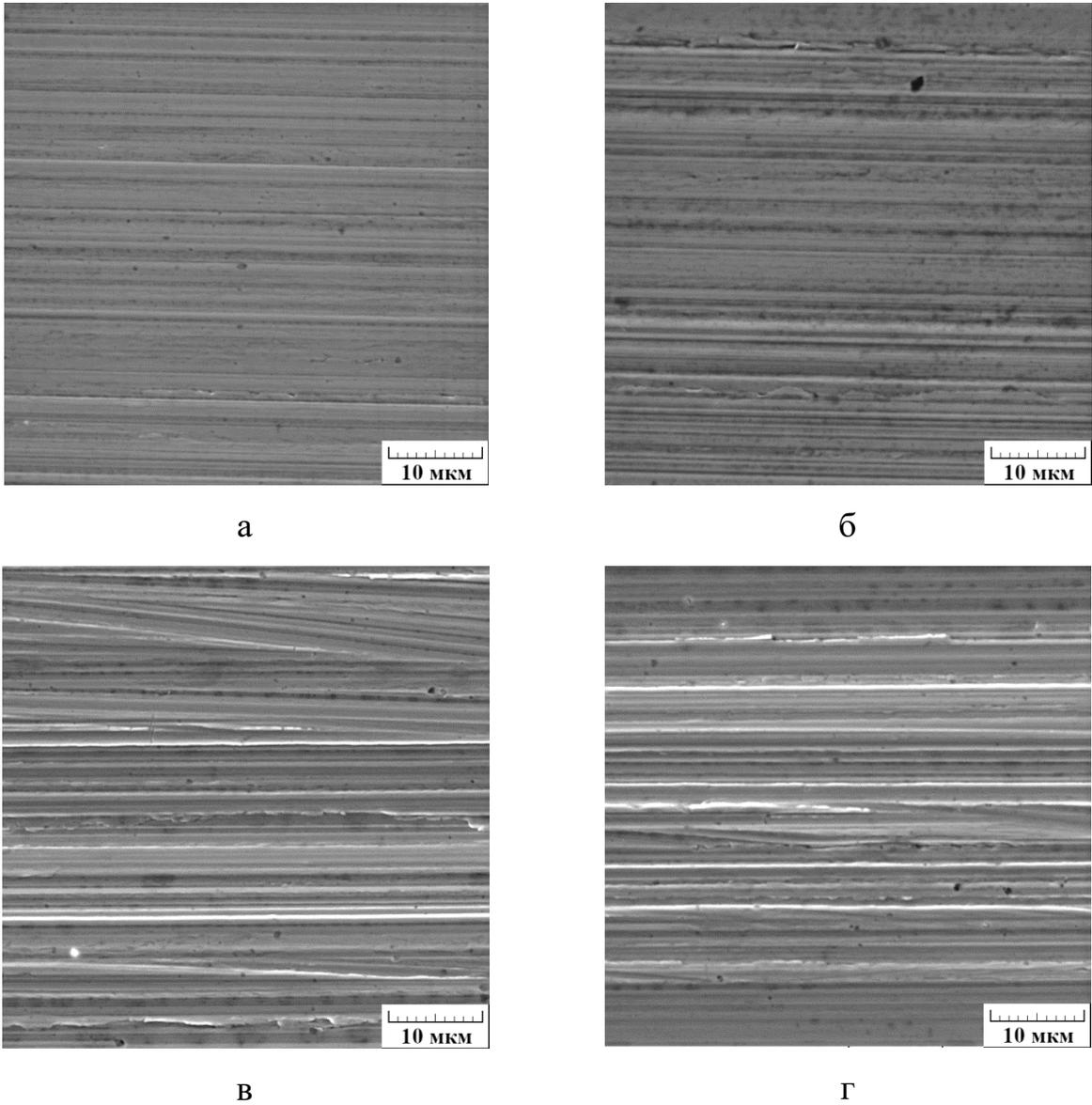


Рисунок 5.9 – Поверхности изнашивания (РЭМ) образцов из стали 03X16H15M3T1 после фрикционной обработки, испытанных на трение скольжения со смазкой по стали 45 при нагрузках $N = 588$ Н (а, б) и $N = 686$ Н (в, г)

5.3 Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на сопротивление общей коррозии хромоникелевых аустенитных сталей

Испытания на общую коррозию проводили гравиметрическим методом с выдержкой в растворе 20 мас. % NaCl + 30 мас. % HCl (1:1) при комнатной температуре общей продолжительностью 18 часов. Для сравнительной оценки коррозионного поведения испытуемых образцов рассчитывали среднюю скорость коррозии в установившемся режиме.

5.3.1 Стойкость метастабильной стали 12X18H10T к коррозионному разрушению

Испытывали образцы из стали 12X18H10T в следующих состояниях: после электролитического полирования, шлифования на абразиве зернистостью 20/14 мкм и после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона при нагрузке на индентор $P = 392 \text{ Н}$ при $n = 1$ и $n = 11$.

Из приведенных на рисунке 5.10 данных следует, что наименьшей скоростью коррозии характеризуется аустенитная сталь 12X18H10T с электрополированной поверхностью: $k_m = 0,35 \pm 0,05 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$. В структуре закаленной (после электролитического полирования) стали 12X18H10T содержится 100 об. % γ -фазы (аустенита), α' -фаза (мартенсит деформации) отсутствует (см. рисунок 3.10, таблица 5.2). Скорость коррозии стали в шлифованном состоянии в 1,6 раза больше: $k_m = 0,58 \pm 0,12 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$. Несколько меньшую скорость коррозии имеет сталь после фрикционной обработки. При этом для стали, обработанной по двум режимам с разным числом сканирований индентором ($n = 1$ и $n = 11$), отмечаются близкие уровни скорости коррозии: $k_m = 0,53 \pm 0,09 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$ и $k_m = 0,54 \pm 0,07 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

Отмеченная повышенная скорость коррозии стали 12X18H10T в деформированном состоянии (после механического шлифования и

фрикционной обработки) (рисунок 5.10) может быть обусловлена присутствием в поверхностных слоях мартенсита деформации (рисунок 3.11, таблица 5.2). В работе [212] возникновение точечной коррозии на поверхности стали 304L связывали с наличием электрохимической гетерогенности, которая обусловлена появлением α' -мартенсита. Однако объемная доля α' -фазы, образовавшейся при шлифовании стали 12X18H10T, существенно меньше (7 %), чем при фрикционной обработке (55-70 %), а скорость коррозии стали в шлифованном состоянии несколько выше (см. таблица 5.2, рисунок 5.10). Отмеченное положительное влияние фрикционной обработки на сопротивление коррозии, несмотря на интенсивное развитие при нагружении индентором мартенситного превращения, можно объяснить сильной фрагментацией структуры при реализации фрикционной обработки (см. рисунок 3.15, 3.16), которая способствует ускоренному формированию пассивных пленок на поверхности нержавеющей стали [145].

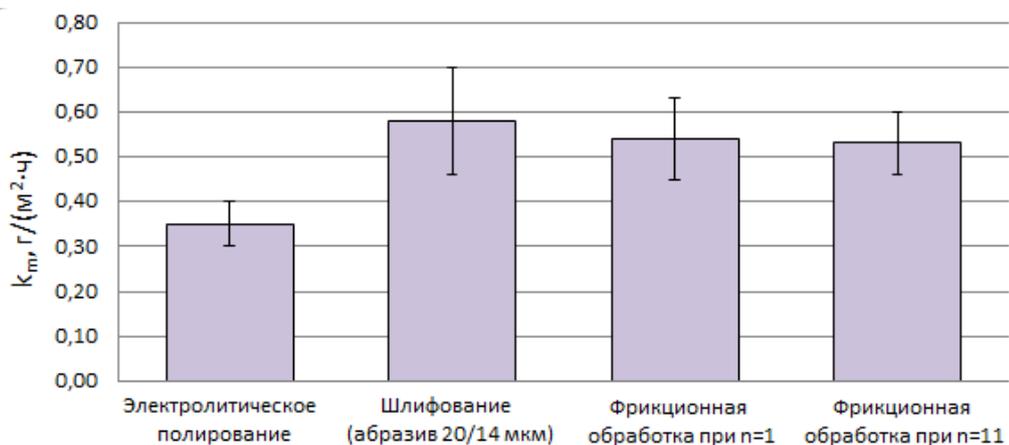


Рисунок 5.10 – Зависимость скорости коррозии k_m образцов из стали 12X18H10T от вида обработки поверхности

Механическое шлифование и фрикционная обработка обуславливают рост шероховатости поверхности стали 12X18H10T по сравнению с электролитическим полированием: $R_a = 0,11-0,33$ мкм и $R_a = 0,06$ мкм

соответственно (таблица 5.2). Минимальные значения параметра Ra после электролитического полирования обусловлены формированием гладкой поверхности исследуемой стали, характеризующейся наличием небольшого количества неглубоких питтингов травления (рисунок 5.11 а). При этом на шлифованной поверхности отмечается наличие дефектов сплошности материала (мелких ямок и трещин, рисунок 5.11 б), а в результате фрикционной обработки на поверхности возникают выраженные следы деформирования в виде продольных валиков, впадин и выглаженных полос (рисунок 5.11 в, г). Показано, что увеличение шероховатости поверхности стали сопровождается ростом скорости коррозии [213], а дефекты могут выступать в качестве дополнительных очагов коррозионного разрушения и препятствовать пассивации материала [3]. Следовательно, по-видимому, на коррозионное поведение аустенитной стали существенно влияет и качество ее поверхности (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов).

Таблица 5.2 – Фазовый состав (количество α' -мартенсита), параметр шероховатости Ra и микротвердость HV 0,025 поверхности образцов из стали 12X18H10T после различных обработок

Обработки	α' , об. %	Ra*, мкм	HV 0,025
Электролитическое полирование	0	0,06±0,01	220±20
Шлифование (абразив 20/14 мкм)	7±2	0,11±0,01	240±5
Фрикционная обработка при n = 1	55±3	0,17±0,01	560±27
Фрикционная обработка при n = 11	70±3	0,33±0,03	710±43

*измерения проводили на участках размерами 211×278 мкм.

Стоит отметить, что согласно данным, представленным в таблице 5.2, механическое шлифование практически не приводит к росту микротвердости поверхности исследуемой стали (от 220 HV 0,025 лишь до 240 HV 0,025).

Тогда как фрикционная обработка обеспечивает повышение микротвердости стали 12X18H10T в 2,5-3,2 раза: до 560-710 HV 0,025 (см. таблицу 5.2, рисунок 3.11). Таким образом, с точки зрения упрочнения и коррозионной стойкости стали 12X18H10T фрикционная обработка имеет определенное преимущество перед механическим шлифованием.

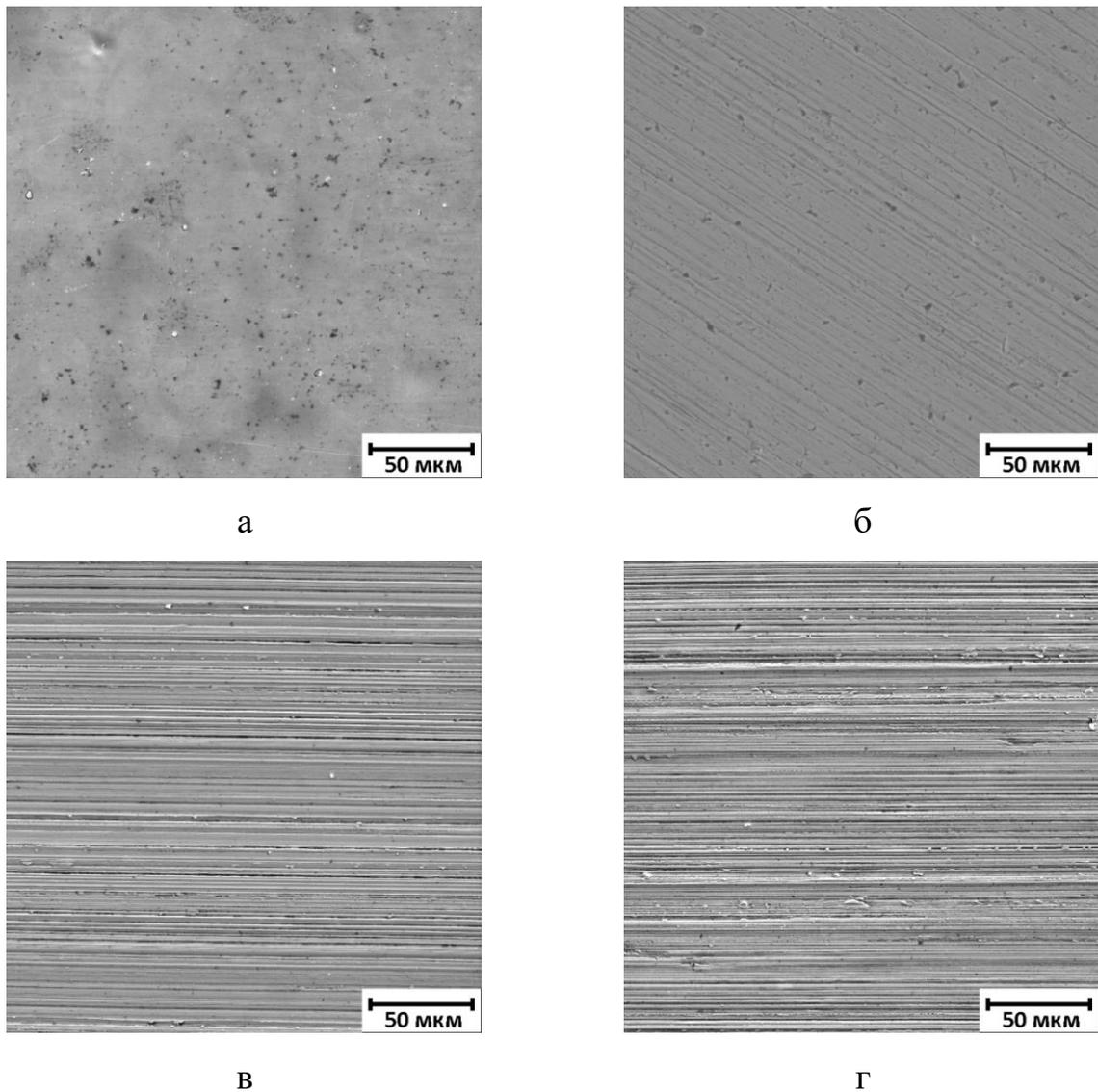


Рисунок 5.11 – Изображения (РЭМ) поверхности образцов из стали 12X18H10T после электролитического полирования (а), шлифования абразивом зернистостью 20/14 мкм (б), фрикционной обработки при $n = 1$ (в) и $n = 11$ (г)

5.3.2 Стойкость деформационно стабильной стали 03X16H15M3T1 к коррозионному разрушению

Испытывали образцы из стали 03X16H15M3T1 в следующих состояниях: после электролитического полирования, шлифования на абразиве зернистостью 50/40 мкм и после фрикционной обработки индентором из синтетического алмаза в среде аргона при нагрузке на индентор $P = 294 \text{ Н}$ при $n = 1$.

Согласно результатам РФА в структуре исследуемой стали после электролитического полирования (в исходном закаленном состоянии) обнаружено 100 об. % γ -фазы (аустенита). После механического шлифования и фрикционной обработки стали 03X16H15M3T1 сохраняется практически полностью аустенитная структура: доля α' -мартенсита деформации не превышает 2 об. %.

Приведенные на рисунке 5.12 гистограммы свидетельствуют о том, что у аустенитной стали 03X16H15M3T1 с электрополированной поверхностью и с поверхностью, подвернутой фрикционной обработке, наблюдаются близкие значения скорости коррозии: $k_m = 0,37 \pm 0,05 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$ и $k_m = 0,34 \pm 0,09 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$ соответственно. При этом скорость коррозии стали после фрикционной обработки несколько меньше. Сталь в шлифованном состоянии характеризуется в 1,5-1,7 раза большей скоростью коррозии $k_m = 0,57 \pm 0,12 \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч})$.

При определении микротвердости установлено (таблица 5.3), что фрикционная обработка приводит к 2-кратному росту микротвердости поверхности исследуемой стали: от 270 HV 0,025 до 580 HV 0,025. Тогда как после шлифования микротвердость составляет 390 HV 0,025. Таким образом, с точки зрения упрочнения и коррозионной стойкости фрикционная обработка имеет определенное преимущество перед другими рассматриваемыми обработками.

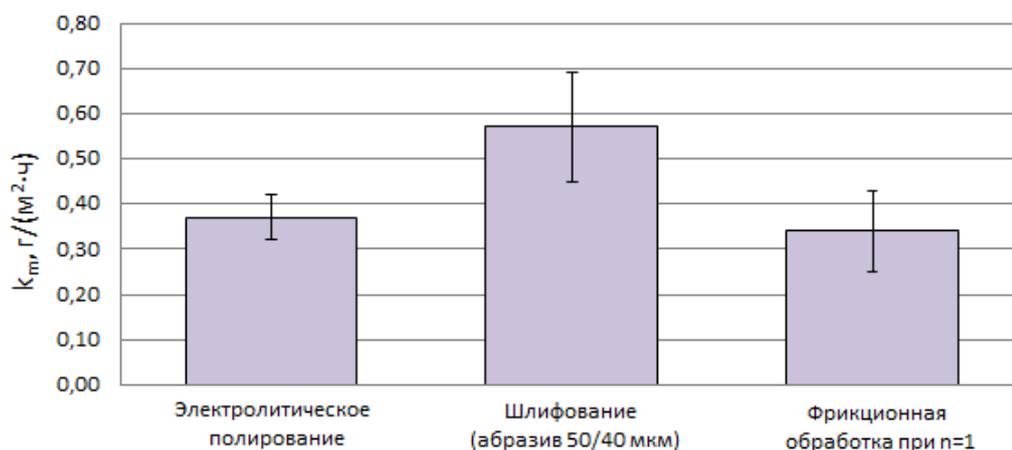


Рисунок 5.12 – Зависимость скорости коррозии k_m образцов из стали 03X16H15M3T1 от вида обработки поверхности

Таблица 5.3 – Параметры шероховатости Ra, Rt и микротвердость HV 0,025 поверхности образцов из стали 03X16H15M3T1 после различных обработок

Обработки	Ra *, мкм	Rt *, мкм	HV 0,025
Электролитическое полирование	0,14±0,03	5,85±1,48	270±30
Шлифование (абразив 50/40 мкм)	0,25±0,03	35,15±5,23	390±25
Фрикционная обработка при n = 1	0,23±0,01	3,30±0,75	580±20

* измерения проводили на участках размерами 900×1200 мкм.

Согласно данным, приведенным в таблице 5.3, поверхность стали после шлифования и фрикционной обработки характеризуются близкими уровнями среднего арифметического отклонения профиля Ra (0,25 и 0,23 мкм). У электрополированной поверхности отмечается меньшее значение указанного параметра Ra = 0,14 мкм. Максимальная высота профиля Rt шлифованной стали в 6,0 раз больше, чем у стали в электрополированном состоянии, и в 10,6 раза больше, чем у стали, подвергнутой фрикционной обработке (см. таблицу 5.3). Отмеченные наиболее высокие значения параметра Rt = 35,15 мкм у стали 03X16H15M3T1 после шлифования могут быть связаны с тем,

что на шлифованной поверхности присутствуют мелкие трещины и вырывы металла, а также борозды, ориентированные в направлении шлифовки (рисунок 5.13 а). Поверхность исследуемой стали после фрикционной обработки характеризуется наличием полос пластического отеснения (рисунок 5.13 б) при отсутствии дефектов сплошности, что определяет наблюдаемое наименьшее значение параметра шероховатости $R_t = 3,30$ мкм (см. таблицу 5.3). На поверхности стали после электрополирования виден четкий рельеф по границам зерен, связанный с их вытравливанием (рисунок 5.13 в). Это обуславливает несколько больший уровень максимальной высоты профиля ($R_t = 5,85$ мкм) у электрополированной поверхности (см. таблицу 5.3).

Таким образом, установленная максимальная скорость коррозии стали в шлифованном состоянии (см. рисунок 5.12), очевидно, связана с выявленными особенностями топографии шлифованной поверхности – с наличием на ней дефектов сплошности (вырывов, трещин) (см. рисунок 5.13 а), вызывающих максимальный уровень параметра шероховатости $R_t = 35,15$ мкм (см. таблицу 5.3). Как было отмечено выше, рост шероховатости поверхности приводит к росту скорости коррозии, а дефекты сплошности материала могут являться дополнительными очагами коррозионного разрушения и препятствовать образованию пассивных пленок [3, 213].

Обладающие пониженной скоростью коррозии поверхности, сформированные фрикционной обработкой и электролитическим полированием (см. рисунок 5.12), характеризуются существенно меньшими уровнями параметра шероховатости $R_t = 3,30$ мкм и $R_t = 5,85$ мкм соответственно (см. таблицу 5.3) и отсутствием трещин и вырывов (см. рисунок 5.13 б, в). Ранее было отмечено, что скорость коррозии стали после фрикционной обработки ниже, чем после электрополирования. Это соотносится с полученными значениями параметра R_t . Важно также отметить, что сильное диспергирование аустенитной структуры закаленной стали 03X16H15M3T1 при фрикционной обработке (см. рисунок 3.27 а-г),

вопреки классической теории коррозии [3], не приводит к снижению ее коррозионной стойкости (см. рисунок 5.12). По-видимому, наоборот, сильная фрагментация структуры способствует ускоренному формированию пассивных пленок на поверхности нержавеющей стали [145]. Следовательно, основное влияние на коррозионную стойкость рассматриваемой деформационно стабильной аустенитной стали 03Х16Н15М3Т1 оказывает качество поверхности (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов), а также влияет и дисперсность сформированной структуры.

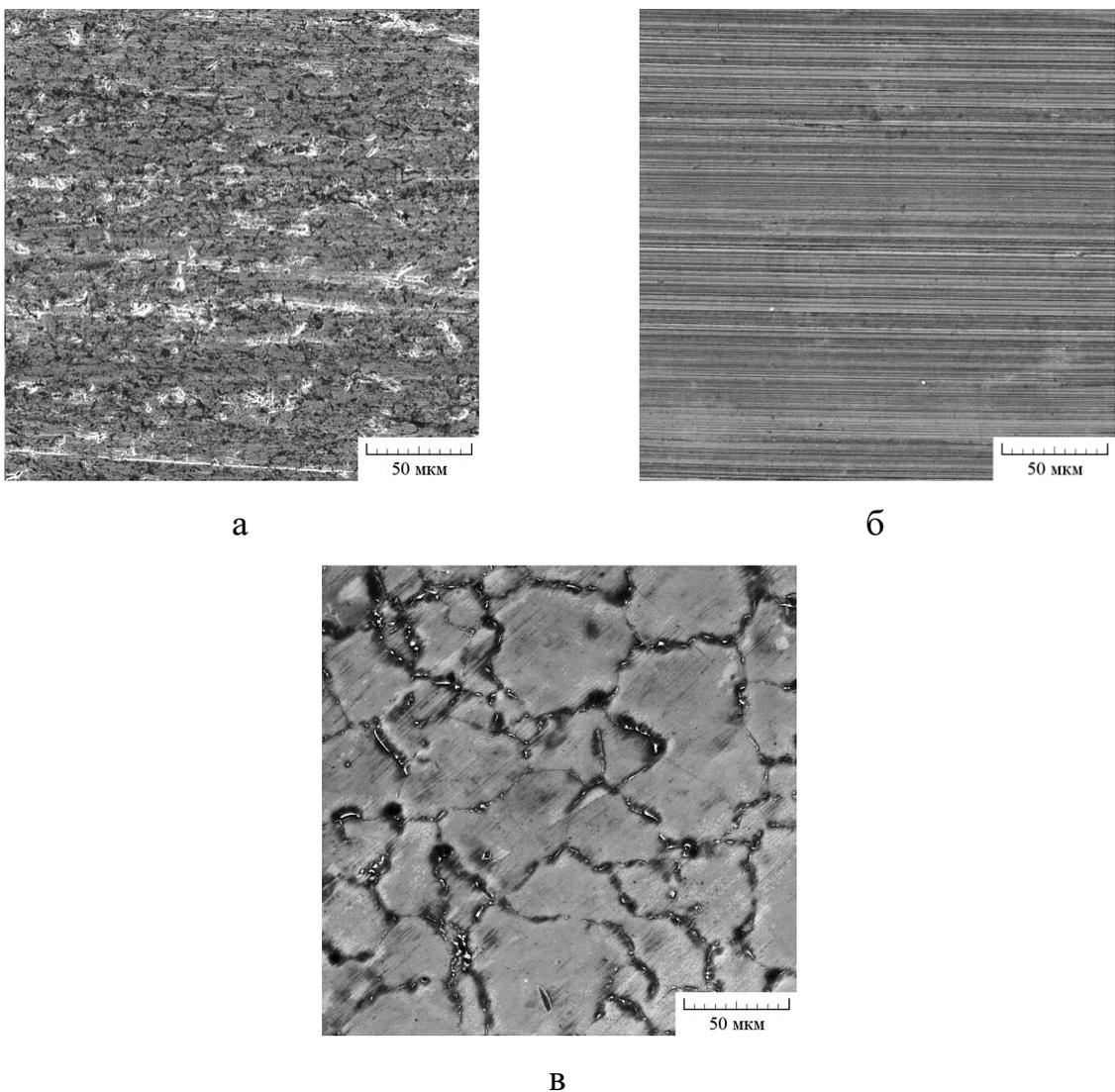


Рисунок 5.13 – Изображения (РЭМ) поверхности образцов из стали 03Х16Н15М3Т1 после шлифования абразивом зернистостью 50/40 мкм (а), фрикционной обработки при $n = 1$ (б) и электролитического полирования (в)

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5

1. В условиях сухого трения скольжения у метастабильной аустенитной стали 12X18H10T, наноструктурированной фрикционной обработкой, обнаружен аномальный характер зависимости износа и коэффициента трения от пути трения: отсутствие характерного для закаленной стали периода приработки с наибольшими уровнями износа и коэффициента трения; наличие у наноструктурированного слоя минимальных величин интенсивности изнашивания и коэффициента трения с последующим ростом значений указанных трибологических характеристик по мере изнашивания деформационно упрочненного слоя. 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.

2. Фрикционная обработка обеспечивает рост износостойкости в условиях граничного трения (при испытаниях на трение скольжения со смазкой) метастабильной стали 12X18H10T в 4-10 раз и деформационно стабильной 03X16H15M3T1 стали в 4-70 раз вследствие ограничения процессов пластического оттеснения и схватывания.

3. Установлена зависимость между процессами упруго-пластического деформирования тонкого поверхностного слоя, контролируемые методом инструментального микроиндентирования, и механизмами изнашивания, определяющими износостойкость сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1.

4. Упрочняющая фрикционная обработка приводит к повышению скорости коррозии метастабильной аустенитной стали 12X18H10T в сравнении с электрополированным состоянием. Однако фрикционная обработка, формирующая на поверхности стали 55-70 об. % мартенсита деформации, не приводит к ухудшению коррозионной стойкости по сравнению с другой механической постобработкой – шлифованием. При

этом коррозионное поведение стали определяется следующими факторами: наличием/отсутствием α' -мартенсита деформации в структуре, качеством (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов сплошности) сформированной поверхности и дисперсностью структуры.

5. Деформационно стабильная аустенитная сталь 03X16H15M3T1 характеризуется близкими величинами скорости коррозии после электролитического полирования (структура крупнокристаллического аустенита) и фрикционной обработки (субмикро/нанокристаллическая структура аустенита), в то время как механическое шлифование приводит к росту скорости коррозии стали вследствие возникновения на шлифованной поверхности микротрещин и вырывов. Обоснована определяющая роль качества формируемой поверхности в обеспечении коррозионной стойкости стали. Диспергирование аустенита фрикционной обработкой положительно влияет на сопротивление стали общей коррозии.

ГЛАВА 6 ПРОМЫШЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВКИ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 04X17H10M2T НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИМ ВЫГЛАЖИВАНИЕМ

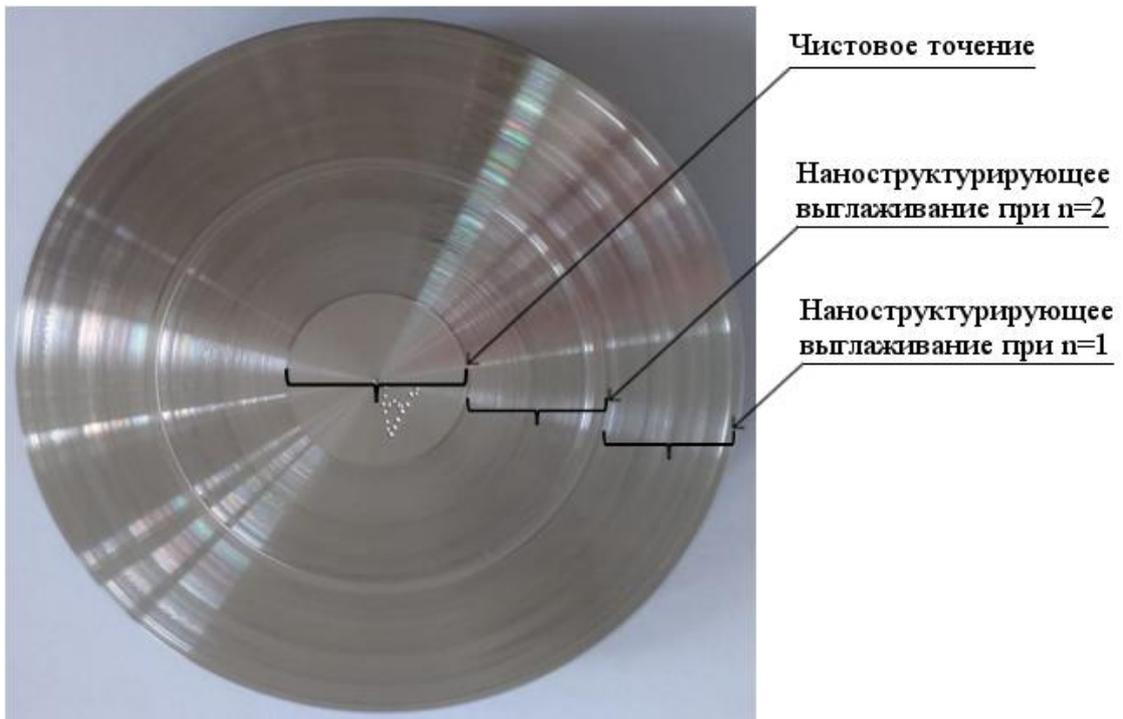
Управление поверхностным упрочнением металлических материалов реализуется наноструктурирующим выглаживанием на многофункциональных токарно-фрезерных центрах. При этом формирование наноструктурного состояния и субмикро(нано)-рельефа поверхностного слоя деталей осуществляется путем управления деформациями сжатия и многократного простого сдвига, а также температурно-скоростным режимом скользящего индентора [44, 46-55, 103]. Приведен сравнительный анализ эффективности наноструктурирующего выглаживания нержавеющей стали 04X17H10M2T и ее обработки скользящим индентором в лабораторных условиях в соответствии с рассмотренными в главе 3 металлофизическими и технологическими аспектами упрочнения аустенитных сталей.

В работе [44] при скользящем выглаживании индентором из природного алмаза с использованием жидкой смазочно-охлаждающей технологической среды (СОТС) (используемая в промышленности стандартная технология алмазного выглаживания) микротвердость на поверхности детали из метастабильной аустенитной стали AISI 304 достигает 450 HV 0,025. Однако в разделе 3.2 было показано, что при фрикционной обработке с использованием индентора из синтетического алмаза в среде аргона реализуется более интенсивное деформационное упрочнение (710 HV 0,025) метастабильной аустенитной стали (см. рисунок 3.11). Кроме того, указанная фрикционная обработка может быть реализована в отсутствие адгезионного схватывания, характерного для фрикционной обработки инденторами из WC-Co твердого сплава и мелкодисперсного нитрида бора даже в случае применения охлаждающей жидкости (см. раздел 3.1).

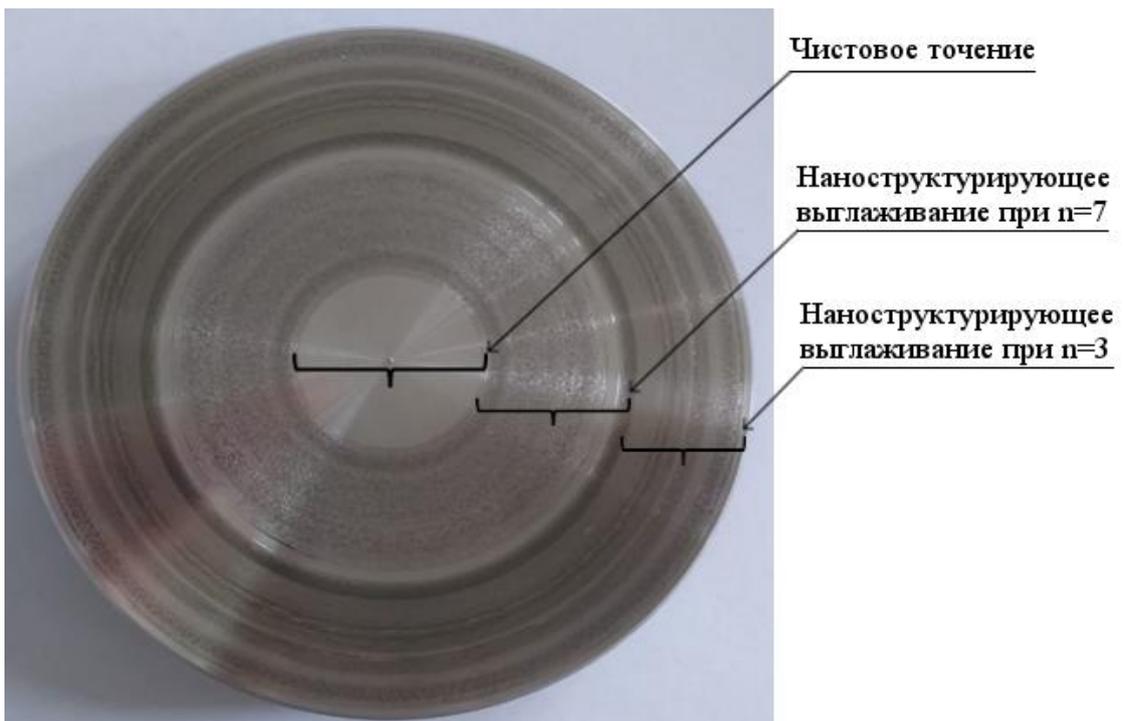
В настоящей главе заготовки типа «диск» из метастабильной аустенитной стали 04X17H10M2T подвергали чистовому точению и последующему наноструктурирующему выглаживанию на токарно-фрезерном центре. При наноструктурирующем выглаживании в качестве обрабатывающего инструмента использовали полусферический индентор из синтетического алмаза с радиусом полусферы $R = 3$ мм. Плоскую поверхность стальных заготовок обрабатывали на воздухе при подаче инструмента $f = 0,01$ мм/ход от центра к периферии с нагрузкой $P = 200$ Н и скоростью скольжения $V = 10$ м/мин. Фотографии стальных заготовок после чистового точения и наноструктурирующего выглаживания представлены на рисунке 6.1.

Для сравнения эффективности упрочнения и достижения высокого качества (низкая шероховатость и отсутствие схватывания) формируемой поверхности стали 04X17H10M2T проводили фрикционную обработку в лабораторных условиях. В таблице 6.1 приведены технологические параметры наноструктурирующего выглаживания и фрикционной обработки.

Из таблицы 6.2 следует, что чистовое точение приводит к упрочнению стали 04X17H10M2T в 2,5 раза (от 200 до 450 HV 0,025). Последующее наноструктурирующее выглаживание при $n = 1$ способствует дополнительному упрочнению исследуемой стали до 685 HV 0,025. Увеличение числа сканирований индентором при наноструктурирующем выглаживании до $n = 3$ приводит к еще большему росту микротвердости поверхности аустенитной стали (820 HV 0,025). Однако последующее увеличение числа сканирований до $n = 7$ не сопровождается дополнительным упрочнением (825 HV 0,025). Это может быть связано с перенаклепом поверхности стальной заготовки.



а



б

Рисунок 6.1 – Фотографии дисков из стали 04X17H10M2T, подвергнутых чистовому точению и последующему наноструктурирующему выглаживанию на токарно-фрезерном центре при $n = 1$ и 2 (а) и при $n = 3$ и 7

(б)

Таблица 6.1 – Технологические параметры обработок скользящим индентором из синтетического алмаза стали 04X17H10M2T

Технологические параметры	Наноструктурирующее 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
Количество сканирований индентором n	1, 2, 3, 7	1, 3, 5, 7

Представленные в таблице 6.2 данные показывают, что фрикционная обработка в лабораторных условиях сопровождается меньшим упрочнением поверхности стали 04X17H10M2T: до 530-710 HV 0,025 при $n = 1-7$. При этом доля образующегося мартенсита деформации достигает 40-60 об. %. Интенсивное развитие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в поверхностном слое стали 04X17H10M2T при фрикционной обработке, в отличие от деформационно стабильной стали 03X16H15M3T1 (см. рисунок 3.30), обусловлено существенно меньшим содержанием Ni (10,26 мас. %), чем в стали 03X16H15M3T1 (14,17 мас. % Ni). Наноструктурирующее выглаживание при $n = 1-3$ приводит к формированию 8-10 об. % мартенсита деформации в поверхностном слое исследуемой стали, а при увеличении числа сканирований индентором до $n = 7$ количество α' -фазы возрастает до 20 об. %. Это значительно меньше, чем при фрикционной обработке.

Наблюдаемое менее интенсивное развитие деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения при наноструктурирующем выглаживании (по сравнению с

фрикционной обработкой в лабораторных условиях) обусловлено стабилизацией аустенита в процессе нагрева при токарной обработке (точении) [44], а также может быть связано с нагревом поверхностного слоя и в процессе наноструктурирующего выглаживания.

Таблица 6.2 – Влияние вида обработки на микротвердость HV 0,025, объемную долю α' -мартенсита деформации и среднее арифметическое отклонение профиля Ra поверхности стали 04X17H10M2T

Вид обработки	n	HV 0,025	α' , об. %	Ra*, нм	Ra**, нм
Закалка (электрополирование)	-	200±10	0	210	115
Чистовое точение	-	450±15	>5	350	135
Чистовое точение + наноструктурирующее выглаживание на токарно- фрезерном центре	1	685±30	8	275	215
	2	710±33	8	255	200
	3	820±30	10	260	120
	7	825±40	20	530	240
Фрикционная обработка в лабораторных условиях	1	530±30	40	210	120
	3	660±25	55	250	165
	5	710±35	60	440	255
	7	710±30	60	300	215

* измерения проводили на участках размерами 900×1200 мкм;

** измерения проводили на участках размерами 42,5×55,8 мкм.

В диссертации А.С. Скоробогатова [214] показано, что при наноструктурирующем выглаживании со скоростью 10 м/мин нагрев стали 20X13 достигал 280 °С. Нагрев, вызванный ростом скорости деформации при низкотемпературных ($T = -196$ °С) испытаниях на одноосное растяжении образцов из стали 12X18H10T, привел к значительному подавлению

деформационного $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ -превращения [215]. В разделе 3.3 установлено, что нагрев в диапазоне температур 150-250 °С сильно снижает интенсивность мартенситного превращения при фрикционной обработке стали 12Х18Н10Т (см. рисунок 3.19). Важно отметить, что сохранение преимущественно аустенитной структуры после наноструктурирующего выглаживания может оказать положительное влияние на коррозионную стойкость деталей из аустенитных нержавеющей сталей, поскольку известно, что появление новой фазовой составляющей может сопровождается снижением коррозионной стойкости аустенитных сталей [212, 216].

Однако, несмотря на менее интенсивное развитие деформационного превращения, при наноструктурирующем выглаживании достигается более значительное упрочнение, чем при фрикционной обработке (см. таблицу 6.2). В разделах 3.2 и 3.5 при сравнительном анализе влияния фрикционной обработки на упрочнение поверхности сталей 12Х18Н10Т и 03Х16Н15М3Т1 показано, что определяющий вклад в упрочнение исследуемых сталей вносит не деформационное мартенситное превращение низкоуглеродистого аустенита, а активизация зернограничного механизма упрочнения при измельчении зерна. Соответственно, при выглаживании, вероятно, происходит более интенсивное диспергирование структуры, чем при фрикционной обработке. Причиной этому может явиться, во-первых, повышенная кратность деформационного воздействия индентором на каждый микроучасток поверхности стали вследствие меньшей подачи при наноструктурирующем выглаживании, при котором $f = 0,01$ мм, в то время как при фрикционной обработке $f = 0,05$ мм (см. таблицу 6.1). Во-вторых, более высокая скорость скольжения индентора при наноструктурирующем выглаживании (10 м/мин), чем при фрикционной обработке (3 м/мин) (таблица 6.1).

В работе [214] установлена подобная тенденция: с ростом скорости скольжения индентора при выглаживании от 6 до 15 м/мин микротвердость поверхности стали 20Х13 возрастает от 1050 до 1125 НВ 0,5. Увеличение

скорости скользящего выглаживания шариком приводит к росту микротвердости магниевого сплава AZ91D [217]. Согласно [95] с ростом скорости деформации при обработке SMAT возрастает глубина упрочненного слоя стали AISI 304, несмотря на вызванное нагревом существенное подавление мартенситного превращения: количество мартенсита деформации снижается с 95 до 22 об. %. Вышеуказанные факторы (подача f и скорость V), по-видимому, оказывают более существенное влияние на упрочнение исследуемой стали 04X17H10M2T по сравнению с нагрузкой, которая при наноструктурирующем выглаживании составила $P = 200$ Н, а при фрикционной обработке – $P = 294$ Н (см. таблицу 6.1). Важно также отметить, что наноструктурирующее выглаживание синтетическим алмазом без СОТС (на воздухе) приводит к существенно более интенсивному упрочнению метастабильной аустенитной стали, чем алмазное выглаживание (природным алмазом) в жидкой СОТС на токарно-фрезерном центре, где микротвердость поверхности хромоникелевой аустенитной стали составляла 450 HV 0,025 [44].

Из рисунка 6.2 следует, что общая глубина упрочненного слоя после наноструктурирующего выглаживания при $n = 3$, когда достигается насыщение деформационного упрочнения поверхности стали 04X17H10M2T (см. таблицу 6.2), составляет 200 мкм. Снижение микротвердости в указанном слое носит экспоненциальный характер, типичный для распределения величины накопленной деформации и микротвердости в пластичных металлических материалах, подвергнутых деформации в условиях трения скольжения [28, 106, 124]. Видно также, что наиболее существенное снижение микротвердости от 820 до 270 HV 0,025 наблюдается в более тонком слое ~ 50 мкм (см. рисунок 6.2).

На рисунке 6.3 а представлена структура стали 04X17H10M2T в исходном закаленном состоянии, которая представляет собой аустенитную матрицу с развитой дислокационной субструктурой. Согласно результатам РФА в структуре закаленной стали 04X17H10M2T содержится

преимущественно γ -фаза (аустенит) и небольшое количество (не более 3 об. %) α -фазы (δ -феррита). На дифрактограмме, представленной на рисунке 6.3 б, присутствуют пики рентгеновских линий аустенита $(111)\gamma$, $(200)\gamma$ и $(220)\gamma$, а также пики линий $(110)\alpha$ и $(200)\alpha$ очень низкой интенсивности, соответствующие δ -ферриту. Низкая интенсивность пиков линий α -фазы свидетельствует о малом содержании δ -феррита в структуре исследуемой закаленной стали.

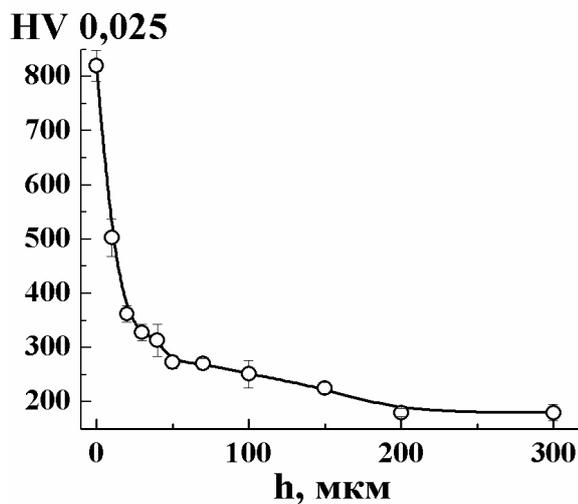


Рисунок 6.2 – Изменение микротвердости HV 0,025 по глубине h поверхностного слоя стали 04X17H10M2T после наноструктурирующего выглаживания при $n = 3$

Результаты ПЭМ показывают (рисунок 6.4), что наноструктурирующее выглаживание при $n = 1$ и $n = 3$ вызывает интенсивное диспергирование структуры тонкого (~ 5 мкм) приповерхностного слоя стали 04X17H10M2T. На микроэлектронограммах (рисунок 6.4 б, д) видны преимущественно кольцевые рефлексы аустенита $(111)\gamma$, $(200)\gamma$, $(220)\gamma$ и $(311)\gamma$, однако присутствуют и рефлексы мартенсита деформации $(220)\alpha$.

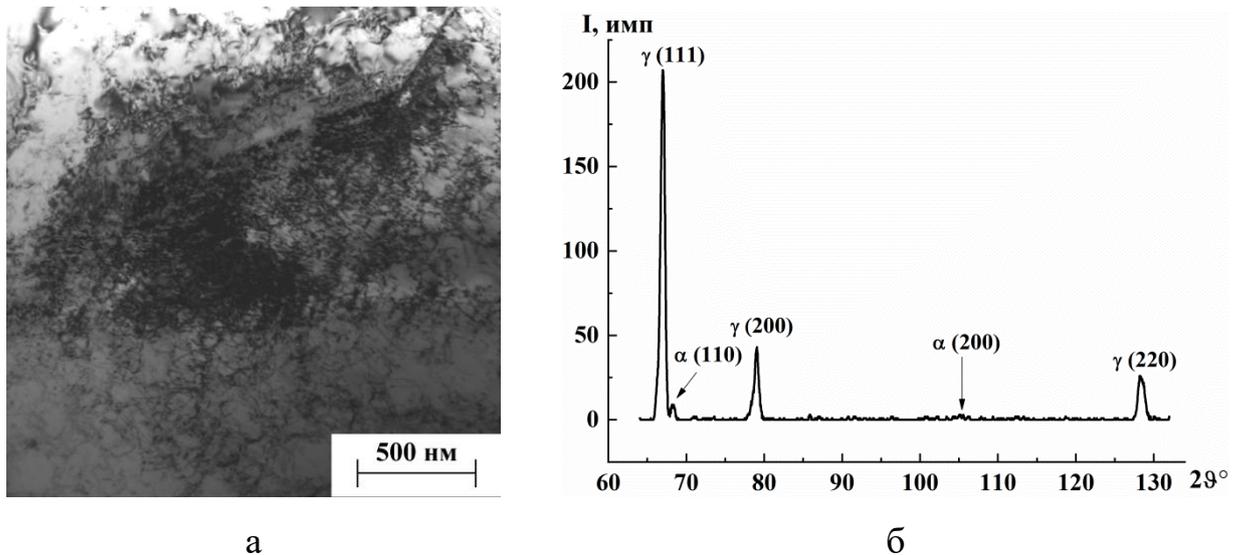


Рисунок 6.3 – Светлопольное изображение структуры (а) и рентгеновская дифрактограмма (б) стали 04X17N10M2Т в закаленном состоянии

Это согласуется с данными РФА исследуемой стали (см. таблицу 6.2). Рассматриваемые кольцевые рефлекссы характеризуются азимутальным размытием (см. рисунок 6.4 б, д), которое указывает на наличие значительных разориентировок между фрагментированными кристаллитами аустенита и мартенсита. В отдельных аустенитных зернах (отмечены стрелками на рисунке 6.4 е) развивается механическое двойникование, которое способствует фрагментации исходной аустенитной крупнокристаллической структуры и протеканию деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения. Согласно анализу темнопольных изображений в структуре исследуемой стали после наноструктурирующего выглаживания преимущественно присутствуют кристаллиты субмикронных и нано-размеров (рисунок 6.4 в, е).

В таблице 6.2 приведены результаты измерения среднего арифметического отклонения профиля Ra на участках поверхности стали 04X17N10M2Т размерами 900×1200 мкм и 42,5×55,8 мкм после различных обработок. Результаты измерения параметра Ra на участках размерами 900×1200 мкм свидетельствуют о том, что наноструктурирующее выглаживание при $n = 1, 2, 3$ после чистового точения приводит к снижению

значений данного параметра: от $Ra = 350$ нм до $Ra = 250-275$ нм (см. таблицу 6.2). Близкий уровень значений параметра Ra (210-250 нм) отмечается после фрикционной обработки электрополированной поверхности исследуемой стали при числе сканирований $n = 1$ и $n = 3$. Дальнейшее повышение числа сканирований индентором при выглаживании ($n = 7$) способствует росту значений параметра Ra до 530 нм. При фрикционной обработке рост числа сканирований индентором ($n = 5$, $n = 7$) сопровождается ростом значений параметра Ra до 300-440 нм.

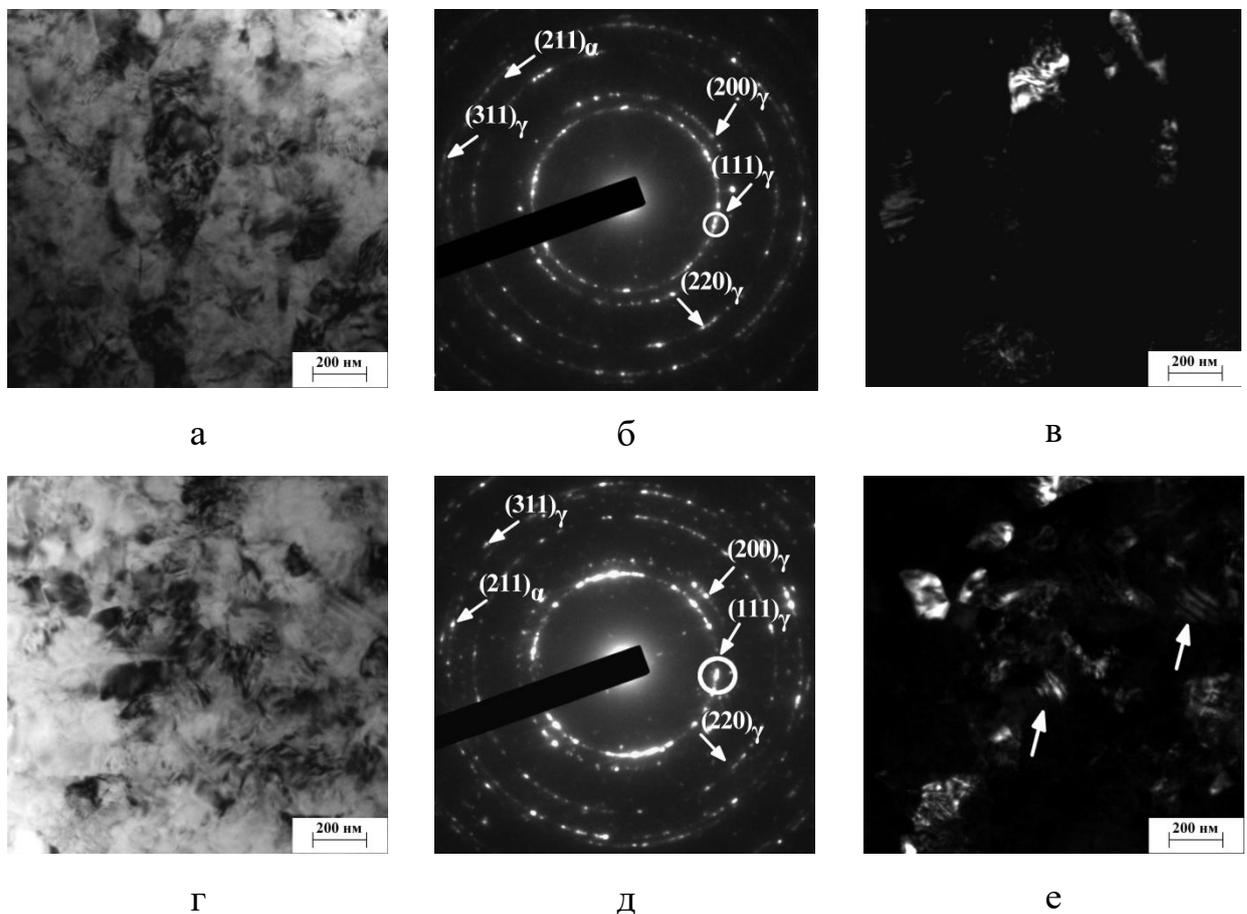


Рисунок 6.4 – Структура поверхностного слоя стали 04X17H10M2T после наноструктурирующего выглаживания при $n = 1$ (а-в) и $n = 3$ (г-е): светлопольные изображения (а, г); микродифракции (б, д); темнопольные изображения в рефлексах $(111)\gamma$ (в), $(111)\gamma$ и $(200)\gamma$ (е). На рисунке е стрелками отмечены двойники

Методом РЭМ и оптической профилометрии показано (рисунок 6.5), что наноструктурирующее выглаживание исследуемой стали при $n = 3$ (технологический режим, при котором достигается насыщение деформационного упрочнения поверхности стали) формирует качественную поверхность, которая характеризуется лишь наличием отдельных полос пластического оттеснения в отсутствии очагов адгезионного схватывания. Сформированная поверхность имеет параметры шероховатости $Ra = 260$ нм (при измерении на участке размерами 900×1200 мкм) и $Ra = 120$ нм (при измерении на участке размерами $42,5 \times 55,8$ мкм) (см. таблицу 6.2).

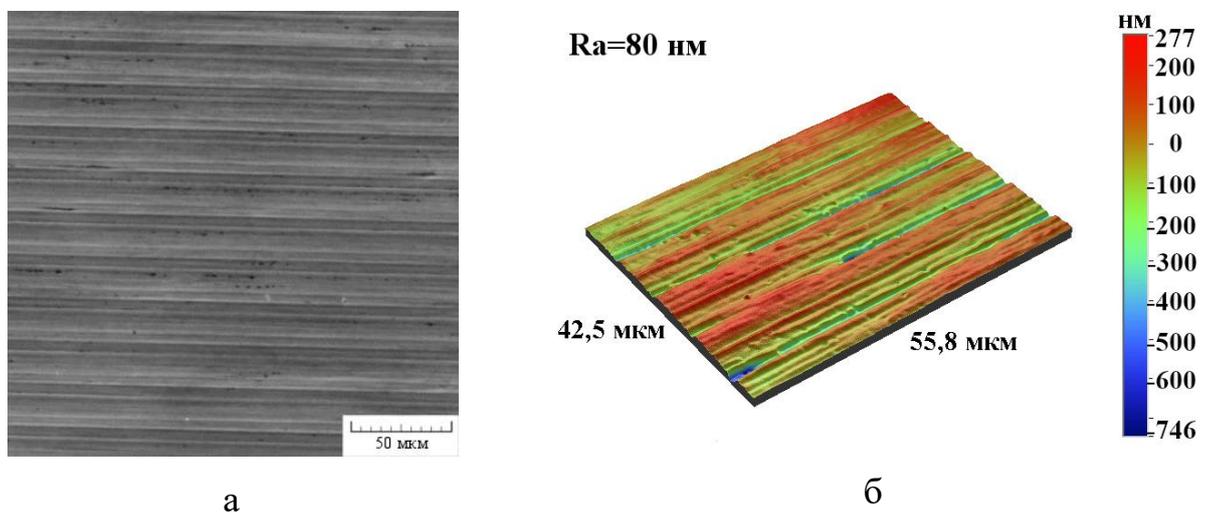


Рисунок 6.5 – Изображение (РЭМ) (а) и трехмерная профилограмма (б) поверхности стали 04X17H10M2T после выглаживания при $n = 3$

Из представленных в таблице 6.3 результатов инструментального микроиндентирования (при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н) следует, что деформационные обработки (точение и выглаживание) приводят к снижению значений максимальной h_{max} и остаточной h_p глубин вдавливания индентора в поверхностный слой закаленной аустенитной стали 04X17H10M2T. По сравнению с закалкой чистовое точение уже повышает твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердость по

Мартенсу НМ, а наноструктурирующее выглаживание способствует дополнительному росту указанных прочностных характеристик.

Таблица 6.3 – Влияние вида обработки на характеристики стали 04X17H10M2T, определяемые при микроиндентировании

Обработка	n	h_{max} , мкм	h_p , мкм	НМ, ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	W_e , 10^{-3} , мкДж	W_t , 10^{-3} , мкДж
Закалка (электрополирование)	-	$2,03 \pm$	$1,89 \pm$	$2,2 \pm$	$2,5 \pm$	$182 \pm$	$18,8 \pm$	$182,9$
		0,07	0,09	0,1	0,2	7	0,5	$\pm 4,7$
Чистовое точение	-	$1,71 \pm$	$1,45 \pm$	$3,6 \pm$	$4,0 \pm$	$183 \pm$	$24,0 \pm$	$141,9$
		0,04	0,04	0,2	0,2	6	0,9	$\pm 2,8$
Чистовое точение + наноструктурирующее выглаживание на токарно-фрезерном центре	1	$1,29 \pm$	$1,02 \pm$	$5,2 \pm$	$6,9 \pm$	$187 \pm$	$27,8 \pm$	$119,3$
		0,03	0,04	0,3	0,4	8	1,0	$\pm 5,8$
	2	$1,35 \pm$	$1,07 \pm$	$4,9 \pm$	$6,4 \pm$	$179 \pm$	$31,2 \pm$	$115,3$
		0,12	0,12	0,9	1,3	20	0,4	$\pm 9,9$
3	$1,22 \pm$	$0,95 \pm$	$5,5 \pm$	$7,6 \pm$	$178 \pm$	$34,4 \pm$	$110,3$	
	0,05	0,06	0,4	0,5	9	0,9	$\pm 3,6$	
7	$1,28 \pm$	$0,98 \pm$	$5,3 \pm$	$7,3 \pm$	$177 \pm$	$34,0 \pm$	$111,9$	
	0,06	0,08	0,4	0,8	12	2,6	$\pm 6,0$	

Контактный модуль упругости E^* исследуемой стали в закаленном состоянии и после чистового точения находится пределах 182-183 ГПа (см. таблицу 6.3). После выглаживания при $n = 1$ наблюдается незначительный рост E^* до 187 ГПа, а при дальнейшем увеличении числа сканирований индентором – его монотонное снижение до 177 ГПа (при $n = 7$). Известно, что при фрикционном воздействии модуль упругости металлических материалов может как возрастать [107], так и снижаться [27, 218]. В работе

[219] показано, что при холодной деформации на начальном этапе модуль Юнга алюминиевого сплава АА 1050 снижается, а при последующей деформации повышается.

После выглаживания наблюдается рост работы упругой деформации вдавливания W_e и снижение общей механической работы вдавливания W_t (см. таблицу 6.3). Поскольку величина W_e зависит от отношения твердости к модулю упругости материала, на упругую деформацию упрочненных слоев затрачивается более значительная работа и, как следствие, большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [185]. Наблюдаемое в результате проведения выглаживания снижение значений W_t связано с тем, что более прочные и менее пластичные поверхностные слои меньше деформируются под индентором.

Отмеченное увеличение работы W_e , а также расчетных параметров H_{IT}/E^* [188] и R [190] (см. таблицу 6.4) указывает на повышенную способность упрочненных при выглаживании слоев деформироваться в упругой области. Об увеличении сопротивления поверхности исследуемой стали пластическому деформированию после начала течения металла в результате проведения выглаживания свидетельствует рост отношения H_{IT}^3/E^{*2} (см. таблицу 6.4) [191].

Расчитанное по формуле $(1-(W_e/W_t)) \cdot 100\%$ [201] отношение характеризует пластическую составляющую работы при индентировании стальной поверхности. Из таблицы 6.4 видно, что сталь 04X17H10M2T после выглаживания (68,8-76,7 %) характеризуется меньшими величинами указанной пластической составляющей в сравнении со сталью после закалки и чистового точения (83,1-89,7 %).

Схожая тенденция изменения рассмотренных в настоящей главе измеряемых при индентировании h_{max} , h_p , HM , H_{IT} , W_e , W_t и расчетных R , H_{IT}/E^* , H_{IT}^3/E^{*2} , $(1-(W_e/W_t)) \cdot 100\%$ характеристик была отмечена для фрикционной обработки сталей 12X18H10T и 03X16H15M3T1 (см. разделы 3.2 и 3.4).

Таблица 6.4 – Рассчитанные по результатам инструментального микроиндентирования характеристики поверхности образцов из стали 04X17H10M2T после различных обработок

Обработка	n	R, %	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2} , ГПа	$(1-(W_e/W_t)) \cdot 100, \%$
Закалка (электрополирование)	-	6,3	0,014	0,0004	89,7
Чистовое точение	-	15,2	0,022	0,002	83,1
Чистовое точение + наноструктурирующее выглаживание на токарно-фрезерном центре	1	16,2	0,031	0,006	76,7
	2	20,9	0,036	0,008	72,9
	3	24,2	0,042	0,014	68,8
	7	23,6	0,041	0,013	69,6

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 6

1. Для заготовки типа «диск» из аустенитной нержавеющей стали 04X17H10M2T на токарно-фрезерном центре реализована промышленная технология наноструктурирующего выглаживания индентором из синтетического алмаза в воздушной среде.

По сравнению с фрикционной обработкой в лабораторных условиях, при наноструктурирующем выглаживании достигается повышенный уровень микротвердости поверхности исследуемой стали (710 и 825 HV 0,025 соответственно). Это обусловлено повышенной кратностью воздействия индентором на поверхность вследствие меньшей величины подачи ($f = 0,05$ мм и $f = 0,01$ мм соответственно), а также более высокой скоростью скольжения индентора ($V = 3$ м/мин и $V = 10$ м/мин соответственно). При выглаживании аустенитной стали 04X17H10M2T формируется качественная поверхность с низким значением параметра шероховатости ($Ra \sim 120$ нм), а в

поверхностном слое возникают субмикроструктурные и нанокристаллические аустенитно-мартенситные структуры.

2. Особенностью наноструктурирующего выглаживания является стабилизация аустенита к деформационному превращению, что может быть обусловлено нагревом при чистовом точении (операция, предшествующая выглаживанию) и нагревом непосредственно в процессе выглаживания при повышенной скорости и малой подачи.

3. Показано, что наноструктурирующее выглаживание приводит к повышению прочностных характеристик (твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердости по Мартенсу НМ) аустенитной стали 04X17H10M2T.

Установленные для обработки наноструктурирующим выглаживанием повышенные значения работы упругой деформации вдавливания W_e , упругого восстановления R и расчетных характеристик H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} по сравнению с характеристиками стали после закалки и чистового точения свидетельствуют о повышенной способности упрочненного при выглаживании поверхностного слоя аустенитной стали деформироваться в упругой области, а также сопротивляться деформированию и после начала пластического течения материала.

4. Таким образом, показана возможность использования обработки скользящим индентором в качестве финишной операции, обеспечивающей эффективное упрочнение и высокое качество поверхности деталей из аустенитных сталей, в условиях современного промышленного производства на многофункциональных обрабатывающих центрах.

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 α' -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 α' -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 $Cr_{23}C_6$. Комбинированная обработка с отжигом при 650 °С 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 °С, образуя «бимодальные» структуры вместе с рекристаллизованными зернами аустенита, аномальный рост которых не зафиксирован при нагреве до 900 °С.

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.

Перспективы дальнейшей разработки темы исследований.

Перспективным направлением дальнейшей разработки темы исследования диссертационной работы является применение обработок скользящим индентором (фрикционной обработки и наноструктурирующего

выглаживания) в комбинированных обработках аустенитных хромоникелевых сталей, включающих деформационное воздействие, химическое модифицирование поверхности (в частности, плазменное азотирование и плазменная цементация) и/или нанесение особо твердых и сверхтвердых тонкопленочных покрытий. Важным является установление закономерностей структурообразования и обеспечение комплекса улучшенных эксплуатационных свойств градиентно-упрочненных слоев, сформированных на поверхности «мягкой» конструкционной аустенитной нержавеющей стали указанными комбинированными способами.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ИППД – интенсивное поверхностное пластическое деформирование;

SMAT – surface mechanical attrition treatment;

ППД – поверхностная пластическая деформация;

ИПД – интенсивная пластическая деформация;

УЗО – ультразвуковая ударная обработка;

DBN – dense boron nitride (плотный нитрид бора);

ОЦК – объемно-центрированная кубическая решетка;

ГПУ – гексагональная плотноупакованная решетка;

КВД – кручение под высоким давлением;

СОТС – смазочно-охлаждающая технологическая среда;

СОЖ – смазочно-охлаждающая жидкость;

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;

РФА – рентгенофазовый анализ;

РЭМ – растровая электронная микроскопия;

ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang H.W. Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / H.W. Zhang, Z.K. Hei, G. Liu, J. Lu, K. Lu // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 1871-1881.
2. Roland T. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / T. Roland, D. Reirant, K. Lu, J. Lu. // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 1949-1954.
3. Hao Y. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel / Y. Hao, B. Deng, C. Zhong, Y. Jiang, J. Li // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2009. – Vol. 16. – Is. 2. – P. 68-72.
4. Balusamy T. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel / T. Balusamy, T.S.N.S. Narayanan, K. Ravichandran, I.S. Park., M.H. Lee // *Corrosion Science*. – 2013. – Vol. 74. – P. 332-344.
5. Sun Y. Sliding wear behavior of surface mechanical attrition treated AISI 304 stainless steel / Y. Sun // *Tribology International*. – 2013. – Vol. 57. – P. 67-75.
6. Sun Y. Improvement in tribocorrosion behavior of 304 stainless steel by surface mechanical attrition treatment / Y. Sun, R. Bailey // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 253. – P. 284-291.
7. Gatey A.M. Surface mechanical attrition treated AISI 304L steel: role of process parameters / A.M. Gatey, S.S. Hosmani, R.P. Singh // *Surface Engineering*. – 2016. – Vol. 32. – No. 1. – P. 69-78.
8. Peyre P. Surface modifications induced in 316L steel by laser peening and shot-peening. Influence on pitting corrosion resistance / P. Peyre, X. Scherpereel, L. Berthe, C. Carboni, R. Fabbro, G. Be'ranger, C. Lemaitre // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Vol. A280. – P. 294-302.

9. Ni Z. Characterization of the phase transformation in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening / Z. Ni, X. Wang, J. Wang, E. Wu // *Physica B*. – 2003. – Vol. 334. – P. 221-228.
10. Wang T. Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel / T. Wang, J. Yu, B. Dong // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 200. – P. 4777-4781.
11. Mordyuk B.N. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 458. – Is. 1-2. – P. 253-261.
12. Lee H. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel / H. Lee, D. Kim, J. Jung, Y. Pyoun, K. Shin // *Corrosion Science*. – 2009. – Vol. 51. – P. 2826-2830.
13. Hashemi B. The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel / B. Hashemi, M. Rezaee Yazdi, V. Azar // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3287-3292.
14. Zhan K. Surface mechanical properties of S30432 austenitic steel after shot peening / K. Zhan, C.H. Jiang, V. Ji // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258. – P. 9559-9563.
15. Sato H. Temperature dependence of reverse transformation induced by shot-peening for SUS 304 austenitic stainless steel / H. Sato, A. Namba, M. Okada, Y. Watanabe // *Materials Today-Proceedings*. – 2015. – Vol. 2S. – P. S707-S710.
16. Fargas G. Effect of shot peening on metastable austenitic stainless steels / G. Fargas, J.J. Roa, A. Mateo // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 641. – P. 290-296.
17. Unal O. Surface severe plastic deformation of AISI 304 via conventional shot peening, severe shot peening and re-peening / O. Unal, R. Varol // *Applied surface science*. – 2015. – Vol. 351. – P. 289-295.

18. Tadge P. Surface nano-crystallization of AISI 304 stainless steel through shot peening technique / P. Tadge, P.K. Gupta, C. Sasikumar // *Materials Today: Proceedings*. – 2015. – Vol. 2. – P. 3245-3250.

19. Suyitno. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel / Suyitno, B. Arifvianto, T.D. Widodo, M. Mahardika, P. Dewo, U.A. Salim // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 19. – Is. 12. – P. 1093-1099.

20. Lin C.W. Morphological effect governed by sandblasting and anodic surface reforming on the super-hydrophobicity of AISI 304 stainless steel / C.W. Lin, C.J. Chung, C.M. Chou, J.L. // *Thin Solid Films*. – 2016. – Vol. 620. – P. 88-93.

21. Horodek P. Positron annihilation and complementary studies of stainless steel exposed to sandblasting at different angles / P. Horodek, K. Siemek, J. Dryzek, A.G. Kobets, M. Wro // *Tribology Letters*. – 2017. – Vol. 65. – No. 1. – Art. 30.

22. Наркевич Н.А. Структура и механические свойства аустенитной азотистой стали, подвергнутой ультразвуковой ковке / Н.А. Наркевич, А.И. Толмачев, И.В. Власов, Н.С. Сурикова // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117. – № 3. – С. 300-306.

23. Клименов В.А. Структура, фазовый состав и механизмы упрочнения аустенитной стали, подвергнутой ультразвуковой обработке бойками / В.А. Клименов, Ю.Ф. Иванов, О.Б. Перевалова, Ю.Б. Торгунаков, А.И. Скугарев, С.П. Андриец // *Физика и химия обработки материалов*. – 2001. – № 1. – С. 90-97.

24. Mehranfar M. Producing nanostructured super-austenitic steels by friction stir processing / M. Mehranfar, K. Dehghani // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528. – P. 3404-3408.

25. Hajian M. Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing / M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M. Shokouhimehr // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 308. – P. 184-192.

26. Selvam K. Enhancing the erosion-corrosion resistance of steel through friction stir processing / K. Selvam, A. Ayyagari, H.S. Grewal, S. Mukherjee, H.S. Arora // *Wear*. – 2017. – Vol. 255. – Is. 386-387. – P. 129-138.

27. Юркова А.И. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикрористаллического железа / А.И. Юркова, Ю.В. Мильман, А.В. Бякова // *Деформация и разрушение материалов*. – 2009. – № 2. – С. 2-8.

28. Makarov A.V. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A.V. Makarov, R.A. Savrai, N.A. Pozdejeva, S.V. Smirnov, D.I. Vichuzhanin, L.G. Korshunov, I.Yu. Malygina // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205. – P. 841-852.

29. Бараз В.Р. Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной фазой / В.Р. Бараз, Б.Р. Картак, О.Н. Минеева // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 10. – С. 20-22.

30. Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // В кн. *Перспективные материалы. Том IV: Учебное пособие* / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тольятти: ТГУ. – 2011. – 434 с. – Глава 3. – С. 123-208.

31. Бараз В.Р. Влияние деформации трением на структуру и свойства метастабильной аустенитной хромоникелевой стали / В.Р. Бараз, О.Н. Федоренко // *Деформация и разрушение материалов*. – 2011. – № 12. – С. 15-18.

32. Макаров А.В. Повышение износостойкости закаленной конструкционной стали наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, Н.А. Поздеева, Р.А. Саврай, А.С. Юровских, И.Ю. Малыгина // Трение и износ. – 2012. – Т. 33. – № 6. – С. 444-455.

33. Макаров А.В. Фрикционная наноструктурирующая обработка стальных поверхностей // В кн. Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе / Под ред. А.А. Попова. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та. – 2014. – 252 с. – Глава 4. – С. 109-157.

34. Картак Б.Р. Определение оптимального режима деформационного упрочнения металлической ленты в условиях трения скольжения / Б.Р. Картак, В.Р. Бараз, О.Н. Федоренко // Деформация и разрушение материалов. – 2014. – № 1. – С. 32-36.

35. Макаров А.В. Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, Р.А. Саврай, Н.А. Давыдова, И.Ю. Малыгина, Н.Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115. – № 3. – С. 324-336.

36. Бараз В.Р. Влияние деформации трением на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса / В.Р. Бараз, О.Н. Федоренко, М.С. Хадыев, С.М. Задворкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – №4 (706). – С. 40-43.

37. Бараз В.Р. Особенности фрикционной обработки сталей пружинного класса / В.Р. Бараз, О.Н. Федоренко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 11. – С. 16-19.

38. Коршунов Л.Г. Структурно-фазовые превращения в стали Гадфильда при фрикционном нагружении в среде жидкого азота / Л.Г. Коршунов, В.В. Сагарадзе, Н.Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 8. – С. 856-861.

39. Макаров А.В. Влияние непрерывного и газоциклического плазменного азотирования на качество наноструктурированной поверхности аустенитной нержавеющей стали / А.В. Макаров, Н.В. Гаврилов, Г.В. Самойлова, А.С. Мамаев, А.Л. Осинцева, Р.А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструмент)*. – 2017. – № 2 (75). – С. 55-66.

40. Наркевич Н.А. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки / Н.А. Наркевич, И.А. Шулепов, И.П. Миронов // *Физика металлов и металловедение*. – 2017. – Т. 118. – № 4. – С. 421-428.

41. Коршунов Л.Г. Влияние фрикционного деформирования и оксидирования на структуру и микротвердость поверхностных слоев алюминия и силумина / Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко, И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина // *Физика металлов и металловедение*. – 2017. – Т. 118. – № 11. – С. 1176-1182.

42. Макаров А.В. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов // *Физика металлов и металловедение*. – 2019. – Т. 120. – № 3. – С. 327-336.

43. Бараз В.Р. Поверхностная пластическая деформация пружинных материалов: особенности структуры и свойств / В.Р. Бараз, Е.А. Ишина // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2023. – № 4 (814). – С. 41-45.

44. Кузнецов В.П. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай, С.А. Роговая, А.Е. Киряков // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2011. – № 11. – С. 16-26.

45. Кузнецов В.П. Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16N15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.С. Скоробогатов, П.А. Скорынина, С.Н. Лучко, В.А. Сирош, Н.М. Чекан //

Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24. – № 1. – С. 6-22.

46. Кузнецов В.П. Конечно-элементное моделирование наноструктурирующего выглаживания / В.П. Кузнецов, И.Ю. Смолин, А.И. Дмитриев, Д.И. Коновалов, А.В. Макаров, А.Е. Киряков, А.С. Юровских // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 87-97.

47. Кузнецов В.П. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементированной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, Н.А. Поздеева, Р.А. Саврай, А.С. Юровских, И.Ю. Малыгина, А.Е. Киряков // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 9. – С. 3-13.

48. Патент № 2460628 Российская Федерация, МПК В24В 39/00, В82В 3/00. Способ наноструктурирующего упрочнения поверхностного слоя прецизионных деталей выглаживанием / В.П. Кузнецов. Оpubл. 10.09.2012. – Бюл. № 25.

49. Кузнецов В.П. Теоретическое обоснование и реализация наноструктурирующего выглаживания при обработке прецизионных деталей из конструкционных сталей: Дис. док. техн. наук: 05.02.07 / Кузнецов Виктор Павлович. – Курган, 2013. – 341 с.

50. Патент № 131711 Российская Федерация, МПК В82В 3/00, В24В 39/00. Выглаживающий инструмент для наноструктурирования поверхностного слоя деталей / В.П. Кузнецов, В.Г. Горгоц, Е.М. Кузнецова. Оpubл. 27.08.2013. – Бюл. № 24.

51. Кузнецов В.П. Технология наноструктурирующего выглаживания на основе теоретического обоснования и создания инструмента с теплоотводящей системой / В.П. Кузнецов // Научно-технические аспекты наноструктурирования в машиностроении. – 2013. – № 11. – С. 19-30.

52. Кузнецов В.П. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, С.Г.

Псахье, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина, Н.А. Давыдова // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т. 17. – № 3. – С. 14-30.

53. Kuznetsov V.P. Mathematical model of thermal physics of the dual-cycle cooling system of the tool for pieces nanostructuring burnishing / V.P. Kuznetsov, A.S. Skorobogatov, V.G. Gorgots // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 770. – P. 449-455.

54. Kuznetsov V.P. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability / V.P. Kuznetsov, S.Yu. Tarasov, A.I. Dmitriev // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 217. – P. 327-335.

55. Kuznetsov V.P. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel / V.P. Kuznetsov, I.Yu. Smolin, A.I. Dmitriev, S.Y. Tarasov, V.G. Gorgots // Surface and Coatings Technology. – 2016. – Vol. 285. – P. 171-178.

56. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 8. – С. 3-21.

57. Wei X. Evolution of friction-induced microstructure of SUS 304 metastable austenitic stainless steel and its influence on wear behavior / X. Wei, M. Hua, Z. Xue, Z. J.Gao, Li // Wear. – 2009. – Vol. 267. – P. 1386-1392.

58. Ebrahimzadeh P. Influence of severe surface plastic deformation induced by shot peening on microstructure and corrosion resistance of fine grained 316 L stainless steel / P. Ebrahimzadeh, L.B. Peral, R. Gonz'alez-Martínez, E. Mardaras, I. Fern'andez-Pariente // Corrosion Science. – 2024. – Vol. 231. – Art. 111988.

59. Nikitin I., Altenberger I., Maier H.J., Scholtes B. Mechanical and thermal stability of mechanically induced near-surface nanostructures / I. Nikitin, I. Altenberger, H.J. Maier, B. Scholtes // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 403. – P. 318-327.

60. Ma Y. A repetitive thermomechanical process to produce nanocrystalline in a metastable austenitic steel / Y. Ma, J.-E. Jin, Y.-K. Lee // Scripta Materialia. – 2005. – Vol. 52. – P. 1311-1315.

61. Johannsen D.L. Influence of annealing treatment on the formation of nano/submicron grain size AISI 301 austenitic stainless steels / D.L. Johannsen, A. Kyrolainen, P.J. Ferreira // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2006. – Vol. 37A. – P. 2325-2338.

62. Chen A.Y. Thermal-induced inverse γ/α' phase transformation in surface nanocrystallization layer of 304 stainless steel / A.Y. Chen, J.B. Zhang, H.W. Song, J. Lu // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201. – P. 7462-7466.

63. Roland T. Enhanced mechanical behavior of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability / T. Roland, D. Rehrig, K. Lu, J. Lu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 445-446. – P. 281-288.

64. Herrera C. Microstructure evolution during annealing treatment of austenitic stainless steels / C. Herrera, A.F. Padilha, R.L. Plaut // *Materials Science Forum, Recrystallization and grain growth IV*. – 2012. – Vol. 715-716. – P. 913.

65. Huang J.X. Effect of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN stainless steel / J.X. Huang, X.N. Ye, J.Q. Gu, Z. Xu // *Ironmaking and Steelmaking*. – 2012. – Vol. 39. – No. 8. – P. 568-573.

66. Bakhsheshi-Rad H.R. Cold deformation and heat treatment influence on the microstructures and corrosion behavior of AISI 304 stainless steel / H.R. Bakhsheshi-Rad, B. Haerian, A. Najafizadeh, M.H. Idris, M.R.A. Kadir, E. Hamzah, M. Daroonparvar // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2013. – Vol. 52. – Is. 4. – P. 449-457.

67. Shirdel M. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect / M. Shirdel, H. Mirzadeh, M.H. Parsa // *Materials Characterization*. – 2015. – Vol. 103. – P.150-161.

68. Xiong Y. Annealing effects on microstructure and mechanical properties of cryorolled Fe-25Cr-20Ni steel / Y. Xiong, T. He, H. Li, Y. Lu, F. Ren, A.A. Volinsky // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 703. – P. 68-75.

69. Rhouma A.B. Effects of surface preparation on pitting resistance, residual stress, and stress corrosion cracking in austenitic stainless steels / A.B. Rhouma, H. Sidhom, C. Braham, J. Ledion, M.E. Fitzpatrick // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2001. – Vol. 10. – Is. 5. – P. 507-514.

70. Wang X.Y. Mechanical, electrochemical and tribological properties of nano-crystalline surface of 304 stainless steel / X.Y. Wang, D.Y. Li // *Wear*. – 2003. – Vol. 255. – P. 836-845.

71. Wang Z.D. Wear and corrosion properties of a low carbon steel processed by means of SMAT followed by lower temperature chromizing treatment / Z.D. Wang, J. Lu, K. Lu // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201. – Is. 6. – P. 2796-2801.

72. Yan W. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, K. Sun, Y. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 460-461. – P. 542-549.

73. Farias M.C.M. The influence of applied load, sliding velocity and martensitic transformation on the unlubricated sliding wear of austenitic stainless steels / M.C.M. Farias, R.M. Souza, A. Sinatora, D.K. Tanaka // *Wear*. – 2007. – Vol. 263. – P. 773-781.

74. Ma G.S. Effect of surface nanocrystallization on the tribological properties of 1Cr18Ni9Ti stainless steel / G.S. Ma, B.S. Xu, H.D. Wang, H.J. Si, D.X. Yang // *Materials Letters*. – 2011. – Vol. 65. – P. 1268-1271.

75. Feng X.Y. Wear behavior of nanocrystallised Hadfield steel / X.Y. Feng, F.C. Zhang, Z.N. Yang, M. Zhang // *Wear*. – 2013. – Vol. 305. – P. 299-304.

76. Zhang L. Electrochemical corrosion properties of the surface layer produced by supersonic fine-particles bombarding on low-carbon steel / L. Zhang, A. Ma, J. Jiang, D. Song, D. Yang J. Chen // *Surface and Coatings Technology*. – 2013. – Vol. 232. – P. 412-418.

77. Dehsorkhi R.N. The effect of grain size and martensitic transformation on the wear behavior of AISI 304L stainless steel / R.N. Dehsorkhi, S. Sabooni, F.

Karimzadeh, A. Rezaeian, M.H. Enayati // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 64. – P. 56-62.

78. Ahmed A.A. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI 316L / A.A. Ahmed, M. Mhaede, M. Wollmann, L. Wagner // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 259. – P. 448-455.

79. Karthik D. Influence of laser peening on phase transformation and corrosion resistance of AISI 321 steel / D. Karthik, S. Swaroop // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2016. – Vol. 25. – P. 2642-2650.

80. Wang P.F. Friction and wear behaviors of a gradient nano-grained AISI 316L stainless steel under dry and oil-lubricated conditions / P.F. Wang, Z. Han // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34. – P. 1835-1842.

81. ГОСТ 18296-72. Обработка поверхностным пластическим деформированием. Термины и определения. – М.: Издательство стандартов, 1972. – 9 с.

82. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий / В.Е. Панин, В.П. Сергеев, А.В. Панин. Томск: Томск. Политех. Ун-т, 2008. – 286 с.

83. Панин А.В., Перевалова О.Б., Казаченок М.С., Панина А.А., Синякова Е.А. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / под ред. Панина А.В. Томск: Издательский Дом Томского государственного университета, 2016. – 172 с.

84. Zandrahimi M. The formation of martensite during wear of AISI 304 stainless steel / M. Zandrahimi, M. Reza Bateni, A. Poladi, J.A. Szpunar // *Wear*. – 2007. – Vol. 263. – P. 674-678.

85. Hua M. Friction and wear behavior of SUS 304 austenitic stainless steel against Al₂O₃ ceramic ball under relative high load / M. Hua, X. Wei, J. Li // *Wear*. – 2008. – Vol. 265. – P. 799-810.

86. Wanga W. Friction behavior of SUS 304 metastable austenitic stainless steel sheet against DC 53 die under the condition of friction coupling plastic deformation / W. Wanga, M. Huab, X. Weia // *Wear*. – 2011. – Vol. 271. – P. 1167-1173.

87. Yun J.Y. Effect of strain-induced ε - and α' -martensitic transformations on the sliding wear resistance in austenitic Fe-Cr-C-Mn alloys / J.Y. Yun, G.S. Shin, D.H. Hur, W.S. Kang, C.H. Bae, S.J. Seon Jin Kim // *Wear*. – 2016. – Vol. 368-369. – P. 124-131.

88. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник / Л.Г. Одинцов. М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.

89. Azhari A. A review on the application of peening processes for surface treatment / A. Azhari, S. Sulaiman, A. K. P. Rao // *IOP Conference Series- Materials Science and Engineering*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3287-3292.

90. Сазанов В.П. Оценка эффективности упрочняющей обработки цилиндрических деталей из конструкционных сталей / В.П. Сазанов, В.Ф. Павлов, О.Ю. Семёнова, А.А. Прохоров // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. – 2018. – Т. 17. – № 2. – С. 164-173.

91. Novelli M. On the effectiveness of surface severe plastic deformation by shot peening at cryogenic temperature / M. Novelli, J-J. Fundenberger, P. Bocher, T. Grosdidier // *Applied Surface Science*. – 2016. – Vol. 389. – P. 1169-1174.

92. Li D. The effect of nanostructured surface layer on the fatigue behaviors of a carbon steel / D. Li, H.N. Chen, H. Xua // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255. – P. 3811-3816.

93. Neslušán M. Barkhausen noise emission of AISI 304 stainless steel originating from strain induced martensite by shot peening / M. Neslušán, P. Minárik, R. Čep, J. Uriček, K. Trojan, N. Ganev, L. Trško // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 20. – P. 748-762.

94. Антошина И.А. Особенности структурообразования при барокриодеформировании стали аустенитного класса / И.А. Антошина, П.А. Хаймович, Е.В. Черняева, Н.А. Шульгин // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 10. – С. 1048-1051.

95. Chen A.Y. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel / A.Y. Chen, H.H. Ruan, J. Wang, H.L. Chang, Q. Wang, Q. Li, J. Lu // Acta Materialia. – 2011. – Vol. 59. – P. 3697-3709.

96. Таков Г.Б. Струйная гидроабразивная обработка, управляемая магнитным полем / Г.Б. Таков, Б.Г. Македонски, Ю.М. Барон // Металлообработка. – 2008. – № 6 (48). – С. 25-28.

97. Lv J. The effects of ball milling time and surface enriched chromium on microstructures and corrosion resistance of AISI 304 stainless steel / J. Lv, W. Guo, T. Liang, M. Yang // Materials Chemistry and Physics. – 2017. – Vol. 197. – P. 79-86.

98. Peng R. Improved wear resistance by phase transformation of surface nanocrystalline 1090 steel prepared by sandblasting technique / R. Peng, L. Fu, L. Zhou // Applied Surface Science. – 2016. – Vol. 388. – P. 406-411.

99. Макаров А.В. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна / А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 4. – С. 46-55.

100. Фархшатов М.Н. Упрочнение восстановленных деталей машин поверхностным пластическим деформированием / М.Н. Фархшатов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 8. – С. 20-23.

101. Михайлюк А.И. Эволюция субструктуры электроискровых покрытий в процессе поверхностной пластической деформации / А.И. Михайлюк, Р.П. Житару // Деформация разрушения материалов. – 2009. – № 1. – С. 39-43.

102. Торбило В.М. Алмазное выглаживание / В.М. Торбило. М.: Машиностроение, 1972. – 105 с.

103. Патент РФ № 2458777, МПК В24В 39/00, В82В 3/00. Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием / В.П. Кузнецов, А.В. Макаров, А.Е. Киряков, Р.А. Саврай, А.В. Аникеев. Опубл. 20.08.2012. – Бюл. № 23.

104. Kuznetsov V.P. Effects of sliding velocity and thermal conduction of the tool on X20Cr4 steel friction coefficient and structure in nanostructuring burnishing / V.P. Kuznetsov, A.S. Skorobogatov, M.L. Lobanov, A.S. Yurovskih, M.S. Khadyev, M.S. Karabanalov // IOP Conference Series. – 2018. – Vol. 1045. – Art. 012002.

105. Nikitin I. Correlation between residual stress and plastic strain amplitude during low cycle fatigue on mechanically surface treated austenitic stainless steel AISI 304 and ferritic-pearlitic steel SAE 1045 / I. Nikitin, M. Besel // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 491. – P. 297-303.

106. Heilmann I. Orientation determination of subsurface cells generated by sliding / I. Heilmann, W.A. Clark, D.A. Rigney // Acta Metallurgica. – 1983. – Vol. 31. – No. 8. – P. 1293-1305.

107. Savrai R.A. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, S.A. Rogovaya, A.L. Osintseva // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Is. 5. – P. 43-62.

108. Putilova E.A. Effect of frictional treatment of the AISI 321 steel on the change of its hardness and magnetic characteristics / E.A. Putilova, L.S. Goruleva, S.M. Zadvorkin // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2022. – Is. 5. – P. 40-49.

109. Savrai R.A. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests / R.A. Savrai, A.L. Osintseva // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 802. – Art. 140679.

110. Makarov A.V. Thermal stability of a laser-clad NiCrBSi coating hardened by frictional finishing / A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1915. – Art. 030012.

111. Savrai R.A. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, E.G. Volkova // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 734. – P. 506-512.

112. Li W.L. Fabrication of a gradient nano-micro-structured surface layer on bulk copper by means of a surface mechanical grinding treatment / W.L. Li, N.R. Tao, K. Lu // Scripta Materialia. – 2008. – Vol. 59. – P. 546-549.

113. Fang T.H. Tension-induced softening and hardening in gradient nanograined surface layer in copper / T.H. Fang, N.R. Tao, K. Lu // Scripta Materialia. – 2014. – Vol. 77. – P. 17-20.

114. Makarov A.V. Raising the heat and wear resistances of hardened carbon steels by friction strengthening treatment / A.V. Makarov, L.G. Korshunov, I.Yu. Malygina, I.L. Solodova // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49. – No. 3-4. – P. 150-156.

115. Makarov A.V. Effect of strengthening friction treatment on the chemical composition, structure, and tribological properties of a high-carbon steel / A.V. Makarov, L.G. Korshunov, V.B. Vykhodets, T.E. Kurennykh, R.A. Savrai // Physics of Metals and Metallography. – 2010. – Vol. 110. – Is. 5. – P. 507-521.

116. Makarov A.V. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A.V. Makarov, R.A. Savrai, E.S. Gorkunov, A.S. Yurovskikh, I.Yu. Malygina, N.A. Davydova // Physical Mesomechanics. – 2015. – Vol. 18. – Is. 1. – P. 43-57.

117. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

118. Yang Z.Y. Sliding wear of 304 and 310 stainless steels / Z.Y. Yang, M.G.S. Naylor, D.A. Rigney // *Wear*. – 1985. – Vol. 105. – P. 73-86.
119. Kerridge M. The stages in a process of severe metallic wear / M. Kerridge, J.K. Lancaster // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*. – 1956. – Vol. 236. – No. 1205. – P. 250-264.
120. Rigney D.A. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials / D.A. Rigney // *Wear*. – 2000. – Vol. 245. – P. 1-9.
121. Вичужанин Д.И. Напряженно-деформированное состояние и поврежденность при фрикционной упрочняющей обработке плоской стальной поверхности скользящим цилиндрическим индентором / Д.И. Вичужанин, А.В. Макаров, С.В. Смирнов, Н.А. Поздеева, И.Ю. Малыгина // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2011. – № 6. – С. 61-69.
122. Терещенко Н.А. Влияние деформационных двойников на упрочнение хромомарганцевых аустенитных сталей / Н.А. Терещенко, А.И. Уваров, И.Л. Яковлева // *Деформация и разрушение материалов*. – 2010. – № 3. – С. 1-6.
123. Sachin B. Analysis of surface hardness and surface roughness in diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel / B. Sachin, S. Narendranath, D. Chakradhar // *IOP Conference Series*. – 2019. – Vol. 577. – Art. 012075.
124. Dautzenberg J.H. Quantitative determination of deformation by sliding wear / J.H. Dautzenberg, J.H. Zaat // *Wear*. – 1973. – Vol. 23. – No. 1. – P. 9-19.
125. Chen X.H. Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel / X.H. Chen, J. Lu, L. Lu, K. Lu. // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 52. – P. 1039-1044.
126. Гольдштейн М.И. Специальные стали: Учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. 2-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1999. – 408 с.

127. Olson G.B. Cohen M. A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations / G.B. Olson, M. Cohen // *Journal of the Less-Common Metals*. – 1972. – № 28. – P. 107-118.

128. Коршунов Л.Г. Структурные превращения, упрочнение и износостойкость никелида титана при адгезионном и абразивном изнашивании / Л.Г. Коршунов, В.Г. Пушин, Н.Л. Черненко, В.В. Макаров // *Физика металлов и металловедение*. – 2010. – Т. 110. – № 1. – С. 94-105.

129. Литовченко И.Ю. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением / И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюменцев, С.А. Аккузин, Е.П. Найден, А.В. Корзников // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117. – № 8. – С. 875-884.

130. Мельников Е.В. Фазовый состав, структура и механические свойства аустенитных сталей 08X18H9T и 01X17H13M3 после прокатки / Е.В. Мельников, Е.Г. Астафурова, Г.Г. Майер // *Вестник Тамбовского университета. Естественные и технические науки. Физика*. – 2016. – Т. 21. – № 3. – С. 1156-1159.

131. Hajian M. Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel / M. Hajian, A. Abdollah-zadeh, S.S. Rezaei-Nejad, H. Assadi, S.M.M. Hadavi, K. Chung, M. Shokouhimehr // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 67. – P. 82-94.

132. Li Y. Improvement in the tribological behaviour of surface-nanocrystallised 304 stainless steel through supersonic fine particle bombardment / Y. Li, Lian Y., F. Jing, T. He, Y. Zou // *Applied Surface Science Volume*. – 2023. – Vol. 627. – Art. 157334.

133. Litovchenko I.Yu. Effect of liquid nitrogen and warm deformation on the microstructure and mechanical properties of 321-type metastable austenitic steel / I.Yu. Litovchenko, S.A. Akkuzin, N.A. Polekhina, K.V. Almaeva, E.N.

Moskvichev, A.N. Tyumentsev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 824. – Art. 141525.

134. Аккузин С.А. Влияние деформации и кратковременных высокотемпературных отжигов на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали 02X17H14M3 / С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2019. – Т. 62. – № 8. – С. 190-195.

135. Yonezu A. A method to estimate residual stress in austenitic stainless steel using a microindentation test / A. Yonezu, R. Kusano, T. Hiyoshi, X. Chen // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2015. – Vol. 24. – P. 362–372.

136. Макаров А.В. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением / А.В. Макаров, С.Н. Лучко, В.А. Шабашов, Е.Г. Волкова, А.Л. Осинцева, А.Е. Заматовский, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе // *Физика металлов и металловедение*. – 2017. – Т. 118. – № 1. – С. 55-68.

137. Макаров А.В. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2015. – № 4 (34). – С. 60-68.

138. Savrai R.A., Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The behavior of gas powder laser clad NiCrBSi coatings under contact loading / R.A. Savrai, A.V. Makarov, N.N. Soboleva, I.Yu. Malygina, A.L. Osintseva // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2016. – Vol. 25. – No. 3. – P. 1068-1075.

139. Arora H.S. Wear behaviour of a Mg alloy subjected to friction stir processing / H.S. Arora, H. Singh, B.K. Dhindaw // *Wear*. – 2013. – Vol. 303. – P. 65-77.

140. Zhilyaev A.P. Wear resistance and electroconductivity in copper processed by severe plastic deformation / A.P. Zhilyaev, I. Shakhova, A. Belyakov, R. Kaibyshev, T.G. Langdon // *Wear*. – 2013. – Vol. 305. – P. 89-99.

141. Hashemi R. Wear performance of Al/TiN dispersion strengthened surface composite produced through friction stir process: A comparison of tool geometries and number of passes / R. Hashemi, G. Hussain // *Wear*. – 2015. – Vol. 324-325. – P. 45-54.

142. Basu K. Effect of grain size on stability and room temperature low cycle fatigue behaviour of solution annealed AISI 316LN austenitic stainless steel / K. Basu, M. Das, D. Bhattacharjee, P.C. Chakraborti // *Materials Science and Technology*. – 2007. – Vol. 23. – P. 1278-1284.

143. Ravi Kumar B. Effect of texture on corrosion behavior of AISI 304L stainless steel / B. Ravi Kumar, R. Singh, B. Mahato, P.K. De, N.R. Bandyopadhyay, D.K. Bhattacharya // *Materials Characterization*. – 2005. – Vol. 54. – Is. 2. – P. 141-147.

144. Chui P. Effect of surface nanocrystallization induced by fast multiple rotation rolling on hardness and corrosion behavior of 316L stainless steel / P. Chui, K. Sun, C. Sun, X. Yang, T. Shan // *Applied Surface Science*. – 2011. – Vol. 257. – Is. 15. – P. 6787-6791.

145. Balusamy T. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behaviour of AISI 409 stainless steel / T. Balusamy, S. Kumar, T.S.N. Sankara Narayanan // *Corrosion Science*. – 2010. – Vol. 52. – P. 3826-3834.

146. Turnbull A. Sensitivity of stress corrosion cracking of stainless steel to surface machining and grinding procedure / A. Turnbull, K. Mingard, J.D. Lord, B. Roebuck, D.R. Tice, K.J. Mottershead, N.D. Fairweather, A.K. Bradbury // *Corrosion Science*. – 2011. – Vol. 53. – Is. 10. – P. 3398-3415.

147. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. М.: Логос, 2000. – 272 с.

148. Красноперова Ю.Г. Влияние температуры отжига на рекристаллизацию никеля с ультрадисперсной структурой различного типа / Ю.Г. Красноперова, М.В. Дегтярев, Л.М. Воронова, Т.И. Чащухина // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – № 7. – С. 279-286.

149. Попов В.В. Наноструктурирование Nb кручением под высоким давлением в жидком азоте и термическая стабильность полученной структуры / В.В. Попов, Е.Н. Попова, А.В. Столбовский, В.П. Пилюгин, Н.К. Архипова // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113. – № 3. – С. 312-318.

150. Oh-ishi K. Fabrication and thermal stability of a nanocrystalline Ni-Al-Cr alloy: comparison with pure Cu and Ni / K. Oh-ishi, Z. Horita, D. J. Smitz, R. Z. Valiev, M. Nemoto, T. G. Langdon // Journal of Materials Research. – 1999. – Vol. 14. – Is. 11. – P. 4200-4207.

151. Popov V.V. Structure and thermal stability of Cu after severe plastic deformation / V.V. Popov, A.V. Stolbovsky, E.N. Popova, V.P. Pilyugin // Defect and Diffusion Forum. – 2010. – Vol. 297-301. – P. 1312-1321.

152. Stolbovsky A.V. Structure, thermal stability, and state of grain boundaries of copper subjected to high-pressure torsion at cryogenic temperatures / A.V. Stolbovsky, V.V. Popov, E.N. Popova, V.P. Pilyugin // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2014. – Vol. 78. – Is. 9. – P. 908-916.

153. Karimi M. Effect of martensite to austenite reversion on the formation of nano/submicron grained AISI 301 stainless steel / M. Karimi, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, M. Eskandari // Materials Characterization. – 2009. – Vol. 60. – P. 1220-1223.

154. Патент № 86331 Украина, МПК C22C 26/00, C04B 35/14, C04B 35/52, C04B 41/85. Спосіб виготовлення виробів з композиційного матеріалу на основі алмазу / О.О. Шульженко, О.О. Розенберг, В.Г. Гаргін, Н.О. Русинова. Опубл. 10.04.2009. – Бюл. № 7.

155. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
156. Klein C.A. Anisotropy of Young's modulus and poisson's ratio in diamond / C.A. Klein // *Materials Research Bulletin*. – 1992. – Vol. 27. – P. 1407-1414.
157. D'Evelyn M.P. Elastic properties of polycrystalline cubic boron nitride and diamond by dynamic resonance measurements / M.P. D'Evelyn, K. Zgonc // *Diamond and Related Materials*. – 1997. – Vol. 6. – Is. 5-7. – P. 812-816.
158. Okamoto S. Mechanical properties of WC/Co cemented carbide with larger WC grain size / S. Okamoto, Y. Nakazono, K. Otsuka, Y. Shimoitani, J. Takada // *Materials Characterization*. – 2005. – Vol. 5. – Is. 4-5. – P. 281-287.
159. Кузнецов В.П. Методика определения параметров инструмента для упругого выглаживания деталей на основе моделирования нелинейной динамики процесса / В.П. Кузнецов // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2009. – № 3 (20). – С. 18-26.
160. Кузнецов В.П. Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей / В.П. Кузнецов // *Металлообработка*. – 2010. – № 1. – С. 7-16.
161. Патент № 62554 Российская Федерация, МПК В24В 39/02. Выглаживатель / В.Г. Горгоц, В.П. Кузнецов, В.Ф. Губанов. Оpubл. 27.04.2007. – Бюл. № 12.
162. ГОСТ 20799-88. Масла индустриальные. Технические условия. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 5 с.
163. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
164. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002). Металлы и сплавы. измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. – М.: Стандартинформ, 2013. – 23 с.
165. Макаров А.В. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В.

Макаров, П.А. Скорынина, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты.* – 2015. – № 4 (69). – С. 80-92.

166. 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. – No. 040035. – 4 p.

167. Макаров А.В. Вихретоковый контроль фазового состава и твердости метастабильной аустенитной стали после различных режимов наноструктурирующей фрикционной обработки / А.В. Макаров, Э.С. Горкунов, П.А. Скорынина, Л.Х. Коган, А.С. Юровских, А.Л. Осинцева // *Дефектоскопия.* – 2016. – № 11. – С. 15-26.

168. 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.

169. Макаров А.В. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.С. Юровских, А.Л. Осинцева // *Физика металлов и металловедение.* – 2017. – Т. 118. – № 12. – С. 1300-1311.

170. 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.

171. Макаров А.В. Влияние фрикционной обработки на структуру, микромеханические и трибологические свойства аустенитной стали 03X16H14M3T / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, Е.Г. Волкова, А.Л.

Осинцева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2019.– № 12. – С. 21-24.

172. 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.

173. 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.

174. Воронков Б.Д., Виноградов Ю.М., Лазарев Г.Е., Лебедев Б.И., Михалин В.М., Теплицкий Е.Я. Износостойкие материалы в химическом машиностроении: Справочник / Под ред. Ю.М. Виноградов. Л.: Машиностроение, 1977. – 256 с.

175. Pintaude G. The effects of abrasive particle size on the sliding friction coefficient of steel using a spiral pin-on-disk apparatus / G. Pintaude, D.K. Tanaka, A. Sinatora // *Wear.* – 2003. – Vol. 255 (1-6). – P. 55-59.

176. Корчунов А.Г. Особенности изменения механических свойств холоднодеформированной эвтектоидной стали при механотермической обработке / А.Г. Корчунов, Н.А. Терещенко, Ю.Ю. Ефимова, М. Дабала, Д.К. Долгий // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова.* – 2014.– № 1. – С. 58-62.

177. Рыбин В.В. Фрагментация кристаллов при наличии деформационного двойникования и динамической рекристаллизации / В.В. Рыбин, Н.Ю. Золоторевский, Э.А. Ушанова // *Физика металлов и металловедение.* – 2015. – Т. 116. – № 7. – С. 769-784.

178. Коршунов Л.Г. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства / Л.Г. Коршунов, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко // *Развитие идей академика В.Д. Садовского: Сборник трудов.* Екатеринбург: ООО «Квист». – 2008. – С. 218-241.

179. Утяшев Ф.З. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах / Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 104. – № 6. – С. 605-617.

180. Конева Н.А. Современная картина стадий пластической деформации / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Вестник Томского государственного университета. – 2003. – Т. 8. – С. 514-518.

181. Рудской А.И. Ультрамелкозернистые металлические материалы / А.И. Рудской, Г.Е.Коджаспиров. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 360 с.

182. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А., Попова Н.А., Курзина И.А. Основы пластической деформации наноструктурных материалов / Под ред. А.М. Глезера. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. – 304 с.

183. Владимиров В.И. Дисклинации в кристаллах / Владимиров В.И., Романов А.Е. Л.: Наука, 1986. – 233 с.

184. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин М.: Metallurgia, 1986. – 224 с.

185. Oliver W.C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W.C. Oliver, J.M. Pharr // Journal of Materials Research. – 1992. – Vol. 7. – No. 6. – P. 1564-1583.

186. Макаров А.В. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, Л.Ю. Егорова // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111. – № 1. – С. 97-111.

187. Savrai R.A. Effect of frictional treatment on the microstructure and surface properties of low-carbon steel / R.A. Savrai, N.A. Davydova, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053. – Art. 040087.

188. Cheng Y.T. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation / Y.T. Cheng, C.M. Cheng // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73. – No. 5. – P. 614-618.

189. Page T.F. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique / T.F. Page, S.V. Hainsworth // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 61. – Is. 1-3. – P. 201-208.

190. Петржик М.И. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта / М.И. Петржик, Е.А. Левашов // *Кристаллография*. – 2007. – Т. 52. – № 6. – С. 1002-1010.

191. Mayrhofer P.H. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings / P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, J. Musil // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vol. 174-175. – P. 725-731.

192. Mumtaz K. Detection of martensite transformation in high temperature compressively deformed austenitic stainless steel by magnetic NDE technique / K. Mumtaz, S. Takahashi, J. Echigo, L.F. Zhang, Y. Kamada, M. Sato // *Journal of Materials Science*. – 2003. – Vol. 38. – No. 14. – P. 3037-3050.

193. Shabashov V.A. Deformation-induced phase transitions in a high-carbon steel / V.A. Shabashov, L.G. Korshunov, A.G. Mukoseev, V.V. Sagaradze, A.V. Makarov, V.P. Pilyugin, S.I. Novikov, N.F. Vildanova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. A346. – P. 196-207.

194. Пумпянский Д.А. Особенности формирования прочностных характеристик труб из массовых марок нержавеющей стали аустенитного класса при комнатной и повышенных температурах / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.М. Хаткевич, А.Н. Мальцева, Д.В. Жучков // *Металлы*. – 2023. – № 2. – С. 48-58.

195. Сагарадзе В.В. Аномальные диффузионные фазовые превращения в сталях при интенсивной холодной деформации / В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов // *Физика металлов и металловедение*. – 2011. – Т. 112. – № 2. – С. 155-174.

196. Шабашов В.А. Деформационное растворение карбидов типа $Me(V, Mo)-C$ в высокомарганцовистой стали при фрикционном воздействии / В.А. Шабашов, Л.Г. Коршунов, А.Е. Заматовский, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе, И.И. Косицына // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113. – № 9. – С. 963-970.

197. Scheriau S. Deformation mechanisms of a modified 316L austenitic steel subjected to high pressure torsion / S. Scheriau, Z. Zhang, S. Kleber, R. Pippan // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – P. 2776-2786.

198. Литовченко И.Ю. Закономерности и механизмы пластической деформации металлических материалов в условиях фазовой нестабильности в полях напряжений: Дис. док. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Литовченко Игорь Юрьевич. – Томск, 2019. – 230 с.

199. Рыбальченко О.В. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру, механические и служебные свойства стали 08X18H10T: Дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Рыбальченко Ольга Владиславовна. – Москва, 2014. – 167 с.

200. Рудской А.И. Новый способ интенсивного пластического деформирования металлов / А.И. Рудской, А.А. Богатов, Д.Ш. Нухов, А.О. Толкушкин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 1. – С. 5-8.

201. Мильман Ю.В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования / Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова // Вопросы атомной науки и техники. – 2011. – № 4. – С. 182-187.

202. 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.

203. Макаров А.В. Влияние нагрева на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, Е.Г. Волкова, А.Л. Осинцева // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119. – № 12. – С. 1257-1264.

204. Макаров А.В. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей / А.В. Макаров, Р.А. Саврай, П.А. Скорынина, Е.Г. Волкова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 1. – С. 62-69.

205. Гойхенберг Ю.Н. Упрочнение нержавеющей стали для изготовления мембран датчиков высоких давлений / Ю.Н. Гойхенберг, А.Я. Заславский, Д.А. Мирзаев, И.В. Антоненко, Т.Н. Ульянова // Физика металлов и металловедение. – 1992. – № 5. – С. 118-123.

206. Lo K.H. Recent developments in stainless steels / K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai // Materials Science and Engineering R: Reports. – 2009. – Vol. 65. – P. 39-104.

207. Zheng Z.J. Achieving high strength and high ductility in 304 stainless steel through bi-modal microstructure prepared by post-ECAP annealing / Z.J. Zheng, J.W. Liu, Y. Gao // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 680. – P. 426-432.

208. Сагарадзе В.В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. – 720 с.

209. 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.

210. Скорынина П.А. Влияние фрикционной обработки и жидкостной цементации на сопротивление общей коррозии хромоникелевых аустенитных

сталей / П.А. Скорынина, А.В. Макаров, Р.А. Саврай // *Frontier Materials and Technologies*. – 2023. – № 4. – С. 109-119.

211. Боуден Ф.П. Трение и смазка твердых тел / Ф.П. Боуден, Д. Тейбор. М.: Машиностроение. – 1968. – 543 с.

212. Chen X. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels / X. Chen, M. Gussev, M. Balonis, M. Bauchy, G. Sant // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 203. – Art. 109614.

213. Yin S. Effects of the strain rate of prior deformation on the wear-corrosion synergy of carbon steel / S. Yin, D.Y. Li, R. Bouchard // *Wear*. – 2007. – Vol. 263. – P. 801-807.

214. Скоробогатов А.С. Управление формированием структуры и свойств поверхностного слоя мартенситных сталей при высокоскоростном наноструктурирующем выглаживании с теплоотводом: Дис. канд. техн. наук: 05.16.09 / Скоробогатов Андрей Сергеевич. – Екатеринбург, 2018. – 142 с.

215. Вологжанина С.А. Исследование влияния низких температур и деформаций на свойства аустенитной стали 12Х18Н10Т / С.А. Вологжанина, А.Ф. Иголкин, А.П. Петкова // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. – 2019. – Т. 25. – № 4. – С. 83-93.

216. Мазничевский А.Н. Электронно-микроскопические исследования выделений избыточных фаз, оказывающих влияние на межкристаллитную коррозию хромоникелевых аустенитных сталей / А.Н. Мазничевский, Ю.Н. Гойхенберг, Р.В. Сприкут // *Физика металлов и металловедение*. – 2021. – Т. 122. – № 4. – С. 388-395.

217. Cagan S.C. Artificial neural networks in mechanical surface enhancement technique for the prediction of surface roughness and microhardness of magnesium alloy / S.C. Cagan, M. Aci, B.B. Buldum, C. Aci // *Bulletin of the Polish Academy of Sciences-Technical Sciences*. – 2019. – Vol. 67. – Is. 4. – P. 729-739.

218. Savrai R.A. Effect of frictional treatment on the microstructure and surface properties of low-carbon steel / R.A. Savrai, N.A. Davydova, A.V.

Makarov, I.Yu. Malygina // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2053. – Art. 040087.

219. Chandra T. Change of Young's modulus of cold-deformed aluminum AA 1050 and of AA 2024 (T65): a comparative study / T. Chandra, K. Tsuzaki, M. Militzer, C. Ravindran // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 539-543. – P. 293-298.

ПРИЛОЖЕНИЕ А.

Акт о практическом применении результатов диссертационной работы


**ПРЕДПРИЯТИЕ
«СЕНСОР»**
общество с ограниченной ответственностью

Россия, 640027, г. Курган,
ул. Омская, 78А
тел./факс: (3522) 54-52-37
<http://www.sensor45.ru>
E-mail: priem-sensor@mail.ru

КУРГАНСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ №8599
ПАО СБЕРБАНК Г. КУРГАН
р/с 40702810632000103101, к/с 30101810100000000650
БИК 043735650 ИНН 4501005800
ОКОНХ 71110 ОКПО 22986183

АКТ

о практическом применении результатов диссертационной работы
Скорыниной Полины Андреевны
на тему «Упрочнение и повышение износостойкости аустенитных хромоникелевых сталей
наноструктурирующими фрикционными и комбинированными деформационно-
термическими обработками»
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящим актом удостоверяется, что результаты диссертационной работы Скорыниной П.А. имеют практическое значение для совершенствования технологий производства и повышения износостойкости деталей трибосопряжений из аустенитных сталей, применяемых в трубопроводной арматуре, за счет проведения совместных исследований используемого на предприятии процесса наноструктурирующего выглаживания поверхности стали 04X17H10M2T. Полученные результаты и установленные режимы поверхностного упрочнения данной стали занесены в технологическую базу предприятия.

Директор по качеству

ООО «Предприятие «Сенсор», г. Курган»



В.В. Воропаев

ПРИЛОЖЕНИЕ Б.

Акт внедрения


**ТОЛЬЯТТИНСКИЙ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ**


МИНОБРАЗОВАНИЯ РОССИИ
 федеральное государственное бюджетное
 образовательное учреждение высшего образования
 «Тольяттинский государственный университет»
**Научно-исследовательский институт
 прогрессивных технологий
 (НИИПТ)**

ОКПО 35914968 Белорусская ул., 14, г. Тольятти,
 ОГРН 1036300997567 Самарская обл., 445020
 ИНН 6320013673 Телефон (8482) 44-95-45
 КПП 632401001 E-mail: office_nipt@ttsu.ru
 http://www.ttsu.ru

25.09.2024 № _____
 на № _____ от _____

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов диссертационной работы Скорыниной П.А. на тему
 «Упрочнение и повышение износостойкости аустенитных
 хромоникелевых сталей наноструктурирующими фрикционными и
 комбинированными деформационно-термическими обработками»,
 представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Результаты диссертационной работы Скорыниной П.А. по влиянию
 фрикционных и деформационно-термических обработок на структурно-фазовое
 состояние, микромеханические и трибологические свойства аустенитных
 хромоникелевых сталей использованы в учебном пособии «Перспективные
 материалы: учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2023.
 – Т. X. – 536 с.» в главе 6 «Современные деформационные и комбинированные
 способы упрочнения стальных поверхностей», с. 310-406, ссылки на ее работы: 43,
 47, 48, 49, 50, 79, 87, 126, 128.

Указанное учебное пособие, рекомендованное к изданию кафедрой
 «Нанотехнологии, материаловедение и механика» Тольяттинского
 государственного университета (ТГУ) и допущенное ФУМО по укрупненной группе
 специальностей и направлений 22.00.00 «Технологии материалов» в качестве
 учебного пособия, используется в ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный
 университет» в учебном курсе по дисциплине «Материаловедение и технологии
 современных и перспективных материалов» направления подготовки магистров
 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Директор НИИ Прогрессивных
 технологий ТГУ,
 д.т.н., профессор



Д.Л. Мерсон