

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



На правах рукописи

САВРАЙ Роман Анатольевич

**АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОЙ И КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНОЙ
ПРОЧНОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ СТАЛЕЙ И
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ**

2.6.17. Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Екатеринбург – 2024

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

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

Официальные оппоненты: **САЛИЩЕВ Геннадий Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», профессор кафедры материаловедения и нанотехнологий;

СИМОНОВ Юрий Николаевич, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», заведующий кафедрой металловедения, термической и лазерной обработки металлов;

МЕРСОН Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий

Защита состоится «26» декабря 2024 г. в 14-00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620062, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета)

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?d=12&rid=6405>

Автореферат разослан «___» _____ 2024 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Селиванова Ольга Владимировна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Задача повышения прочности металлов и сплавов находится в ряду наиболее актуальных проблем в современном материаловедении. Развитие техники и технологий показало, что стандартные механические характеристики (такие как предел текучести и временное сопротивление разрыву) недостаточно полно отражают прочность материала в условиях эксплуатации. Это обусловило необходимость изучения прочности материала при его работе в конструкции, то есть, с учетом разнообразных конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов. В этом случае используются данные, получаемые в ходе специально поставленных экспериментов и в процессе эксплуатации¹. Соответственно, комплекс характеристик, обеспечивающих надежную и длительную работу материала в условиях эксплуатации, называется конструкционной прочностью. Надежность (свойство материала противостоять внезапному или хрупкому разрушению) определяется такими характеристиками, как статическая прочность, пластичность, ударная вязкость, трещиностойкость. Долговечность (свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения) определяется такими характеристиками, как усталостная прочность, контактная прочность, сопротивление коррозии, износостойкость, жаростойкость, радиационная стойкость и другие².

Долговечность деталей во многом определяется состоянием поверхностного слоя. Поэтому обеспечение высокого качества поверхностей деталей машин технологическими способами с применением новых финишных методов обработки является одной из актуальных задач современного машиностроительного производства³. Существуют различные методы финишных обработок, среди которых достаточно широкое распространение получили методы поверхностного пластического деформирования (ППД), а также создание функциональных покрытий. Повышение комплекса механических свойств металлических материалов с помощью ППД, как правило, достигается за счет сглаживания микронеровностей, упрочнения поверхностных слоев, создания в них благоприятных остаточных напряжений сжатия, а также перевода их структуры в субмикро- и нанокристаллическое состояние. По способу воздействия на обрабатываемую поверхность в соответствии с ГОСТ 18296-72 методы ППД подразделяют на две большие группы: статические и ударные методы. Выбор метода ППД производится исходя из необходимости достижения наилучшего качества, пригодности для обрабатываемых материалов и с учетом конкретных технологических условий⁴.

Разрушение деталей и элементов конструкций вследствие усталости металла считается одним из самых опасных, поэтому задачу повышения конструкционной прочности нельзя рассматривать в отрыве от такого явления, как усталость. Остаточный ресурс металла при этом определяется возникающими при циклических нагрузках процессами накопления усталостной деградации, приводящими, в конечном итоге, к возникновению, развитию и распространению усталостных трещин. Увеличение ресурса

¹ Порошин В.Б. Конструкционная прочность. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2019. – 335 с.

² материаловедение / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.

³ Финишная обработка поверхностей при производстве деталей / Под общ. ред. С.А. Чижика, М.Л. Хейфеца. – Минск : Беларуская навука, 2017. – 376 с.

⁴ Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.

элементов конструкций, подвергающихся в процессе эксплуатации воздействию циклических нагрузок, приводит к необходимости исследований сопротивления усталости металлических материалов на больших базах нагружения (10^8 циклов и более) с учетом влияния конструктивных и эксплуатационных факторов^{5,6,7,8}. Важно подчеркнуть, что работоспособность многих деталей машин и механизмов определяет контактно-усталостная прочность, поскольку передача нагрузок между различными деталями происходит по площадкам контакта. Контактно-усталостные, в том числе ударные нагрузки возникают в различных машинах ударного действия (прессы, молоты, дробилки и др.), в контакте «колесо – рельс», подшипниках качения, зубчатых колесах, муфтах и других передаточных механизмах. Отметим, что в случае передаточных механизмов, удары также могут возникать при переключении передач. Пульсирующий контакт часто возникает вследствие неточностей изготовления и увеличенными зазорами в сопряжениях, что может приводить к накоплению большого числа циклов за сравнительно короткое время, например, в условиях воздействия вибрации. В этой связи изучение контактного разрушения в области гигацикловой усталости имеет большое научное и практическое значение, в частности, для длительно эксплуатируемого железнодорожного транспорта. При этом контактное нагружение по схеме пульсирующего контакта может быть эффективным для оценки контактной выносливости покрытий и поверхностно упрочненных материалов, поскольку при таком нагружении зарождение трещин начинается с поверхности (в отличие от схемы качения, когда зарождение трещин может протекать и в подповерхностных слоях)⁹. Оценка циклической прочности материалов при гигацикловом контактно-усталостном нагружении также обычно проводится по схеме качения, и в научной литературе практически отсутствуют сведения о результатах испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего контакта.

При поверхностном упрочнении материалов важной задачей является оценка прочности, пластичности и способности поверхностного слоя выдерживать контактные нагрузки и сопротивляться разрушению. Значительное отличие структуры и свойств поверхностного слоя от основного материала, а также во многих случаях небольшая толщина упрочненного слоя, обуславливают необходимость исследования и аттестации поверхности непосредственно на микро и наномасштабных уровнях. Таким образом, для контроля свойств покрытий, модифицированных поверхностных слоев, порошковых и композиционных материалов требуется локальный способ нагружения, который может быть реализован при индентировании. Кроме того, одной из проблем прогнозирования свойств материалов является эмпирический характер получаемых результатов, которые не всегда могут быть однозначно экстраполируемыми на другие материалы и условия эксплуатации. Возможным решением данной проблемы является поиск некоторых обобщенных параметров разрушения, позволяющих сравнивать материалы разных классов и прогнозировать их свойства при определенных силовых воздействиях. В

⁵ Bathias C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – New York: CRC Press, 2004. – 328 p.

⁶ Махутов Н.А. Усталость металлов в широком диапазоне числа циклов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 37-41.

⁷ Ботвина Л.Р. Гигацикловая усталость – новая проблема физики и механики разрушения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 41-51.

⁸ Матохнюк Л.Е., Войналович А.В., Яковлева Т.Ю. Сопротивление усталости материалов на больших базах нагружения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – Т. 70. – № 4. – С. 52-56.

⁹ Орлов А.В., Черменский О.Н., Нестеров В.М. Испытания конструкционных материалов на контактную усталость. – М.: Машиностроение, 1980. – 110 с.

частности, с использованием характеристик, измеряемых непосредственно при индентировании, в последнее время определяют параметры, по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов выдерживать эксплуатационные нагрузки без разрушения^{10,11,12}. Применимость данного подхода к материалам с упрочненной поверхностью и в различных условиях нагружения требует дальнейшего исследования. Для рассмотрения влияния на сопротивление усталостному разрушению различных упрочняющих поверхностных обработок также необходима разработка современных неразрушающих методов контроля усталостной деградации. В этой связи перспективным считается применение магнитного и вихретокового методов.

Степень разработанности темы. В научной литературе имеется большое количество данных о структуре и свойствах поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий. Тем не менее, представленные данные об усталостных свойствах таких материалов весьма ограничены и зачастую носят противоречивый характер. При этом недостаточно рассмотрено влияние на усталостные свойства возможных изменений структурно-фазового состояния при циклическом нагружении. Кроме того, повышение одних характеристик, например, износостойкости, может приводить к ухудшению усталостной прочности. Например, повышение твердости и износостойкости хромоникелевых покрытий может быть достигнуто за счет создания на их основе композиционных покрытий путем введения в состав порошков различных добавок, в частности, высокопрочных карбидов титана, хрома, вольфрама. Однако добавки высокопрочных карбидов могут ухудшать контактную выносливость композиционных покрытий, что не было в достаточной степени исследовано. Неоднозначные результаты различных работ свидетельствуют о необходимости проведения дополнительных комплексных исследований и более детального анализа основных факторов, влияющих на усталостную и контактно-усталостную прочность таких материалов в широком диапазоне циклов нагружения (вплоть до 10^9 циклов). Важно также подчеркнуть, что ранее не проводили изучение поведения материалов при гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта. Нагружение по схеме пульсирующего контакта (особенно ударного) оказывает более интенсивное силовое воздействие на поверхность материала, чем широко распространенное нагружение по схеме качения.

Таким образом, **объект исследования** – конструкционная прочность металлических материалов, а **предмет исследования** – усталостная и контактно-усталостная прочность поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий.

Представленная диссертационная работа направлена на решение важной научной и прикладной проблемы – обеспечение высокой усталостной и контактно-усталостной прочности изделий после финишных поверхностных обработок, а также предлагает новые методы испытаний на контактную усталость.

¹⁰ Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. – 1998. – V. 73. – No. 5. – P. 614-618.

¹¹ Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // Surface and Coatings Technology. – 1993. – V. 61. – Is. 1-3. – P. 201-208.

¹² Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 174-175. – P. 725-731.

Целью диссертационной работы явилось отыскание путей повышения усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий на основе изучения структурных факторов, определяющих характеристики прочности и сопротивление разрушению при различных видах циклического нагружения.

В качестве **исследуемых материалов** были использованы углеродистые стали 20, 50 и У10, метастабильная аустенитная сталь AISI 321 (аналог 12Х18Н9Т) и наплавленные лазером покрытия из сплавов на хромоникелевой основе (ПГ-СР2, ПГ-СР2 – 15% TiC, ПГ-СР2 – 25% TiC, ПГ-СР2 – 15% Cr₃C₂, ПГ-10Н-01, ПГ-10К-01). Выбор материалов обусловлен их широким использованием в промышленности и принадлежностью к разным структурным классам, что также позволяет рассматривать их в качестве модельных материалов.

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

1. Разработать новую методику испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения для проведения испытаний в условиях интенсивного силового воздействия на поверхность материала.

2. Установить закономерности деформирования и разрушения исследуемых материалов при усталостном и контактно усталостном нагружении (мало- и многоцикловом усталостном нагружении по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения, многоцикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» и гигацикловом контактно-усталостном нагружении по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость»).

3. На основе установленных закономерностей выявить основные факторы, влияющие на сопротивления разрушению исследуемых материалов при различных видах циклического нагружения.

4. Показать возможности применения метода микроиндентирования, магнитного и вихретокового методов для оценки контактной выносливости и усталостной деградации исследуемых материалов.

Научная новизна:

1. Выявлено подобие структурных изменений (фрагментация, дробление, растворение и сфероидизация цементита) в перлитной стали У10 при циклическом растяжении в области многоциклового усталости и в условиях длительного контактного циклического нагружения на значительном удалении от зоны контакта, которые вносят дополнительный вклад в релаксацию напряжений, приводящих к появлению и росту разрушающей трещины, что способствует повышению усталостной прочности.

2. Установлено, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, сохраняет запас пластичности и способствует более однородному пластическому течению поверхностно упрочненных сталей 20 и 50, соответственно, с феррито-перлитной и мартенситной структурами, при статическом и циклическом растяжении, что препятствует локализации деформации и оказывает положительное влияние на усталостную прочность.

3. Показано, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, способствует повышению контактной выносливости в области много- и гигацикловой усталости перлитной стали У10 и метастабильной аустенитной стали AISI 321 (12Х18Н9Т), когда контактные повреждения

сосредоточены в тонком поверхностном слое с сильно диспергированной структурой, высокой твердостью и остаточными сжимающими напряжениями.

4. Установлен дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, который заключается в способности подвижных дислокаций создавать дополнительную упругую деформацию и снижать модуль упругости, что положительно влияет на контактную выносливость.

5. Установлена последовательность процесса усталостной деградации наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении, которая заключается в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

6. Выявлено наличие корреляции между параметрами, определяемыми при микроиндентировании (однократное нагружение), и размером контактных повреждений при контактно-усталостном нагружении, а наиболее информативным параметром является степенное отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}^3/E^{*2} , которое характеризует сопротивление развитию пластической деформации.

Теоретическая и практическая значимость работы

Предложен теоретически обоснованный подход для оценки контактно-усталостной прочности без проведения длительных испытаний с использованием метода микроиндентирования (однократное нагружение).

Разработана новая методика, которая позволяет проводить испытания на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения. Обоснована возможность использования величины микротвердости поверхности и глубины контактных повреждений, измеренных в зоне пятен контакта, для количественной оценки степени усталостной деградации.

Результаты исследования усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий являются научной основой для разработки способов деформационных, химико-термических и комбинированных обработок деталей машин, а также для проведения механических испытаний с целью оценки усталостной долговечности и структурных изменений при эксплуатации.

В частности, результаты работы по исследованию контактной выносливости аустенитной нержавеющей стали нашли практическое применение при усовершенствовании технологии наноструктурирующего выглаживания, обеспечивающей высокую твердость и низкую шероховатость поверхности обрабатываемых изделий, работающих в условиях повышенных контактных нагрузок. Данная технология была использована для изготовления запорных органов деталей клиновых задвижек (с условным проходом от 15 до 250 мм и рабочим давлением от 16 до 250 МПа) и обратных клапанов нефтепромыслового оборудования (с условным проходом от 50 до 400 мм и номинальным давлением от 1,6 до 25,0 МПа для температуры среды от -196 до $+600$ °С). Изготовление деталей реализовано в условиях промышленного производства на ООО «Предприятие «Сенсор» (г. Курган), что подтверждено соответствующим актом. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет не менее 1,5 млн. рублей.

Практическая значимость результатов работы также подтверждена актом ООО «Вездеходы «Бурлак» (г. Курган), в котором отмечена важность исследования влияния жидкостной цементации на структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали, а также возможность практического применения полученных результатов при разработке технологических процессов изготовления ответственных деталей трансмиссии вездеходов.

Обоснована также возможность мониторинга магнитным и вихретоковым методами поверхностного трещинообразования в процессе усталостного нагружения объемно и поверхностно упрочненных сталей и контактно-усталостного нагружения функциональных хромоникелевых покрытий, что может быть использовано для разработки методик оценки степени усталостной деградации и остаточного ресурса изделий после финишных поверхностных обработок.

Методология и методы диссертационного исследования

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных учёных А.В. Орлова, А.А. Батаева, Е.А. Шура, Н.А. Махутова, Л.Р. Ботвиной, Л.Е. Матохнюка, О.А. Плехова, О.Б. Наймарка, Р.С. Paris, С. Bathias, Y. Furuya, T. Palin-Luc, N.K. Arakere и других в области усталости и контактной усталости, в том числе гигацикловой. В работе были использованы следующие методы исследований, испытаний, и расчетов: оптическая микроскопия, сканирующая электронная микроскопия (с применением рентгеновского энергодисперсионного микроанализа, рентгеновского волнодисперсионного микроанализа и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов), просвечивающая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, оптическая профилометрия, дюротрический анализ, микроиндентирование с записью диаграммы нагружения, измерение магнитных характеристик, механические испытания на статическое и циклическое растяжение, контактную многоцикловую и гигацикловую усталость, испытания на общую и питтинговую коррозию, расчеты методом конечных элементов.

Положения, выносимые на защиту:

1. Подобие структурных изменений в перлитных сталях при различных видах циклического нагружения и их роль в повышении усталостной прочности.

2. Положительное влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, на усталостную прочность конструкционных сталей с феррито-перлитной и мартенситной структурами при циклическом растяжении.

3. Способность упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, повышать контактную выносливость перлитных и аустенитных сталей в области много- и гигацикловой усталости.

4. Дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, и влияние величины модуля упругости на контактно-усталостную прочность.

5. Последовательность процесса усталостной деградации наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении.

6. Связь параметров микроиндентирования с контактной выносливостью поверхностно упрочненных сталей и наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении.

Достоверность и обоснованность полученных в работе экспериментальных результатов, научных положений и выводов обеспечена большим объемом выполненных экспериментов, использованием проверенных и оригинальных методов испытаний материалов, современных методов структурного и фазового анализа, а также применением метода микроиндентирования, метода конечных элементов, магнитного и вихретокового методов для оценки усталостной и контактно-усталостной прочности исследуемых материалов. Результаты, полученные разными методами, взаимно дополняют друг друга и характеризуются хорошей воспроизводимостью.

Связь работы с научными программами и темами. Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН при поддержке проектов фундаментальных исследований Уральского отделения РАН, а также (под руководством автора) гранта РФФИ №15-08-06754 А «Разработка и использование нового метода контактного гигациклового усталостного нагружения с ультразвуковой частотой по схеме «плоскость-плоскость» для исследования усталостной деградации конструкционных металлических материалов», проекта молодых ученых и аспирантов УрО РАН №13-1-НП-183 «Исследование особенностей деформирования и разрушения высокоуглеродистой перлитной стали, подвергнутой дополнительному поверхностному упрочнению».

Личный вклад автора

Выбор темы исследования, проведение анализа литературы по теме исследования, постановка цели и задач исследования. Разработка и практическая реализация методик испытаний на усталость и контактную усталость. Проведение базовых экспериментов, включающих механические испытания на статическое растяжение, усталость и контактную усталость, а также связанных с ними расчетов. Проведение или научно-методическое руководство проведением исследований макро и микроструктуры, химического и фазового состава, микротвердости, шероховатости поверхности, микромеханических характеристик, коррозионных свойств, магнитных и вихретоковых характеристик, а также обработка, анализ, интерпретация и обобщение полученных данных. Подготовка научных публикаций, заявок на изобретения и полезные модели, представление докладов, содержащих полученные результаты исследований.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены на III Российской научно-технической конференции «Разрушение, контроль и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2007; на IV Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов», Екатеринбург, 2007; на 6-ой Международной конференции «Неразрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности», Москва, 2007; на XVIII Петербургских чтениях по проблемам прочности и роста кристаллов, посвященных 100-летию со дня рождения члена-корреспондента АН СССР профессора А.В.Степанова, Санкт-Петербург, 2008; на XVII Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов», Самара, 2009; на 5-ом Международном форуме (10-й Международной конференции молодых ученых и студентов) «Актуальные проблемы современной науки», Самара, 2010; на V, VI и VII Всероссийской конференции «Механика микронеоднородных материалов и разрушение», Екатеринбург, 2008, 2010, 2012; на XIX, XX и XXI Уральской школы металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург, 2008, Пермь, 2010, Магнитогорск, 2012; на 47, 49 и 54 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Нижний Новгород, 2008, Киев, 2010, Екатеринбург, 2013; на Международной конференции «Иерархически организованные

системы живой и неживой природы», Томск, 2013; на XIII Международной конференции «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов (ДСМСМС-2014)», Екатеринбург, 2014; на IV, V и VIII Российской научно-технической конференции «(Механика), Ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2009, 2011, 2014; на XX Менделеевском съезде по общей и прикладной химии, Екатеринбург, 2016; на VII-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур (ПРОСТ-2016)», Москва, 2016; на Международной конференции “12th European Conference on Non-destructive Testing (ECNDT-2018)”, Швеция, Гетеборг, 2018; на Международной научной конференции «Современные материалы и передовые производственные технологии (СМППТ-2019)», Санкт-Петербург, 2019; на XI Международной школе «Физическое материаловедение», Тольятти, 2023; на X, XI, XII, XIV, XVI, XVII и XVIII Международной конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций», Екатеринбург, 2016, 2017, 2018, 2020, 2022, 2023, 2024.

Публикации. Основные результаты диссертации изложены в 50 публикациях, в том числе в 32 статьях, опубликованных в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ, из них 30 статей в журналах, индексируемых международными базами цитирования Scopus и WoS; а также защищены 5 патентами на изобретения и полезные модели.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка публикаций автора по теме диссертации, списка использованной литературы и 3 приложений. Работа изложена на 280 страницах, включая 125 рисунков и 31 таблицу. Список использованной литературы содержит 414 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель и задачи исследования, показана научная новизна и практическая значимость работы, приведены положения, выносимые на защиту, отмечены личный вклад автора, степень достоверности и апробация результатов, представлена структура диссертации.

В первой главе исследованы особенности деформирования и разрушения высокоуглеродистой стали У10 (1,03 мас. % С) с перлитными структурами различного типа при статическом и циклическом растяжении. Циклическое нагружение в области многоциклового усталости проводили с контролируемой величиной напряжения $\Delta\sigma = 0,7\sigma_{0,2}$ (где $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести при статическом растяжении) по схеме знакопостоянного отнулевого растяжения, изменением амплитуды напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 10 Гц. Исследовано также влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, на особенности деформирования и разрушения стали У10 при статическом растяжении и многоцикловом контактно-усталостном нагружении. Испытания на контактную усталость проводили по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с изменением нагрузки в цикле по периодическому (синусоидальному) закону, диаметром стального шара 12,7 мм, предварительной нагрузкой $P_0 = 0,1$ кН, максимальной нагрузкой $P_{max} = 1,09; 1,7; 2,54; 3,62; 4,99; 6,67$ и $8,7$ кН, частотой нагружения $f = 35$ Гц на базе $N = 10^6$ циклов нагружения (рисунок 1). В качестве критерия для оценки стойкости материалов в условиях циклического воздействия индентора использовали изменение размера пятна контакта на поверхности

покрытия в зависимости от числа циклов нагружения и появление трещин по контуру пятна контакта. Рассмотрена возможность оценки с помощью магнитного метода усталостной деградации стали У10 при циклическом растяжении.

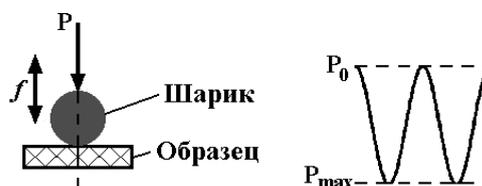


Рисунок 1 – Схема механических испытаний на контактную усталость по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость»

В результате диффузионного распада при температурах изотермической выдержки 650 °С и 500 °С в стали У10 была сформирована, соответственно, структура грубопластинчатого и тонкопластинчатого перлита. Дополнительный отжиг тонкопластинчатого перлита при температуре 650 °С в течение 10 мин не приводит к изменениям в морфологии карбидной фазы, а после длительного отжига в течение 300 мин сталь имеет структуру частично сфероидизированного перлита (рисунок 2).

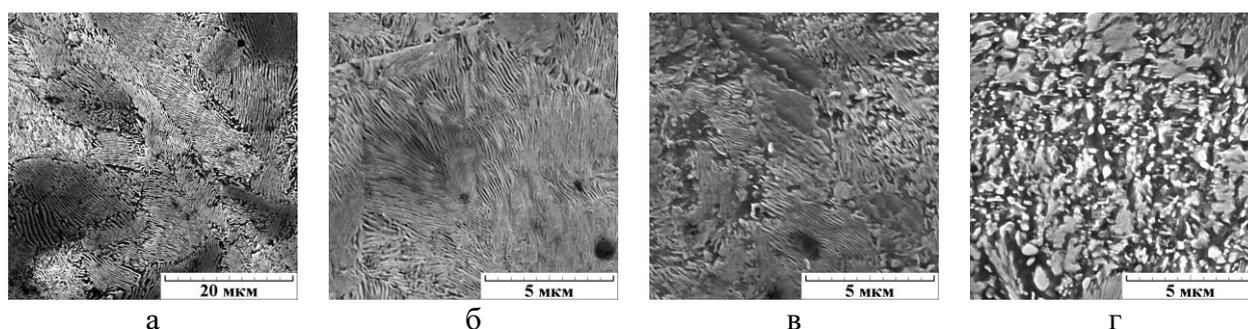


Рисунок 2 – Микроструктура (СЭМ) стали У10 после термической обработки. а – грубопластинчатый перлит; б – тонкопластинчатый перлит; в – отожженный тонкопластинчатый перлит; г – частично сфероидизированный перлит

При статическом растяжении стали У10 с перлитными структурами различного типа наибольшей прочностью и наименьшей пластичностью обладает сталь со структурой тонкопластинчатого перлита. Кратковременный отжиг тонкопластинчатого перлита при температуре 650 °С повышает пластичность стали и обеспечивает сохранение тонкопластинчатого строения перлита, который обладает повышенной прочностью. Результаты испытаний на циклическое растяжение показали, что сталь У10 со структурой грубопластинчатого перлита выдержала $N_p = 399037$ циклов до разрушения. Уменьшение температуры изотермического распада от 650 до 500 °С и формирование структуры тонкопластинчатого перлита приводит к существенному снижению числа циклов до разрушения, которое составило $N_p = 43270$. Кратковременный (10 мин) отжиг стали У10 с исходной структурой тонкопластинчатого перлита сопровождается значительным ростом числа циклов до разрушения, которое составило $N_p = 706391$. Увеличение длительности отжига при температуре 650 °С до 300 мин и формирование структуры частично сфероидизированного перлита сопровождается дополнительным ростом числа циклов до разрушения, которое составило $N_p = 779514$. Следовательно, наименьшее количество циклов до разрушения (около 43 тыс.) выдержала сталь со структурой неотожженного

тонкопластинчатого перлита, а наибольшее количество циклов до разрушения (около 780 тыс.) наблюдается у стали со структурой частично сфероидизированного перлита.

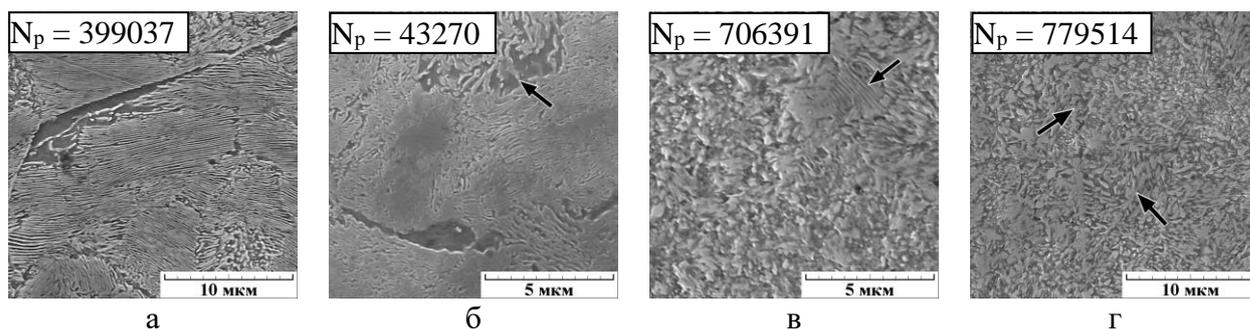


Рисунок 3 – Микроструктура (СЭМ) на расстоянии 10 мм от усталостного излома образцов стали У10 с исходной структурой грубопластинчатого перлита (а), тонкопластинчатого перлита (б), отожженного тонкопластинчатого перлита (в) и частично сфероидизированного перлита (г) после циклического растяжения (N_p – число циклов до разрушения)

На рисунке 3 приведена микроструктура на расстоянии 10 мм от усталостного излома образцов стали У10 с различной исходной структурой после испытаний на циклическое растяжение. Видно, что при циклическом растяжении стали У10 со структурой грубопластинчатого перлита не происходит существенного изменения его морфологии и отсутствует фрагментация цементитных пластин (рисунок 3а). Тонкопластинчатый перлит в целом также сохраняет пластинчатое строение после испытаний на циклическое растяжение (рисунок 3б), однако в некоторых колониях тонкопластинчатого перлита произошла интенсивная фрагментация и сфероидизация цементитных пластин (указана стрелкой на рисунке 3б). Циклическое растяжение стали У10 со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита приводит к значительно более существенным изменениям его морфологии. В частности, на большей части анализируемой поверхности шлифа наблюдается сфероидизация и коалесценция цементита (рисунок 3в). Только отдельные колонии перлита сохраняют пластинчатое строение (указаны стрелкой на рисунке 3в). В частично сфероидизированном перлите при циклическом растяжении продолжается процесс сфероидизации и коалесценции цементита (рисунок 3г). Кроме того, на поверхности шлифа наблюдаются полосы Людерса-Чернова (отмечены стрелками на рисунке 3г).

Таким образом, наибольшей усталостной долговечностью при циклическом растяжении перлитной стали У10 обладают структуры отожженного тонкопластинчатого перлита и частично сфероидизированного перлита, в которых активно развиваются процессы дробления, фрагментации и сфероидизации цементита вследствие эффекта динамического деформационного старения и ускоренной диффузии под действием циклических нагрузок. При этом структурные изменения, наблюдаемые в образцах стали У10 при циклическом растяжении, подобны изменениям структуры, наблюдаемым нами в железнодорожных колесах из перлитных сталей на значительном удалении от зоны контакта при длительной эксплуатации в условиях контактного нагружения. Следовательно, лабораторные испытания в условиях циклического нагружения по схеме отнулевого знакопостоянного растяжения могут быть использованы для моделирования и оценки структурных изменений вне зоны контакта, протекающих при контактом циклическом воздействии.

С целью оценки усталостной деградации стали У10 при циклическом растяжении были проведены измерения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции циклически нагруженного образца стали со структурой отожженного тонкопластинчатого перлита, находящегося в остаточном намагниченном состоянии. Как следует из рисунка 4а, усталостные испытания сопровождаются появлением неоднородности распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции в остаточном намагниченном состоянии образца по его длине, заметной уже при $N = 60000$. При усталостном нагружении с числом циклов $N = 100000$ наблюдается заметный рост величины B_t . Это может быть обусловлено структурными изменениями, протекающими в стали У10 при усталостном нагружении, в частности, сфероидизацией цементитных пластин (рисунок 3в). При числе циклов нагружения $N = 160000$ на графике распределения тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции B_t наблюдается ярко выраженный пик (рисунок 4а). Его наличие обусловлено появлением магистральной усталостной трещины, которая зародилась на поверхности образца на имеющемся концентраторе напряжений (рисунок 4б). Отметим, что ширина раскрытия усталостной трещины составляет менее 1 мкм. Таким образом, полученные результаты могут быть использованы для разработки высокочувствительных методов неразрушающего контроля усталостной деградации металлических сплавов.

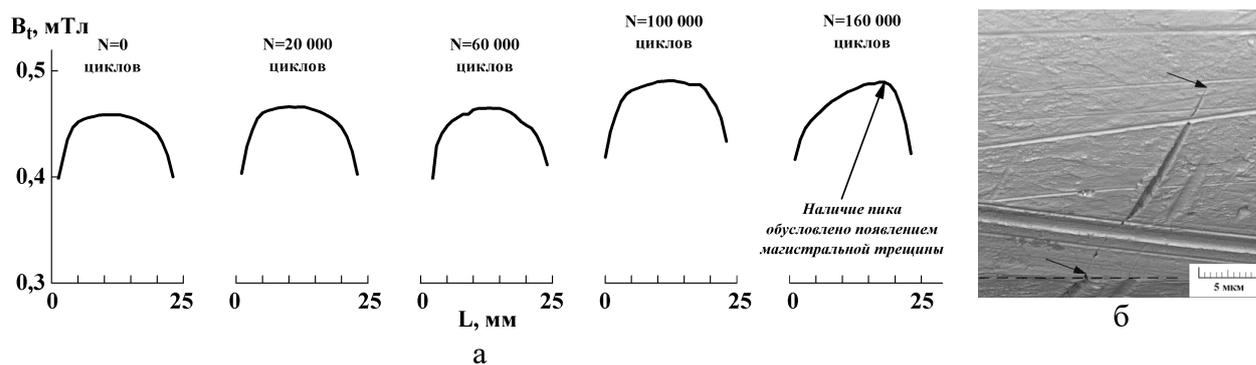


Рисунок 4 – Распределение тангенциальной составляющей магнитной индукции B_t по рабочей зоне образца в остаточном намагниченном состоянии до нагружения ($N = 0$) и после нагружения с заданным числом циклов N (а) и вид поверхности (СЭМ) образца после нагружения с числом циклов $N = 160000$ (б). Стрелками на рис. б обозначена усталостная трещина; штриховой линией – край образца, параллельный оси нагружения

Фрикционная обработка скользящим индентором формирует на поверхности стали У10 (с исходной структурой тонкопластинчатого перлита) упрочненный слой, который характеризуется качественной поверхностью с параметрами шероховатости $R_a = 0,065$ мкм и $R_z = 0,43$ мкм (рисунок 5а), высокой микротвердостью поверхности (1040 HV_{0,05}) при общей глубине упрочнения около 100 мкм (рисунок 5б), благоприятными сжимающими остаточными напряжениями (рисунок 5в) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2}). Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в тонком поверхностном слое стали У10 глубиной до 5-7 мкм в результате фрикционной обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рисунок 5г). Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что на глубине 1-3 мкм структура преимущественно нанокристаллическая со средним размером кристаллов α -фазы $d_\alpha = 12 \pm 2$ нм и практически

полном деформационном растворении цементита (рисунок 5д,е). По мере удаления от поверхности трения на глубине от 1-3 до 5-7 мкм наблюдается сильно диспергированная структура, в которой присутствуют нерастворившиеся в результате деформационного воздействия цементитные частицы со средним размером $d_{\text{cem}} = 7 \pm 2$ нм (рисунок 5ж,з). На глубине от 5-7 до 10-12 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми зернами феррита, в которой также присутствуют частицы раздробленных цементитных пластин, а в нижележащих слоях наблюдается структура деформированного перлита (рисунок 5г).

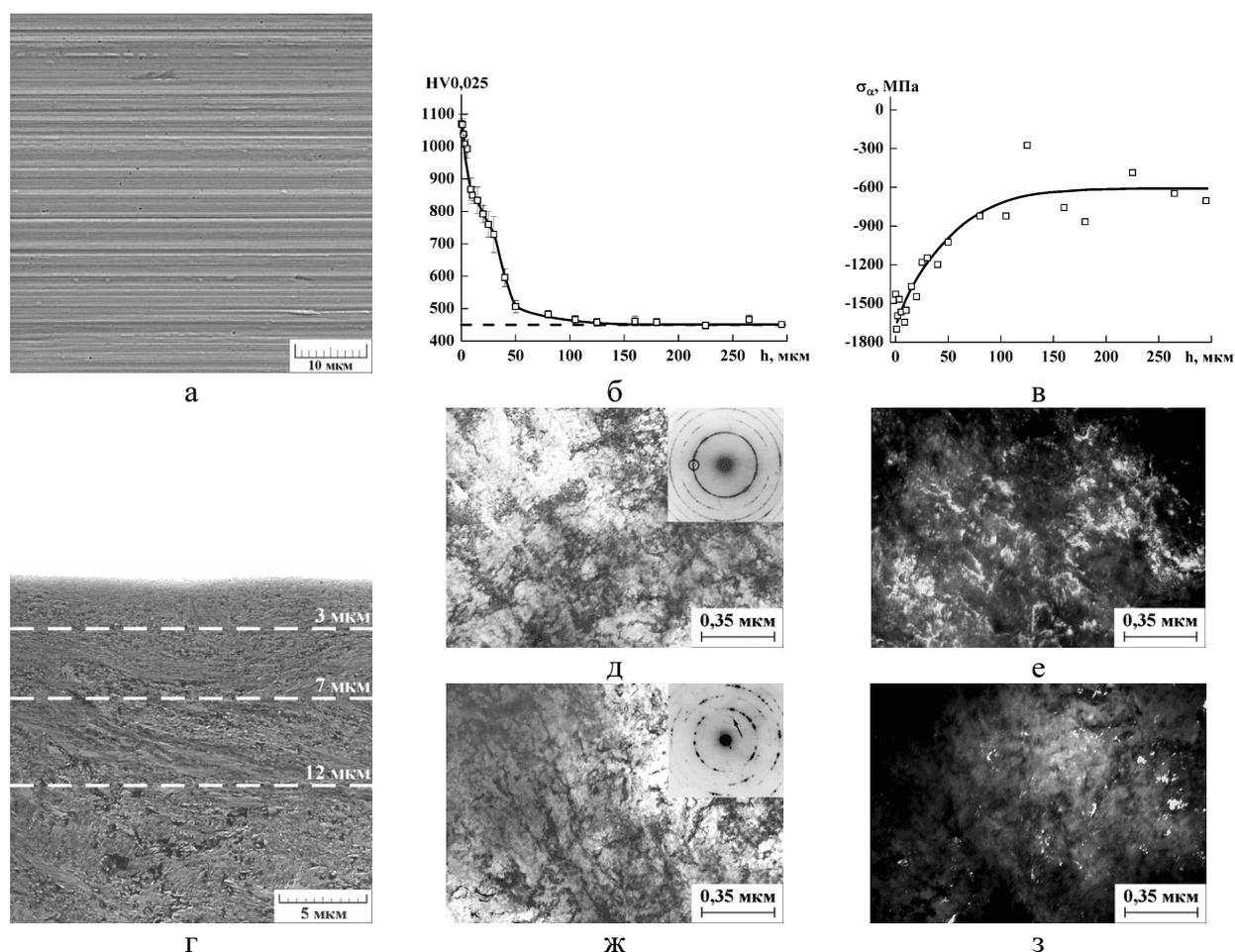


Рисунок 5 – Вид поверхности (а), распределение микротвердости HV0,025 (б) и остаточных напряжений в α -фазе перлита σ_α (в) по глубине h упрочненного слоя, микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении (г), микроструктура (ПЭМ) на глубине 1 мкм (д, е) и на глубине 5 мкм (ж, з) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки. д, ж – светлопольные изображения; е – темнопольное изображение в рефлексе (110)_α (обозначен окружностью на микроэлектронограмме на рис. д); з – темнопольное изображение в рефлексе (012)_{Fe₃C} (обозначен стрелкой на микроэлектронограмме на рис. ж)

Упрочненный поверхностный слой практически не оказывает влияние на механические свойства стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при статическом растяжении. Вид кривой нагружения при этом также не изменяется, и образец сохраняет однородное течение в ходе пластического деформирования. Результаты контактно-усталостных испытаний стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до и после фрикционной обработки представлены на рисунке 6. Видно, что для стали,

которая не была подвергнута фрикционной обработке, наблюдается практически линейный рост диаметра пятна контакта с увеличением контактных напряжений. После фрикционной обработки, изменение диаметра пятна контакта носит более сложный характер. При величине контактных напряжений $\sigma_{z \max} = 3995$ МПа, фрикционная обработка приводит к существенному уменьшению диаметра пятна контакта (от 0,8 до 0,56 мм) по сравнению со сталью до фрикционной обработки. По-видимому, при таком уровне контактных напряжений преимущественно происходит пластическая деформация упрочненного поверхностного слоя, а нижележащие слои не испытывают существенной пластической деформации. При величине контактных напряжений $\sigma_{z \max}$ в диапазоне от 4700 до 7520 МПа, диаметр пятен контакта на поверхности стали до и после фрикционной обработки имеет близкие значения. Это может быть обусловлено градиентным характером упрочненного поверхностного слоя (рисунок 5) и пластической деформацией неупрочненного материала. По-видимому, при таком уровне контактных напряжений происходит не только пластическая деформация упрочненного поверхностного слоя, но и его вдавливание вглубь материала за счет пластической деформации нижележащих слоев. При наибольшей величине контактных напряжений $\sigma_{z \max} = 8225$ МПа, диаметр пятна контакта на поверхности стали после фрикционной обработки выше, чем до фрикционной обработки (соответственно 2,14 и 2,00 мм), и контактные повреждения охватывают практически весь упрочненный поверхностный слой, то есть происходит его продавливание и разрушение. Таким образом, в условиях контактно-усталостного нагружения упрочненный поверхностный слой существенно повышает контактную выносливость стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита, когда контактные повреждения сосредоточены в тонком поверхностном слое. Это обусловлено формированием в данном слое высокодисперсной структуры с большим количеством дислокаций (рисунок 5д-з), а также высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений (рисунок 5в).

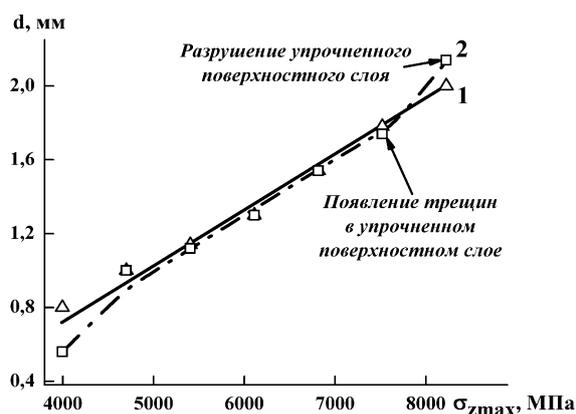


Рисунок 6 – Влияние максимальных нормальных напряжений $\sigma_{z \max}$ в зоне контакта на диаметр пятна контакта d после контактно-усталостных испытаний с числом циклов нагружения $N = 10^6$ стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита до (1) и после (2) фрикционной обработки

Исследование пятен контакта методом электронной сканирующей микроскопии показало, что подвергнутая фрикционной обработке сталь У10 со структурой тонкопластинчатого перлита при испытаниях с максимальной нагрузкой подвергается растрескиванию внутри пятен контакта (рисунок 7).

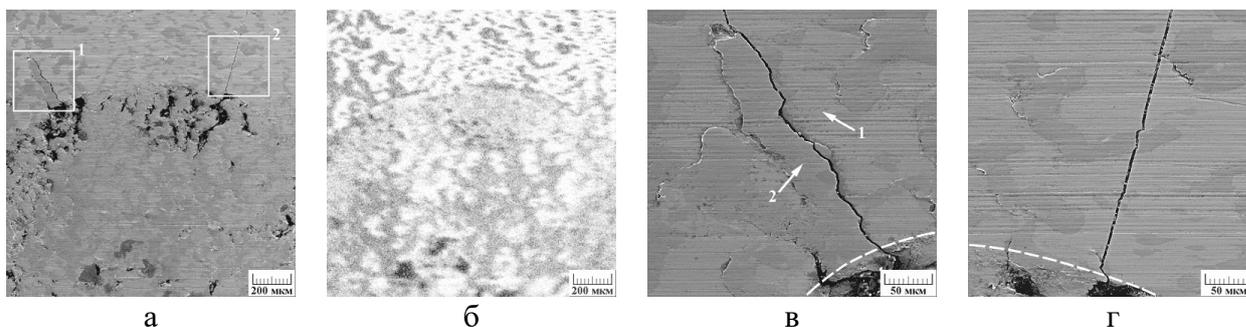


Рисунок 7 – Вид пятен контакта (а, в, г) и карта распределения кислорода в поверхностном слое (б) после контактно-усталостных испытаний с максимальной нагрузкой $P_{\max} = 8,69$ кН ($\sigma_{z \max} = 8225$ МПа) стали У10 со структурой тонкопластинчатого перлита после фрикционной обработки с числом циклов нагружения $N = 10^6$. Контурами 1, 2 на рис. а обозначены участки, изображения которых представлены на рис. в, г. Стрелками 1, 2 на рис. в обозначены участки, обедненные и обогащенные кислородом, соответственно. Штриховой линией обозначен край пятна контакта

Согласно данным рентгеноспектрального микроанализа, насыщение поверхностного слоя атомами кислорода происходит уже при фрикционной обработке, что облегчает растрескивание материала внутри пятен контакта. Насыщение поверхности кислородом происходит неравномерно: наблюдается чередование участков, содержащих и не содержащих кислород. После 10^6 циклов нагружения также наблюдается образование радиальных трещин, распространяющихся от края пятна контакта по упрочненной поверхности материала (рисунок 7а,в,г). Видно, что радиальные трещины зарождаются на разрушенных участках внутри пятен контакта, при этом граница между участками, содержащими и не содержащими кислород, облегчает распространение радиальных трещин (рисунок 7в,г). Таким образом, для повышения контактной выносливости поверхностно упрочненной стали следует исключить насыщения поверхностного слоя атомами кислорода в ходе фрикционной обработки. Это может быть достигнуто путем проведения фрикционной обработки в среде инертного газа.

Во второй главе исследовано влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, на особенности деформирования и разрушения низкоуглеродистой феррито-перлитной стали 20 (0,17 % С) при статическом и циклическом растяжении. Циклическое растяжение проводили в условиях как «жесткого» (с контролируемой деформацией), так и «мягкого» (с контролируемым напряжением) нагружения. «Жесткое» циклическое нагружение в области малоциклового усталости проводили с контролируемой величиной общей деформации $\varepsilon_{\text{общ}} = 0,0056$ по схеме знакопостоянного отнулевого растяжения, изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону и частотой нагружения 0,5 Гц. «Мягкое» циклическое нагружение в области мало- и многоциклового усталости проводили с контролируемой величиной напряжения по схеме знакопостоянного отнулевого растяжения, изменением амплитуды напряжения цикла по синусоидальному закону, частотой нагружения 30 Гц.

Фрикционная обработка формирует на поверхности отожженной стали 20 (с исходной феррито-перлитной структурой) упрочненный слой, который характеризуется выглаженной поверхностью с параметрами шероховатости $Ra = 0,1$ мкм и $Rz = 1,04$ мкм (рисунок 8а), повышенной микротвердостью поверхности (430 HV0,015) при общей

глубине упрочнения около 90 мкм (рисунок 8б) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2}). При этом на поверхности присутствуют микротрещины (указаны стрелками на рисунке 8а), возникшие при фрикционной обработке.

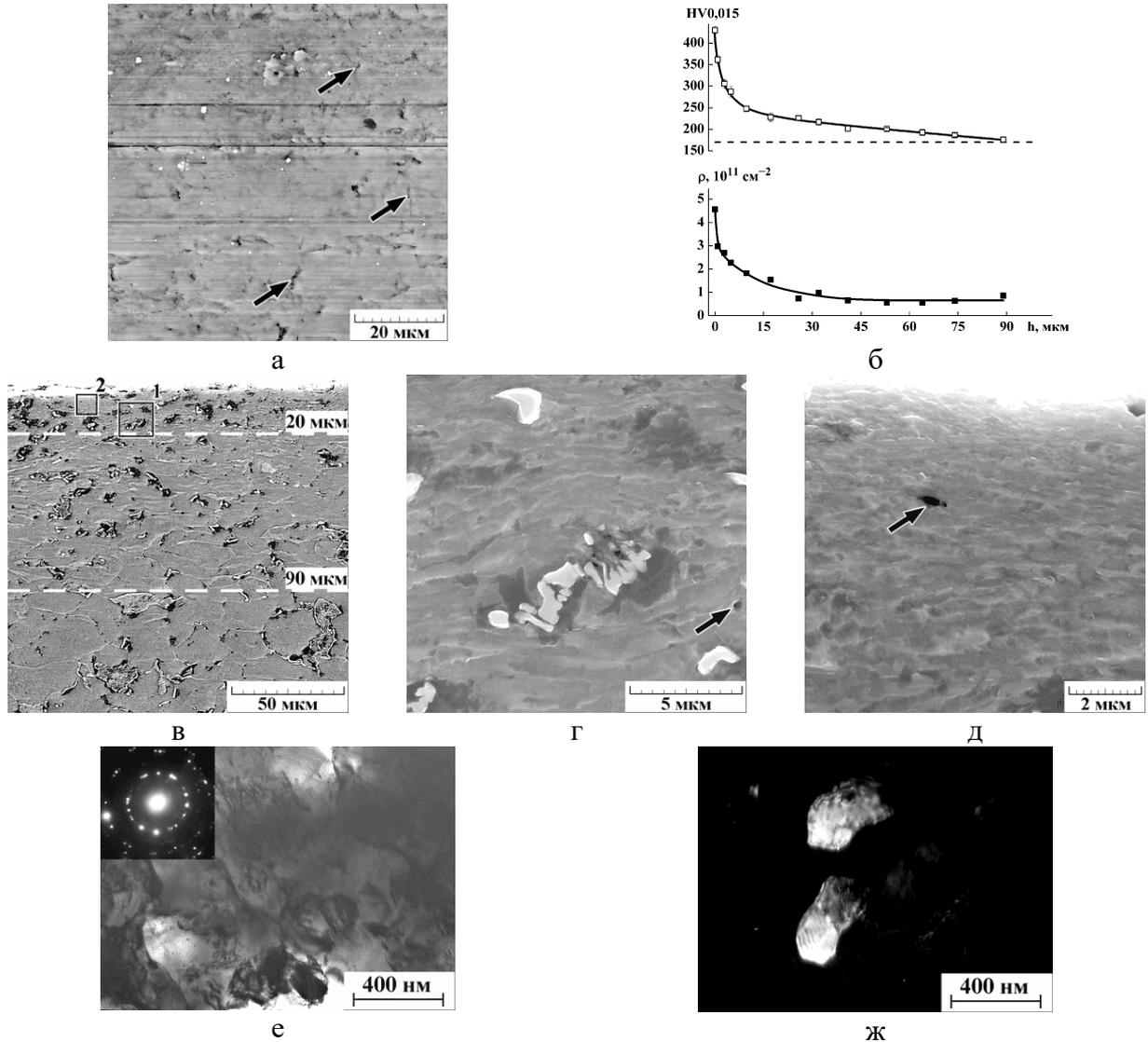


Рисунок 8 – Вид поверхности (а), распределение микротвердости HV_{0,015} и плотности дислокаций ρ по глубине h упрочненного слоя (б), микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении (в-д), микроструктура (ПЭМ) в диспергированном слое на глубине до 15-20 мкм (е, ж) стали 20 после фрикционной обработки. г – участок около перлитной колонии, обозначенный рамкой 1 на рис в; д – участок вблизи поверхности, обозначенный рамкой 2 на рис. в; е – светлопольное изображение; ж – темнопольное изображение в рефлексе α -фазы. Стрелками на рис. а обозначены микротрещины, на рис. г, д – микропоры

Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в результате фрикционной обработки в тонком поверхностном слое стали 20 глубиной до 15-20 мкм возникает сильно диспергированная структура и наблюдается дробление цементитных пластин в перлитных колониях (рисунок 8в-д). Встречаются также микропоры (указаны стрелками на рисунке 8г,д). Данные просвечивающей электронной микроскопии

показывают, что структура диспергированного слоя преимущественно субмикроструктурная со средним размером зерен α -фазы около 800 нм и минимальным размером около 200 нм (рисунок 8е,ж). По мере удаления от поверхности трения на глубине от 15-20 до 80-90 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми в направлении трения зернами, а на глубине более 90 мкм наблюдается феррито-перлитная структура, практически не отличающаяся от исходной структуры недеформированной стали 20 (рисунок 8в).

Выявлено также снижение контактного модуля упругости E^* стали 20 после фрикционной обработки от 213 ± 4 до 176 ± 10 ГПа. Для углеродистой стали, подвергнутой фрикционной обработке, эффект снижения модуля упругости наблюдается впервые. Снижение модуля упругости обусловлено ростом плотности подвижных дислокаций в поверхностном слое (рисунок 8б). Согласно модели Мотта, дислокации могут изгибаться в своих плоскостях скольжения, создавая дополнительную упругую деформацию и, следовательно, уменьшать модуль упругости. Количественно это уменьшение может быть выражено следующим образом: $\Delta E/E = -\rho \cdot (l^2/6\alpha)$ (где ρ – плотность дислокаций, l – средняя длина линии дислокаций между точками закрепления, α – функция величины l). Деформация, создаваемая дислокациями, может быть выражена как $\varepsilon_{dis} = \rho \cdot b \cdot \xi$ (где b – вектор Бюргера, ξ – среднее смещение линии дислокации длиной l). Это справедливо в тех случаях, когда плотность дислокаций невелика, и они могут свободно двигаться. Если дислокации закреплены, то они уже не могут создавать дополнительную упругую деформацию, и, следовательно, рост плотности закрепленных дислокаций будет способствовать повышению модуля упругости материала (что наблюдали экспериментально при испытаниях на растяжение)¹³.

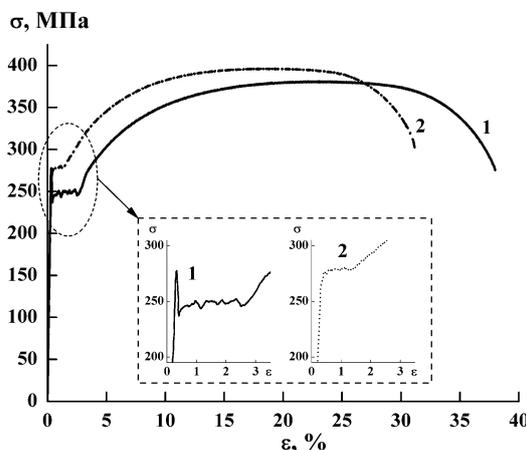


Рисунок 9 – Кривые нагружения при статическом растяжении стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке

Упрочненный поверхностный слой повышает прочностные и снижает пластические характеристики стали 20 при статическом растяжении, а также существенным образом влияет на характер развития пластического течения при деформировании в условиях статического и циклического нагружения. При статическом растяжении это выражается в исчезновении зуба текучести и уменьшении длины площадки текучести на кривой нагружения (рисунок 9) и, соответственно, к более однородному пластическому течению

¹³ Benito J.A., Jorba J., Manero J.M., Roca A. Change of Young's modulus of cold-deformed pure iron in a tensile test // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – V. 36. – Is. 12. – P. 3317-3324.

поверхностно упрочненной стали на начальном этапе пластического деформирования. В условиях циклического растяжения при малоцикловом нагружении это выражается в образовании не одной (как в отожженной стали), а множества полос локализованной деформации (рисунок 10).

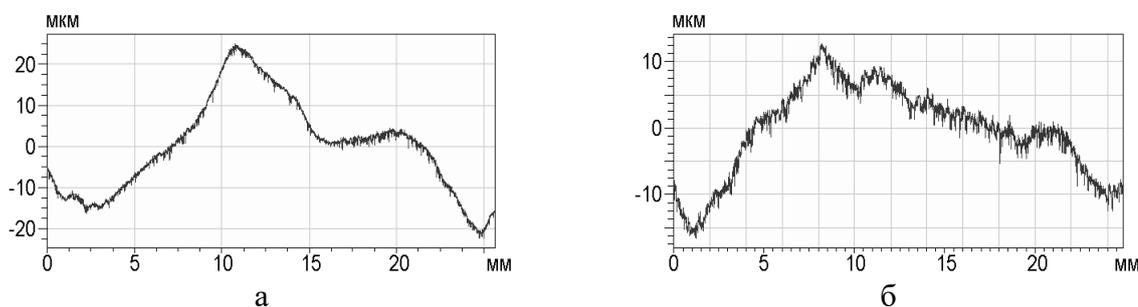


Рисунок 10 – Профилограммы поверхности образцов вдоль оси нагружения (оптическая профилометрия) после циклического растяжения с числом циклов $N = 10$ стали 20, подвергнутой (а) отжигу и (б) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

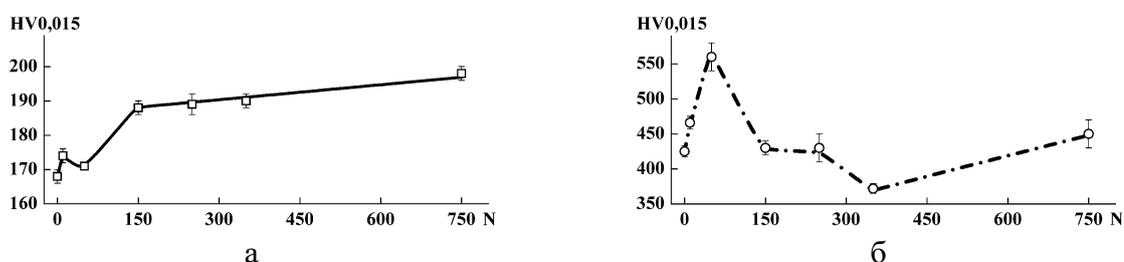


Рисунок 11 – Влияние числа циклов N при циклическом растяжении на микротвердость $HV_{0,015}$ стали 20, подвергнутой (а) отжигу и (б) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

При циклическом растяжении с контролируемой величиной общей деформации микротвердость $HV_{0,015}$ стали 20 существенно изменяется на протяжении процесса «жесткого» циклического нагружения. У отожженной стали на начальном этапе нагружения (до 10 циклов) происходит небольшой рост микротвердости, который сменяется некоторым снижением при нагружении до 50 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении микротвердость отожженной стали непрерывно повышается, однако величина упрочнения не превышает 30 HV (рисунок 11, кривая 1), а на поверхности образцов отожженной стали 20 наблюдается множественное скольжение с образованием устойчивых полос скольжения (рисунок 12). У поверхностно упрочненной стали 20 на начальном этапе нагружения (до 50 циклов) происходит значительной (от 430 до 570 $HV_{0,015}$) рост микротвердости, который сменяется таким же резким снижением (практически до исходных значений) при нагружении до 150 циклов и последующим плавным снижением при нагружении до 350 циклов. При дальнейшем циклическом нагружении микротвердость поверхностно упрочненной стали непрерывно повышается (рисунок 11, кривая 2). Дополнительное заметное упрочнение поверхностного слоя стали 20, подвергнутой фрикционной обработке, свидетельствует о наличии у данного слоя запаса пластичности. Резкое снижение микротвердости при нагружении до 150 циклов

обусловлено разрушением сформированного с помощью фрикционной обработки слоя в процессе циклического нагружения (рисунок 13).

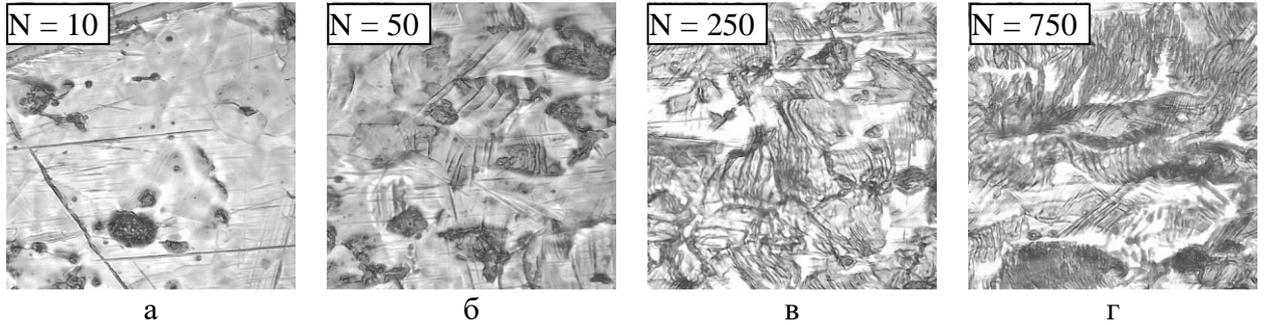


Рисунок 12 – Вид поверхности (оптическая микроскопия, $\times 600$) образцов после циклического растяжения с различным числом циклов N отожженной стали 20 (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

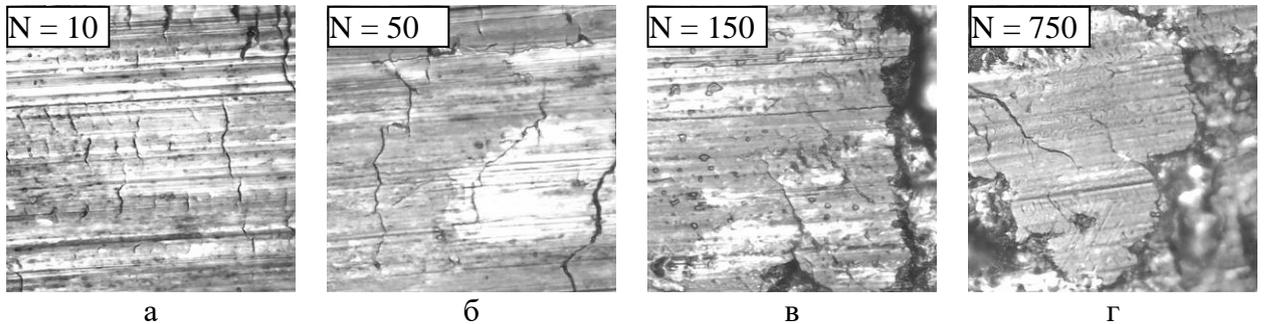


Рисунок 13 – Вид поверхности (оптическая микроскопия, $\times 600$) образцов после циклического растяжения с различным числом циклов N стали 20, подвергнутой фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемой деформацией)

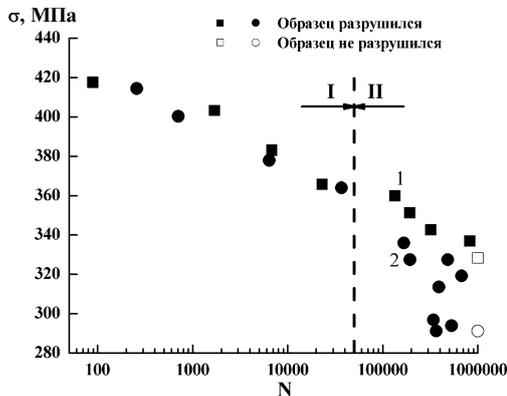


Рисунок 14 – Прочность при циклическом растяжении стали 20, подвергнутой (1) отжигу и (2) фрикционной обработке (циклическое нагружение с контролируемым напряжением). I – область малоциклового усталости, II – область многоциклового усталости

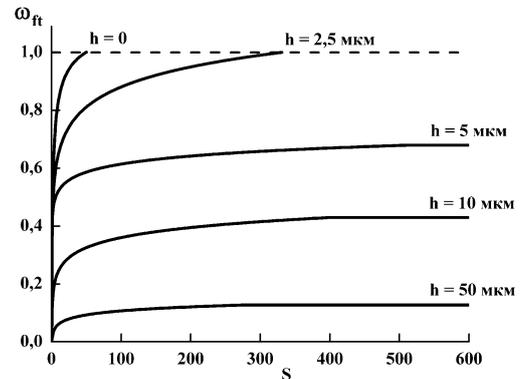


Рисунок 15 – Зависимость поврежденности ω_{ft} от количества проходов индентора s при фрикционной обработке стали 20 на различной глубине h от поверхности образца

При циклическом растяжении с контролируемой величиной напряжения, фрикционная обработка не снижает прочность стали 20 в области малоциклового усталости (рисунок 14). Это обусловлено способностью сформированного с помощью фрикционной обработки слоя к дополнительному упрочнению при циклическом

деформировании (рисунок 11). Наличие у поверхностного слоя запаса пластичности способствует замедлению роста трещин, а также задержкой их распространения на границе раздела «поверхностно упрочненный слой – подложка». Повышению усталостной прочности также способствует более однородное пластическое течение (рисунок 10), поскольку локализация деформации приводит к ускоренному разрушению. В области многоциклового усталости, напротив, наблюдается некоторое снижение циклической прочности поверхностно упрочненной стали 20 и значительный разброс результатов (рисунок 14). Это обусловлено наличием микротрещин на поверхности стали, подвергнутой фрикционной обработке (рисунок 8а).

Таким образом, для повышения циклической прочности стали 20 за счет формирования упрочненного поверхностного слоя также необходимо исключить возможность образования микротрещин в данном слое при фрикционной обработке. В этом случае для обоснованного выбора технологических параметров фрикционной обработки целесообразно проводить расчет поврежденности, которая способствует ускоренному трещинообразованию при последующем циклическом нагружении. Результаты расчета¹⁴ поврежденности ω_{ft} при фрикционной обработке стали 20 представлены на рисунке 15. Из этих данных видно, что непосредственно на поверхности образца $\omega_{ft} = 1$ уже после 50 проходов индентора, а на глубине $h = 2,5$ мкм, соответственно, после 320 проходов индентора (при этом на большей глубине величина поврежденности не превышает $\omega_{ft} = 0,7$). Поэтому, согласно расчету, после проведения фрикционной обработки стали 20 по использованному режиму ($s = 600$) микротрещины должны присутствовать на поверхности образцов, что и наблюдается экспериментально (рисунок 8а).

Во третьей главе исследовано влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной комбинированной деформационно-термической обработки, на особенности деформирования и разрушения среднеуглеродистой стали 50 (0,51 % С) с мартенситной структурой при статическом и циклическом растяжении. Комбинированная деформационно-термическая обработка включает фрикционную обработку скользящим твердосплавным индентором закаленной стали с последующим отпуском при температуре 350 °С. Рассмотрена возможность оценки временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности стали 50 путем проведения стандартных механических испытаний на одноосное растяжение. Циклическое нагружение в области малоциклового усталости проводили с контролируемой величиной общей деформации $\epsilon_{общ} = 0,022$ по схеме знакопостоянного отнулевого растяжения, изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону и частотой нагружения 0,5 Гц.

Комбинированная деформационно-термическая обработка формирует на поверхности закаленной стали 50 (с исходной мартенситной структурой) упрочненный слой, который характеризуется качественной поверхностью с параметрами шероховатости $Ra = 0,04$ мкм и $Rz = 0,28$ мкм (рисунок 16а), высокой микротвердостью поверхности (1000 HV_{0,025}) при общей глубине упрочнения около 220 мкм (рисунок 16б) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2}). Согласно данным сканирующей и просвечивающей электронной

¹⁴ Моделирование и расчет проводили д.т.н. С.В. Смирнов и к.т.н. Д.И. Вичужанин

микроскопии, в тонком (несколько мкм) поверхностном слое закаленной стали 50 в результате комбинированной деформационно-термической обработки возникает относительно однородная дисперсная структура со средним размером кристаллов α -фазы не более 100 нм (рисунок 16в-д). На микроэлектронограмме закаленной стали 50 после комбинированной обработки также присутствуют карбидные рефлексы, но они очень слабые (рисунок 16г). По мере удаления от поверхности трения на глубине от 5-8 до 25-30 мкм наблюдается структура деформированного мартенсита, а на глубине более 30 мкм наблюдается мартенситная структура, практически не отличающаяся от исходной структуры недеформированной стали 50.

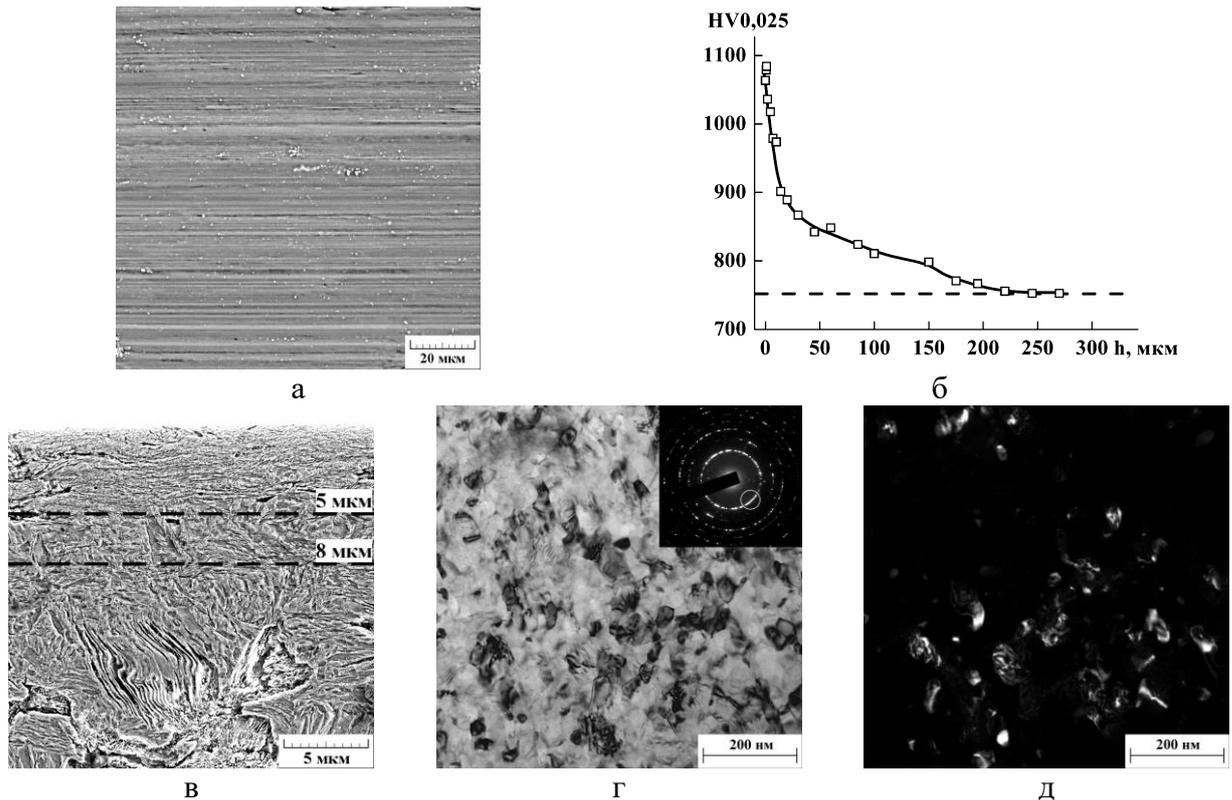


Рисунок 16 – Вид поверхности (а), распределение микротвердости HV0,025 по глубине h упрочненного слоя (б), микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении (в), микроструктура (ПЭМ) в диспергированном слое на глубине до 5 мкм (г, д) стали 50 после комбинированной деформационно-термической обработки. г – светлопольное изображение; д – темнопольное изображение в рефлексе (110) α

Упрочненный поверхностный слой практически не оказывает влияние на механические характеристики стали 50 при статическом растяжении, однако существенным образом изменяет характер развития пластического течения при деформировании в условиях статического и циклического нагружения. При статическом растяжении это выражается в исчезновении площадки текучести на кривой нагружения (рисунок 17) и, соответственно, более однородном пластическом течении образца на начальном этапе пластического деформирования. В условиях циклического растяжения при малоцикловом нагружении это выражается в подавлении образования деформационного рельефа (рисунок 18). В частности, образования мезовихрей, которые характерны для поверхности образцов термически обработанной стали 50 (рисунок 19), в случае стали, подвергнутой комбинированной обработке, не наблюдается (рисунок 20).

Это свидетельствует об однородном пластическом течении стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, не только на начальном этапе нагружения, но и на протяжении всего процесса циклического растяжения, что способствует повышению усталостной прочности.

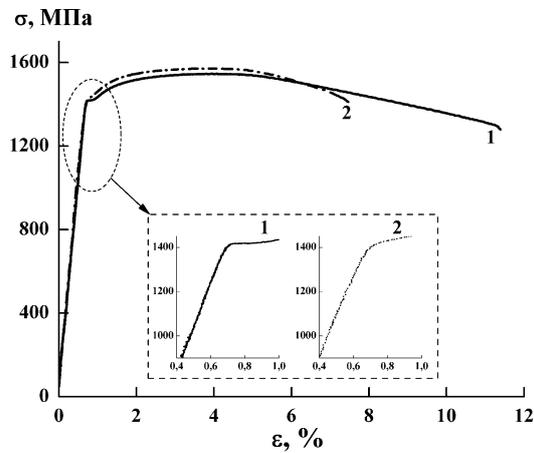


Рисунок 17 – Кривые нагружения при статическом растяжении стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск 350 °С) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке (фрикционная обработка + отпуск 350 °С)

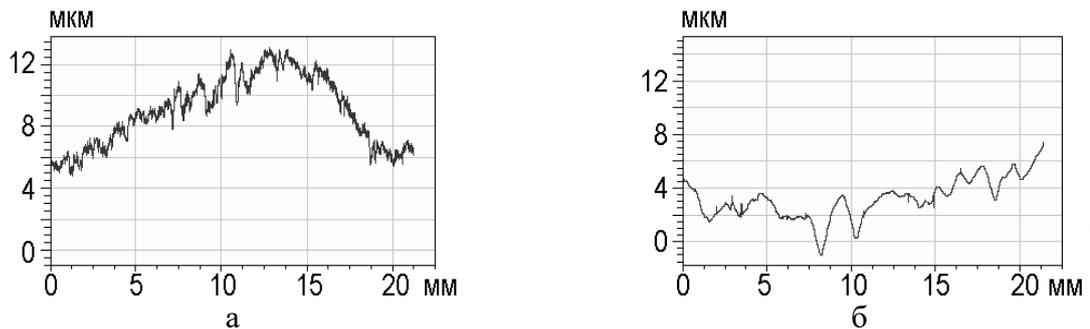


Рисунок 18 – Профилограммы поверхности образцов вдоль оси нагружения (оптическая профилометрия) после циклического растяжения с числом циклов $N = 10$ стали 50, подвергнутой (а) термической обработке (закалка + отпуск 350 °С) и (б) комбинированной деформационно-термической обработке

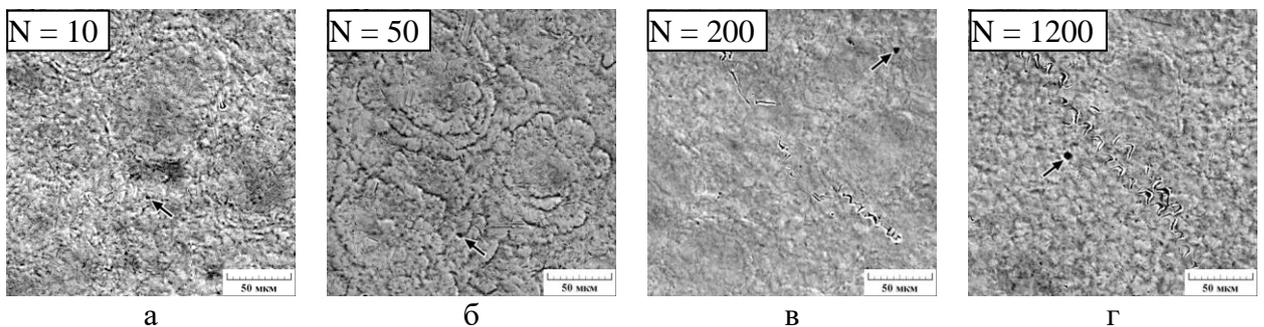


Рисунок 19 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения с различным числом циклов N стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск 350 °С). Стрелками обозначены поры

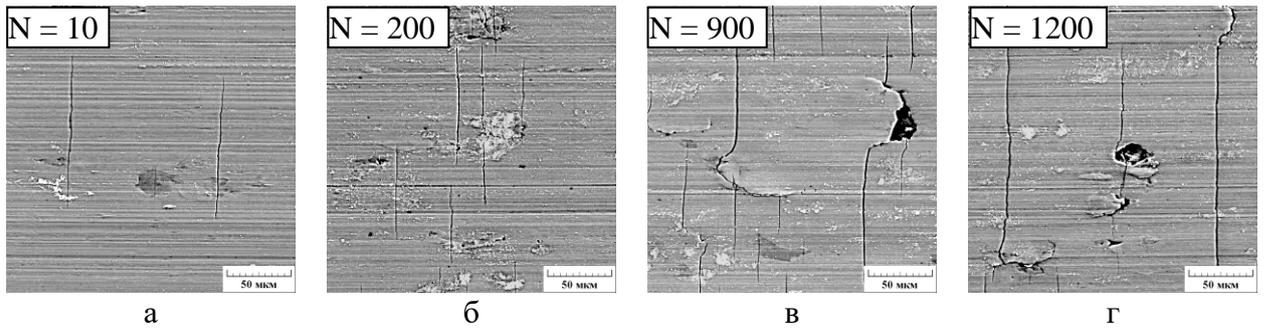


Рисунок 20 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения с различным числом циклов N стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке

Результаты электронно-микроскопического исследования образцов, подвергнутых циклическому растяжению вплоть до разрушения, также показали, что образец стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке (рисунок 21а), продеформировался в зоне излома более равномерно, чем образец термически обработанной стали (рисунок 22а).

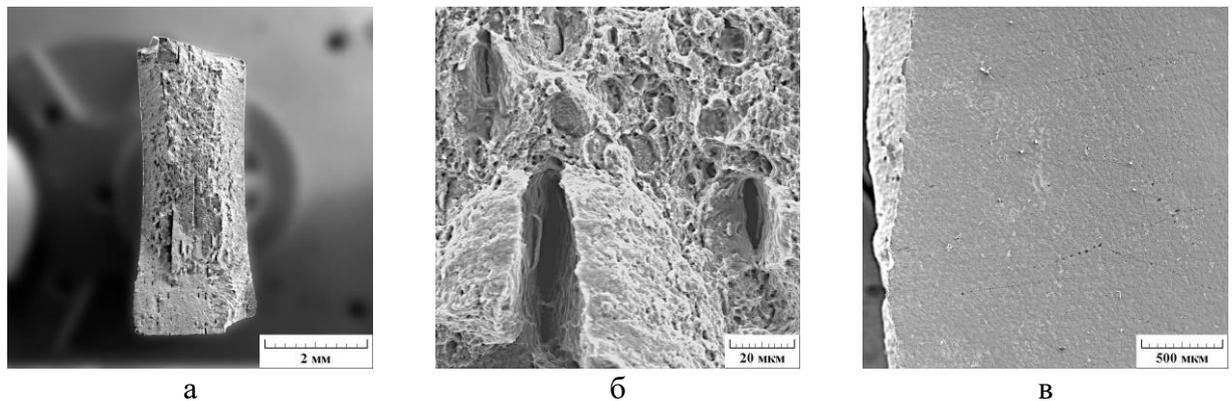


Рисунок 21 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения до разрушения стали 50, подвергнутой термической обработке (закалка + отпуск 350 °С). а – общий вид излома; б – зона стабильного роста трещины; в – боковая поверхность образца вблизи излома

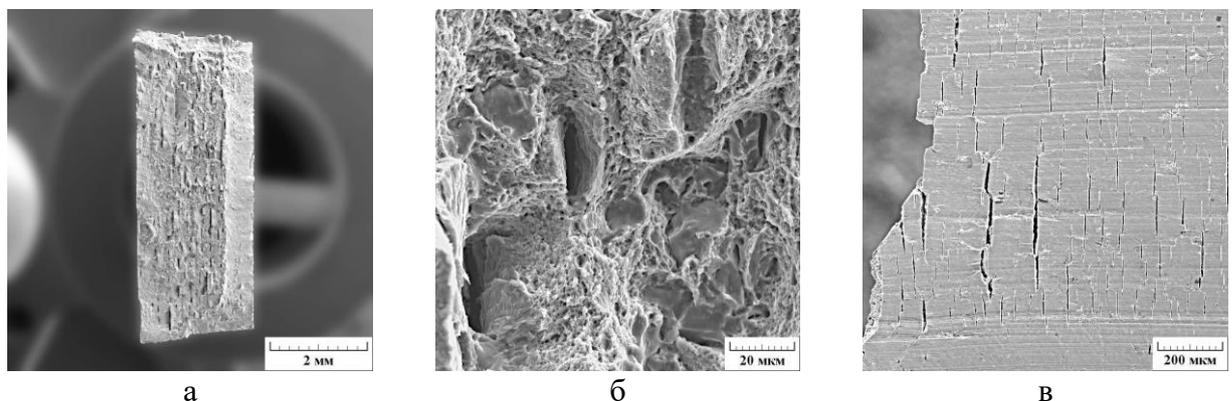


Рисунок 22 – Вид поверхности (СЭМ) образцов после циклического растяжения до разрушения стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке. а – общий вид излома; б – зона стабильного роста трещины; в – боковая поверхность образца вблизи излома

Однако на поверхности образцов стали 50, подвергнутой комбинированной обработке, после циклического нагружения уже при числе циклов $N = 10$ наблюдаются микротрещины, количество и протяженность которых возрастает с увеличением числа циклов нагружения (рисунок 20). При этом разрушение в зоне зарождения и роста трещины у образцов стали, подвергнутой как термической, так и комбинированной деформационно-термической обработкам, носит смешанный характер, микромеханизмами которого являются квазискол в сочетании со слиянием микропор (рисунки 21б; 22б). Следовательно, упрочненный поверхностный слой не приводит к охрупчиванию материала основы образца в ходе стабильного роста трещины при циклическом растяжении. Исследование боковых поверхностей образцов вблизи усталостного излома (рисунки 21в; 22в) показало, что поверхностные микротрещины, наблюдаемые на поверхности образцов стали, подвергнутой комбинированной обработке, способствуют разрушению материала при долоте (рисунок 22в).

При циклическом растяжении с контролируемой величиной общей деформации микротвердость стали 50, подвергнутой термической и комбинированной деформационно-термической обработкам, остается практически постоянной на протяжении всего процесса циклического нагружения (рисунок 23а). Однако интегральная ширина V рентгеновской линии $(110)\alpha$, напротив, существенно изменяется (рисунок 23б). На начальном этапе нагружения (до 10 циклов у стали после термической обработки и до 50 циклов у стали после комбинированной деформационно-термической обработки) наблюдается резкий рост величины $V_{(110)\alpha}$, отражающий повышение плотности дефектов структуры. Затем при нагружении до 200 циклов происходит уменьшение величины $V_{(110)\alpha}$, которое может быть связано с перераспределением дислокаций внутри сформировавшихся при циклической деформации дислокационных субструктурах, а также оттоком дефектов в субмикроскопические нарушения сплошности. При дальнейшем циклическом нагружении величина $V_{(110)\alpha}$ остается практически постоянной. Наблюдаемый рост интегральной ширины V рентгеновской линии $(110)\alpha$ в поверхностном слое стали 50, подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке, свидетельствует о наличии у данного слоя запаса пластичности.

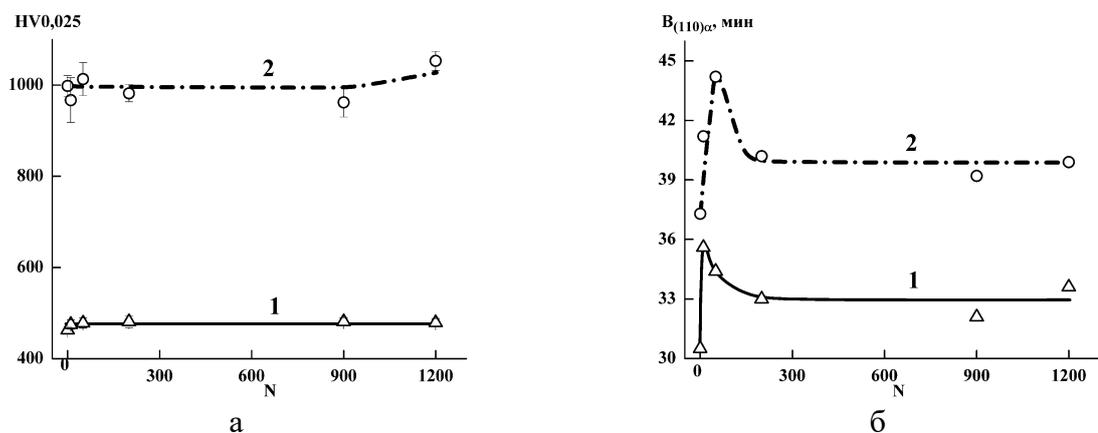


Рисунок 23 – Влияние числа циклов N при циклическом растяжении на микротвердость $HV_{0,025}$ (а) и интегральную ширину V рентгеновской линии $(110)\alpha$ (б) стали 50, подвергнутой (1) термической обработке (закалка + отпуск $350\text{ }^{\circ}\text{C}$) и (2) комбинированной деформационно-термической обработке

Была также проведена расчетно-экспериментальная оценка временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности стали 50 с использованием метода конечных элементов и по правилу смесей, которая показала, что использование обоих способов оценки дает близкие значения временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя, соответственно, 2700 и 2671 МПа.

Оценку временного сопротивления разрыву упрочненного поверхностного слоя по правилу смесей проводили по формуле:

$$\sigma_B^{сл} = \frac{\sigma_B^{онс} - \sigma_B^{осв} \cdot (1 - V^{сл})}{V^{сл}},$$

где $\sigma_B^{сл}$ – временное сопротивление упрочненного поверхностного слоя;

$\sigma_B^{онс}$ – временное сопротивление образца с упрочненным поверхностным слоем;

$\sigma_B^{осв}$ – временное сопротивление образца без упрочненного поверхностного слоя;

$V^{сл} = (2 \cdot t^{сл}) / t^{онс}$ – объемная доля упрочненного поверхностного слоя;

$t^{сл}$ – толщина упрочненного поверхностного слоя;

$t^{онс}$ – толщина образца с упрочненным поверхностным слоем.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности определения временного сопротивления разрыву упрочненного слоя на поверхности материала путем проведения стандартных механических испытаний на одноосное растяжение с целью прогнозирования предела выносливости поверхностно упрочненных материалов.

В четвертой главе исследовано влияние упрочненного слоя, сформированного с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, на особенности деформирования и разрушения метастабильной аустенитной стали AISI 321 (аналог 12X18H9T) при гигацикловом контактно-усталостном нагружении. Испытаний на контактную усталость проводили по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения при частоте колебаний индентора $f = 21$ кГц, амплитуде колебаний индентора $A = 10$ мкм, постоянной нагрузке на индентор $P = 170$ Н на базе $N = 10^9$ циклов нагружения (рисунок 24). Проведен расчет напряжений в зоне контакта индентора с поверхностью образца. Исследованы структурно-фазовые превращения и их влияние на прочностные свойства и коррозионное поведение стали AISI 321, подвергнутой жидкостной цементации при пониженной температуре.

В результате контактно-усталостных испытаний с различным числом циклов нагружения на поверхности образцов были сформированы пятна контакта. Исследование пятен контакта показало, что в зоне воздействия плоской торцевой поверхности индентора (центральная зона) при числе циклов нагружения 10^8 на поверхности неупрочненной стали отчетливо видны следы поверхностного деформирования (обозначены стрелками 1 на рисунке 25а). На данной стадии нагружения, когда поверхность стали упрочняется лишь до 395 HV0,025 (рисунок 26а), еще не происходит разрушение поверхностного слоя стали. С увеличением числа циклов контактного нагружения до $3 \times 10^8 - 5 \times 10^8$ наблюдается равномерное выкрашивание поверхностного слоя стали (обозначено стрелками 2 на рисунке 25б,в), свидетельствующее о начавшемся

разрушении поверхностного слоя в результате механического воздействия индентора. При этом средняя микротвердость поверхности стали возрастает от 370 HV_{0,025} (микротвердость перед нагружением) до 420-460 HV_{0,025}, еще не достигая предельных значений (рисунок 26а). Нагружение до $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$ циклов приводит к появлению глубоких и протяженных локализованных выкрошенных участков (обозначены стрелками 3 на рисунке 25г), глубина которых составляет около 20 мкм, и сопровождается достижением максимальных значений микротвердости (500 HV_{0,025}) поверхности стали (рисунок 26а). Отсутствие дальнейшего роста микротвердости при увеличении числа циклов от 8×10^8 до 1×10^9 циклов свидетельствует о наблюдаемом в данном случае исчерпании ресурса пластичности стали, что способствует разрушению поверхности стали при контактно-усталостном нагружении. Таким образом, метастабильная аустенитная хромоникелевая сталь AISI 321 обладает недостаточно высокой контактной выносливостью в условиях циклического ударного нагружения.

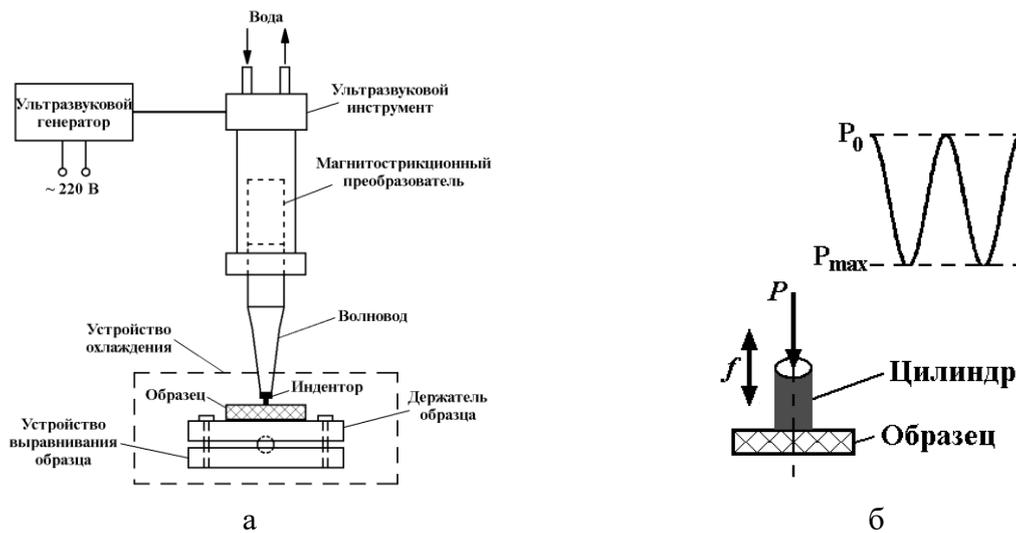


Рисунок 24 – Эскиз установки (а) и схема механических испытаний на контактную усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» (б)

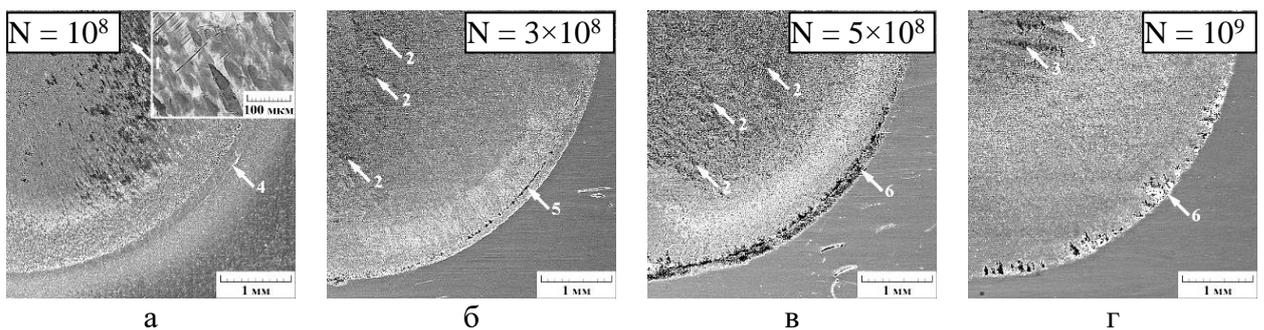


Рисунок 25 – Пятна контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний стали AISI 321 с различным числом циклов нагружения N. Стрелками 1 обозначены следы поверхностного пластического деформирования, 2 – участки равномерного выкрашивания, 3 – глубокие и протяженные локализованные выкрошенные участки, 4 – кольцеобразный след пластического деформирования, 5 – частично соединенные между собой разрушенные участки, 6 – кольцеобразная зона разрушения

В зоне воздействия на образец края индентора (периферийная зона) при числе циклов нагружения 10^8 на поверхности стали виден кольцеобразный (по форме

индентора) след пластического деформирования (обозначен стрелкой 4 на рисунке 25а). С увеличением числа циклов контактного нагружения до 3×10^8 на поверхности стали уже образовались разрушенные участки, которые частично соединены между собой (обозначены стрелкой 5 на рисунке 25б). При числе циклов нагружения 5×10^8 эти участки сливаются и образуют на поверхности кольцообразную зону разрушения (обозначена стрелками 6 на рисунке 25в,г). Дальнейшее нагружение до $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$ циклов сопровождается продолжающимся разрушением поверхности в зоне воздействия периферийной части индентора. При этом глубина контактных повреждений в периферийной зоне превышает 40 мкм. Отличия характера деформирования и разрушения в различных зонах обусловлены более интенсивным воздействием на сталь края индентора вследствие концентрации напряжений в периферийной зоне пятен контакта, что подтверждается результатами расчета (рисунок 27). При этом соотношение нормальных контактных напряжений на границе и в центре области взаимодействия составляет 1,8 раза.

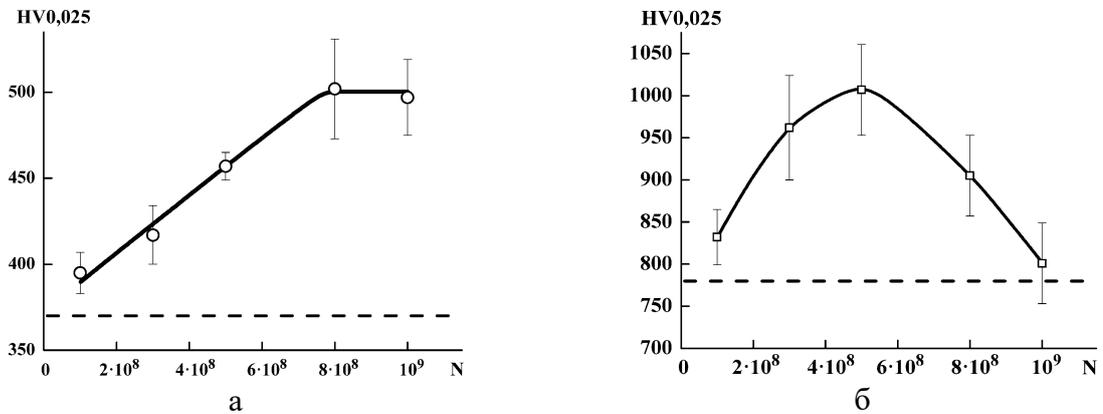


Рисунок 26 – Влияние числа циклов нагружения N на микротвердость HV0,025 стали AISI 321 без поверхностного упрочнения (1) и подвергнутой фрикционной обработке (2). Штриховой линией показано значение микротвердости стали перед испытаниями

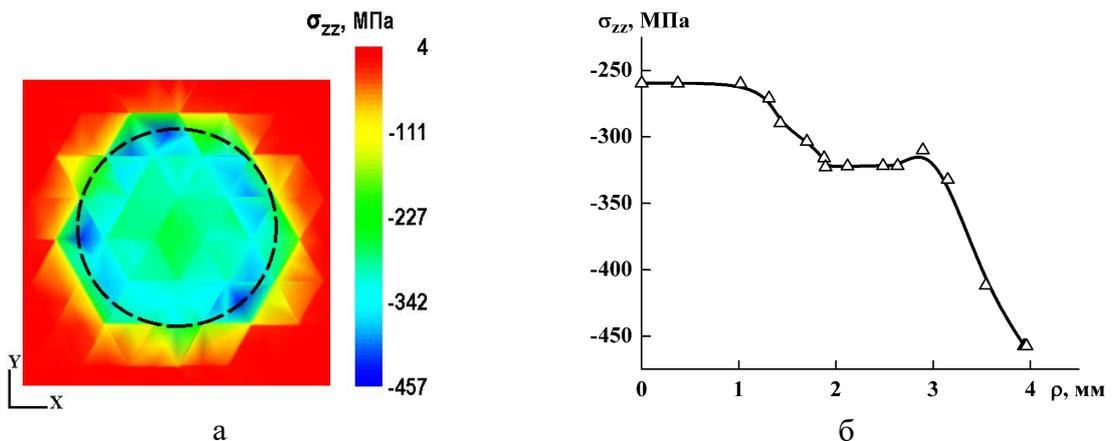


Рисунок 27 – Распределение нормальных контактных напряжений σ_{zz} на поверхности пластины (а) и зависимость нормальных контактных напряжений σ_{zz} от расстояния от центра области взаимодействия штампа и пластины ρ (б). Граница области взаимодействия штампа и пластины обозначена штриховой линией

Фрикционная обработка формирует на поверхности стали AISI 321 упрочненный слой, который характеризуется выглаженной поверхностью с параметрами шероховатости $R_a = 0,23$ мкм и $R_z = 1,88$ мкм (рисунок 28а), высокой микротвердостью (780 HV_{0,025}) при общей глубине упрочнения около 500 мкм (рисунок 28б), благоприятными сжимающими остаточными напряжениями (рисунок 28в) и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2}). Структура поверхностного слоя стали AISI 321 после фрикционной обработки полностью состоит из мартенсита деформации. При этом по мере удаления от поверхности образца, количество α -фазы уменьшается и становится равным нулю на глубине 240 мкм (рисунок 28г). Выявлено также повышение контактного модуля упругости E^* и его немонотонное распределение по глубине упрочненного слоя (рисунок 28д). Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, в поверхностном слое стали AISI 321 глубиной до 25-35 мкм в результате фрикционной обработки возникает относительно однородная дисперсная структура (рисунок 28е). Отметим наличие пор, которые могут образовывать скопления (указаны стрелкой 1 на рисунке 28е). На глубине от 25-35 до 40-50 мкм наблюдается деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами. На глубине более 50 мкм наблюдается структура деформированного аустенита с образованием мартенсита деформации в пределах исходных аустенитных зерен.

Данные просвечивающей электронной микроскопии показывают, что на глубине до 25-35 мкм структура преимущественно субмикроструктурная с размером кристаллитов α -фазы менее 500 нм (рисунок 28ж,з). Кроме вытянутых субзерен, присутствуют сформировавшиеся отдельные зерна с формой, приближенной к округлой. Расчет среднего размера зерна α -фазы дает величину $d_\alpha = 180 \pm 10$ нм (рисунок 28з). На представленной микроэлектронограмме видно, что рефлекс растягиваются по окружности (рисунок 28ж), а на темнопольном изображении светятся достаточно протяженные участки (рисунок 28з). Это свидетельствует о начале формирования смешанной структуры, образованной ячейками и микрокристаллитами с высокоугловыми границами, однако доля высокоугловых границ еще невелика. Отметим, что деформированная структура с вытянутыми мартенситными кристаллами, которая наблюдается на глубине от 25-35 до 40-50 мкм, характеризуется высокой плотностью дислокаций, равномерно распределенных в объеме материала (рисунок 28и,к).

Как было отмечено выше, подвижные дислокации способны создавать дополнительную упругую деформацию и снижать модуль упругости, а рост плотности закрепленных дислокаций будет способствовать повышению модуля упругости материала. Наблюдаемое повышение контактного модуля упругости E^* и его немонотонное распределение по глубине упрочненного слоя (рисунок 28д) обусловлено формированием структур с ограниченной подвижностью дислокаций, а именно, ячеистой дислокационной структуры (закреплены дислокации, находящиеся в стенках ячеек; рисунок 28ж,з) и дисперсной структуры с высокой плотностью дислокаций, затрудняющей их движение (рисунок 28и,к). Кроме того, образование мартенсита деформации также способствует повышению модуля упругости в упрочненном

поверхностном слое, поскольку дислокации в ОЦК решетке менее подвижны, чем в ГЦК решетке¹⁵.

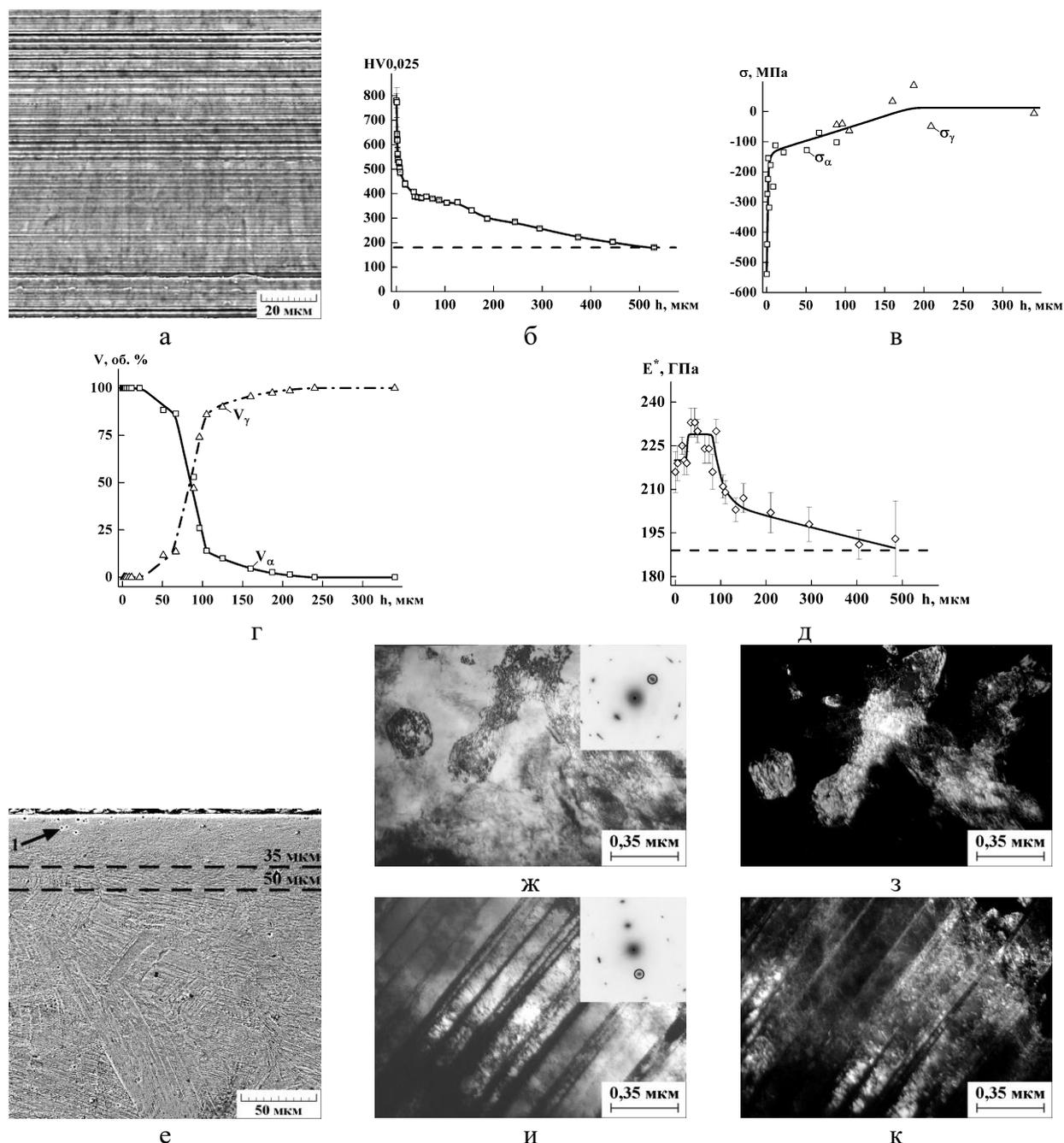


Рисунок 28 – Вид поверхности (а), распределение микротвердости HV_{0,025} (б), остаточных напряжений в α-фазе σ_α и γ-фазе σ_γ (в), объемных долей α-фазы V_α и γ-фазы V_γ (г) и контактного модуля упругости E^* (д) по глубине h упрочненного слоя, микроструктура (СЭМ) в поперечном сечении (е), микроструктура (ПЭМ) на глубине 1-5 мкм (ж, з) и на глубине 40 мкм (и, к) стали AISI 321 после фрикционной обработки. ж, и – светлопольные изображения с соответствующими микроэлектронограммами; з, к – темнопольные изображения в рефлексах (110) α (обозначены окружностями на микроэлектронограммах на рис. ж, и). Стрелкой 1 на рис. е обозначено скопление пор

¹⁵ Suzuki T., Kamimura Y., Kirchner H.O.K. Plastic homology of bcc metals // Philosophical Magazine A. – 1999. – V. 79. – Is. 7. – P. 1629-1642.

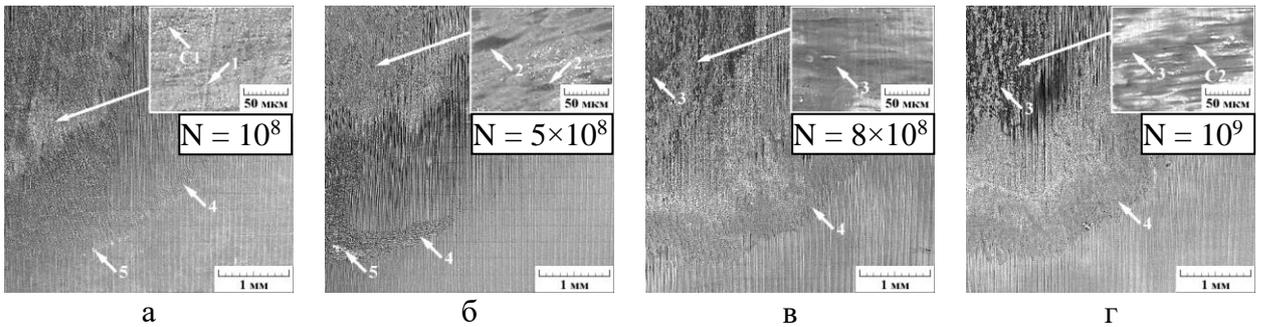


Рисунок 29 – Пятна контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний поверхностно упрочненной стали AISI 321 с различным числом циклов нагружения N . Стрелками 1 обозначены следы поверхностного пластического деформирования; 2 – участки равномерного выкрашивания; 3 – протяженные локализованные выкрошенные участки; 4 – кольцеобразный след пластического деформирования; 5 – частично соединенные между собой разрушенные участки; C1, C2 – трещины

Исследование пятен контакта методом сканирующей электронной микроскопии показало, что в зоне воздействия центральной части индентора при числе циклов нагружения 10^8 на поверхности стали, подвергнутой фрикционной обработке, наблюдаются следы деформационного воздействия (обозначены стрелкой 1 на рисунке 29а) и трещины (обозначены стрелкой C1 на рисунке 29а). Следовательно, уже на данной стадии нагружения начинается разрушение поверхностного слоя стали. С увеличением числа циклов контактного нагружения до 3×10^8 на поверхности стали появляются отдельные выкрошенные участки, а при числе циклов нагружения 5×10^8 наблюдается равномерное выкрашивание поверхностного слоя стали (обозначены стрелками 2 на рисунке 29б), свидетельствующее о продолжающемся разрушении поверхностного слоя в результате механического воздействия индентора. При этом средняя микротвердость поверхности образца возрастает от 780 HV_{0,025} (микротвердость поверхности стали перед нагружением) до 1010 HV_{0,025} и достигает максимальных значений (рисунок 26б). Нагружение до 8×10^8 – 1×10^9 циклов приводит к появлению протяженных выкрошенных участков (обозначены стрелками 3 на рисунке 29в,г). На поверхности нижележащих слоев вновь формируются трещины (обозначены стрелкой C2 на рисунке 29г). Однако глубина контактных повреждений при этом составляет 1-2 мкм и существенно меньше, чем толщина упрочненного фрикционной обработкой поверхностного слоя (порядка 500 мкм) и глубина контактных повреждений (около 20 мкм) после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321. Следовательно, после 10^9 циклов контактного нагружения, разрушению подвергся не весь упрочненный слой, а только его тонкая поверхностная часть. Об этом также свидетельствует снижение микротвердости до 800 HV_{0,025}, что практически соответствует микротвердости поверхности стали перед испытаниями (рисунок 26б).

В зоне воздействия на образец края индентора (периферийная зона) при числе циклов нагружения 10^8 на поверхности стали виден слабо выраженный кольцеобразный (по форме индентора) след пластического деформирования (обозначен стрелками 4 на рисунке 29). С увеличением числа циклов контактного нагружения вплоть до 10^9 , этот кольцеобразный след становится более выраженным. При числе циклов нагружения 1×10^8 – 5×10^8 в зоне воздействия периферийной части индентора также наблюдаются разрушенные участки, которые частично соединены между собой (обозначены стрелками 5 на рисунке 29а,б). Однако площадь этих участков относительно небольшая, и они не

образуют на поверхности такую кольцеобразную зону разрушения, как после ударного контактно-усталостного нагружения неупрочненной стали AISI 321 (рисунок 25в,г). Кроме того, дальнейшее нагружение до $8 \times 10^8 - 1 \times 10^9$ циклов не сопровождается появлением таких разрушенных участков (рисунки 29в,г). Появление этих разрушенных участков связано с дефектами упрочненного поверхностного слоя, в частности скоплениями пор (рисунок 28е), и концентрацией напряжений в периферийной зоне пятен контакта (рисунок 27). Таким образом, упрочненный поверхностный слой повышает контактную выносливость стали AISI 321 при циклическом ударном нагружении. Однако локализации контактных повреждений могут способствовать дефекты упрочненного слоя (в частности, поры), поэтому их количество должно быть минимальным. При этом величина микротвердости поверхности и глубина контактных повреждений, измеренные в зоне пятен контакта, могут служить количественными критериями, позволяющими оценить степень усталостной деградации и остаточный ресурс стали AISI 321 в условиях гигациклового контактно-усталостного нагружения. Полученные результаты также свидетельствуют о том, что предложенная методика испытаний на контактную гигацикловую усталость является эффективной для оценки контактной выносливости пластичных металлических материалов, таких как аустенитные нержавеющие стали, а также металлических материалов с упрочненным поверхностным слоем.

В качестве альтернативного способа упрочнения поверхности была проведена жидкостная цементация стали AISI 321 в солевой ванне при температуре 780 °С, в результате которой на поверхности стали AISI 321 был сформирован упрочненный слой, который характеризуется высокой микротвердостью поверхности (890 HV_{0,025}) при общей глубине упрочнения около 500 мкм и повышенным сопротивлением механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют данные микроиндентирования (возрастают значения параметров R_e , H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2}). Следовательно, цементацию можно рассматривать в качестве альтернативы фрикционной обработке при создании на поверхности аустенитных сталей упрочненного слоя с повышенными физико-механическими свойствами.

Цементация аустенитных сталей может сопровождаться образованием мартенсита вследствие высокого уровня напряжений, вызванных пересыщением решетки аустенита углеродом. Релаксация напряжений протекает путем пластической деформации аустенита, при этом в структуре стали могут наблюдаться характерные признаки деформации, такие как полосы скольжения. Однако вопрос образования мартенсита при цементации аустенитных сталей не был подробно изучен. Проведенное исследование показало, что в поверхностном слое цементованной метастабильной аустенитной стали AISI 321 развивается мартенситное превращение по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ (двухстадийное превращение) и образуется α' -мартенсит в количестве $V_\alpha = 20$ об. % (рисунок 30). Деформационное мартенситное превращение в цементованном слое происходит при охлаждении после цементации. При этом, несмотря на образование значительного количества мартенсита деформации, цементация не приводит к снижению коррозионной стойкости аустенитной стали AISI 321 (рисунок 31; таблица 1). Это обусловлено тем, что атомы внедрения, в частности, углерод, стабилизируют электронное строение железа, тем самым повышая его

коррозионную стойкость. При этом образуемые этими элементами оксианионы являются эффективными ингибиторами и подавляют анодную коррозию¹⁶.

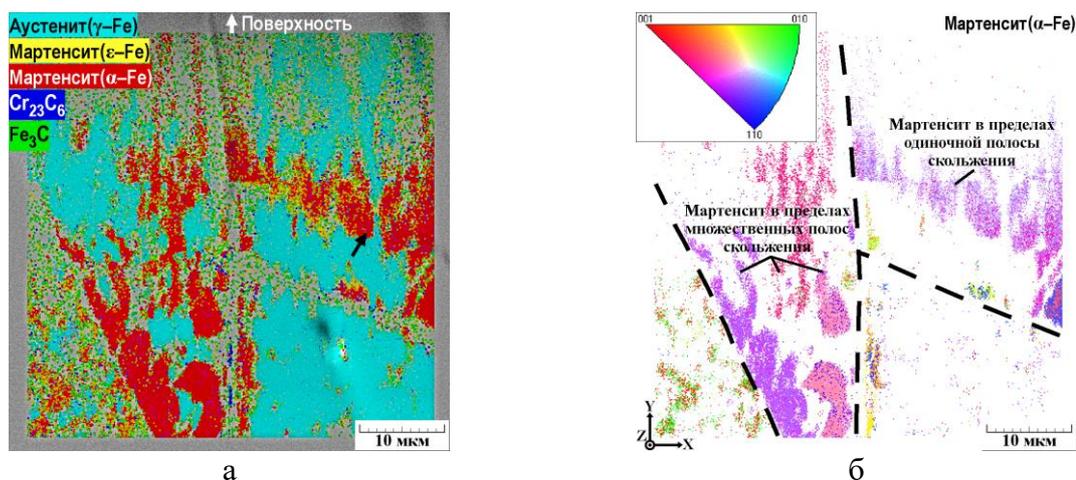


Рисунок 30 – Фазовый состав (ДОРЭ) поверхностного слоя стали AISI 321 после цементации: а – карта фаз; б – карта ориентировок (в направлении Z) α' -мартенсита. Штриховой линией на рис. б обозначены границы аустенитных зерен

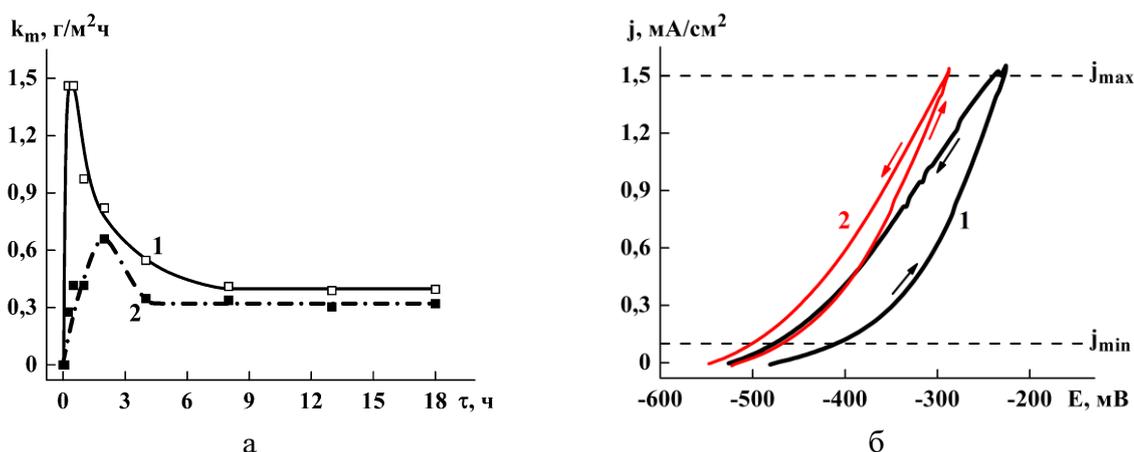


Рисунок 31 – Скорость общей коррозии (а) и поляризационные кривые (б) для стали AISI 321 перед цементацией (1) и после жидкостной цементации (2)

Таблица 1 – Характеристики коррозии* стали AISI 321, определенные в результате испытаний с использованием метода циклической потенциодинамической поляризации

Режим обработки	E_{corr} , мВ	E_{pit} , мВ	E_{rp} , мВ	$\Delta E = E_{\text{pit}} - E_{\text{rp}} $, мВ
Без поверхностного упрочнения	-472	-411	-476	65
После цементации	-513	-470	-500	30

* E_{corr} – потенциал свободной коррозии, E_{pit} – потенциал питтингообразования, E_{rp} – потенциал репассивации

¹⁶ Effects of alloying elements and microstructure on stainless steel corrosion: a review / J. Sun, H. Tang, C. Wang, Z. Han, S. Li // Steel Research International. – 2022. – V. 93. – Is. 5. – Art. 2100450. – P. 1-19.

В пятой главе исследованы особенности деформирования и разрушения наплавленных лазером покрытий из сплавов на хромоникелевой основе при многоцикловом контактно-усталостном нагружении. Испытания на контактную усталость проводили по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с изменением нагрузки в цикле по периодическому (синусоидальному) закону, диаметром стального шара 12,7 мм, предварительной нагрузкой $P_0 = 0,1$ кН, максимальной нагрузкой $P_{\max} = 8,7$ кН, частотой нагружения $f = 35$ Гц на базе $N = 10^6$ циклов нагружения (рисунок 1). В качестве критерия для оценки стойкости материалов в условиях циклического воздействия индентора использовали изменение размера пятна контакта на поверхности покрытия в зависимости от числа циклов нагружения и появление трещин по контуру пятна контакта. Проведена оценка способности поверхности наплавленных покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию с использованием данных микроиндентирования.

Таблица 2 – Химический состав использованных порошков и порошковых смесей на их основе

Марка порошка	Содержание компонентов, мас. %									
	C	Cr	Ni	Co	Fe	Si	B	W	TiC	Cr ₃ C ₂
ПГ-CP2	0,48	14,8	77,12	–	2,6	2,9	2,1	–	–	–
ПГ-10Н-01	0,92	18,2	69,98	–	3,4	4,2	3,3	–	–	–
ПГ-CP2 – 15% TiC	0,41	12,6	65,49	–	2,2	2,5	1,8	–	15	–
ПГ-CP2 – 25% TiC	0,36	11,1	57,74	–	2,0	2,2	1,6	–	25	–
ПГ-CP2 – 15% Cr ₃ C ₂	0,41	12,6	65,49	–	2,2	2,5	1,8	–	–	15
ПГ-10К-01	1,45	22,6	31,8	36,15	1,2	1,1	1,6	4,1	–	–

В качестве материалов для создания покрытий (таблица 2) были использованы порошки марок ПГ-CP2, ПГ-10Н-01 (хромоникелевые сплавы системы NiCrBSi) и ПГ-10К-01 (кобальтхромоникелевый сплав системы CoNiCrW) гранулометрического состава 40-160 мкм. Для создания композиционных покрытий с добавкой карбида титана использовали порошковую смесь, полученную перемешиванием порошков марки ПГ-CP2 и карбида титана TiC гранулометрического состава 50-150 мкм в количестве 15 и 25 мас. %. Для создания композиционного покрытия с добавкой карбида хрома использовали порошковую смесь, полученную перемешиванием порошков марки ПГ-CP2 и карбида хрома Cr₃C₂ гранулометрического состава 50-150 мкм в количестве 15 мас. %.

В результате двухслойной лазерной наплавки порошковых смесей на поверхности пластины из стали Ст3 формируются покрытия, общий вид которых приведен на рисунке 32. Покрытия по всей толщине характеризуются достаточно равномерным распределением структурных составляющих, имеют дендритное строение, при этом направление дендритов соответствует градиенту температур при кристаллизации. После лазерной наплавки металлическую матрицу покрытий ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 составляют пересыщенный твердый раствор на основе Ni (γ -фаза) и эвтектика, состоящая из γ -фазы и бориды Ni₃B, а покрытия ПГ-10Н-01 – пересыщенный твердый раствор на основе Ni и Co (γ -фаза) и эвтектика, состоящая из γ -фазы и бориды CoB. Композиционные покрытия ПГ-

CP2 также содержат достаточно крупные частицы карбидов TiC и Cr_3C_2 , которые не растворяются в процессе наплавки (рисунок 32д-ж). Особенностью композиционных покрытий ПГ-CP2 с карбидом титана является наличие в их структуре несплошностей, которые располагаются как внутри крупных частиц TiC , так и на границе карбидов титана с металлической матрицей, а также внутри нее. В покрытия ПГ-10Н-01 после отжига формируется значительно более грубодисперсная структура с крупными выделениями упрочняющих фаз CrV и Cr_7C_3 (рисунок 32в), размеры которых сопоставимы с размерами карбидных частиц композиционных покрытий (рисунок 32д-ж). В металлической матрице данного покрытия наряду с боридом Ni_3B также присутствует силицид Ni_3Si . Размер упрочняющих фаз покрытий ПГ-CP2 ($Cr_{23}C_6$), ПГ-10Н-01 (CrV , Cr_7C_3) и ПГ-10К-01 ($Cr_{23}C_6$, $Cr(V,C)$) находится в пределах 1-10 мкм. Композиционные покрытия на основе ПГ-CP2 и покрытие ПГ-10Н-01 после отжига содержат крупные (50-150 мкм) частицы упрочняющих фаз. На рисунке 32 также приведена микротвердость поверхности покрытий.

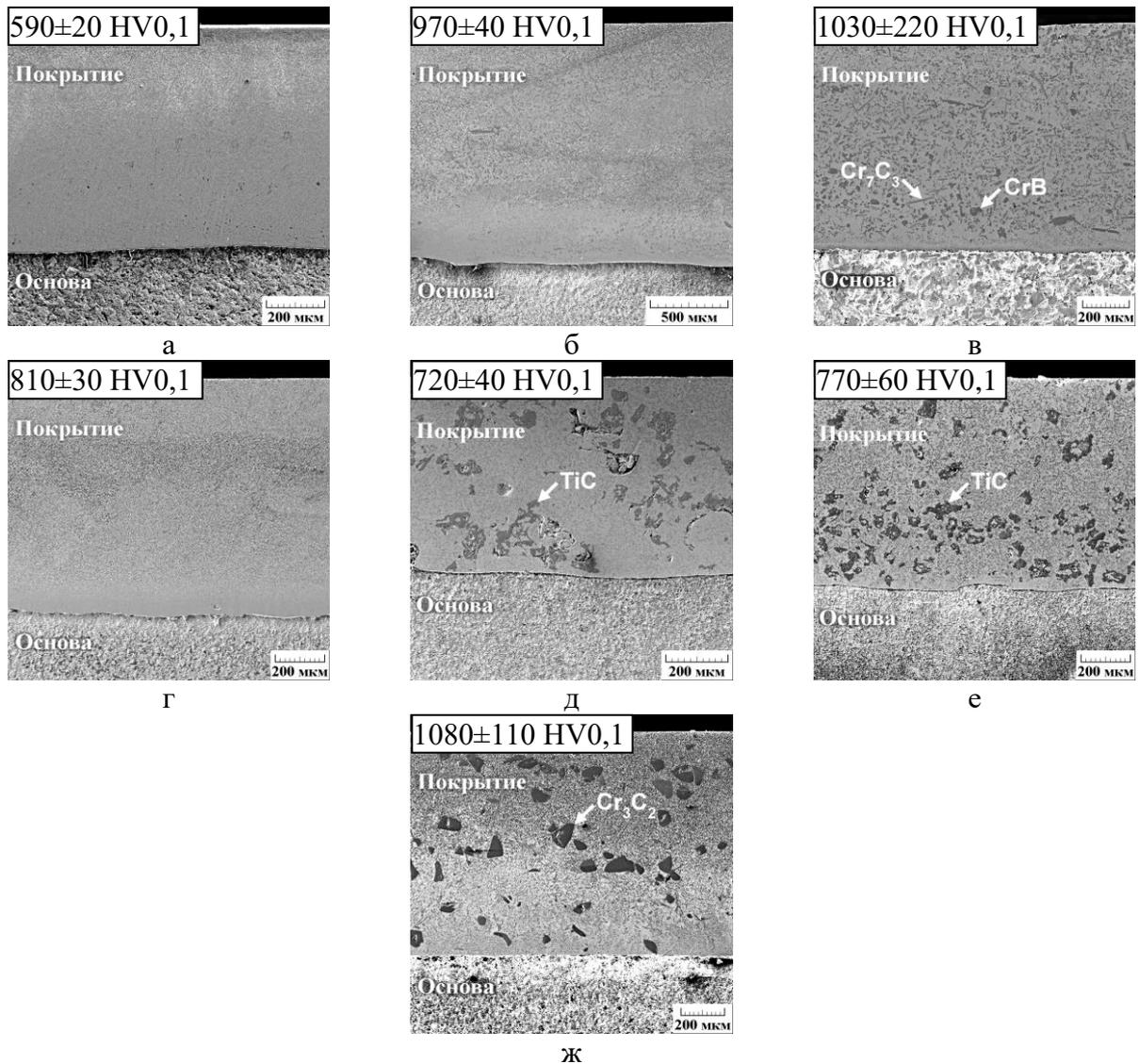


Рисунок 32 – Общий вид покрытий ПГ-CP2 (а), ПГ-10Н-01 после наплавки (б), ПГ-10Н-01 после отжига (в), ПГ-10К-01 (г), ПГ-CP2 с добавками 15 мас. % TiC (д), 25 мас. % TiC (е) и 15 мас. % Cr_3C_2 (ж). HV – микротвердость поверхности покрытий

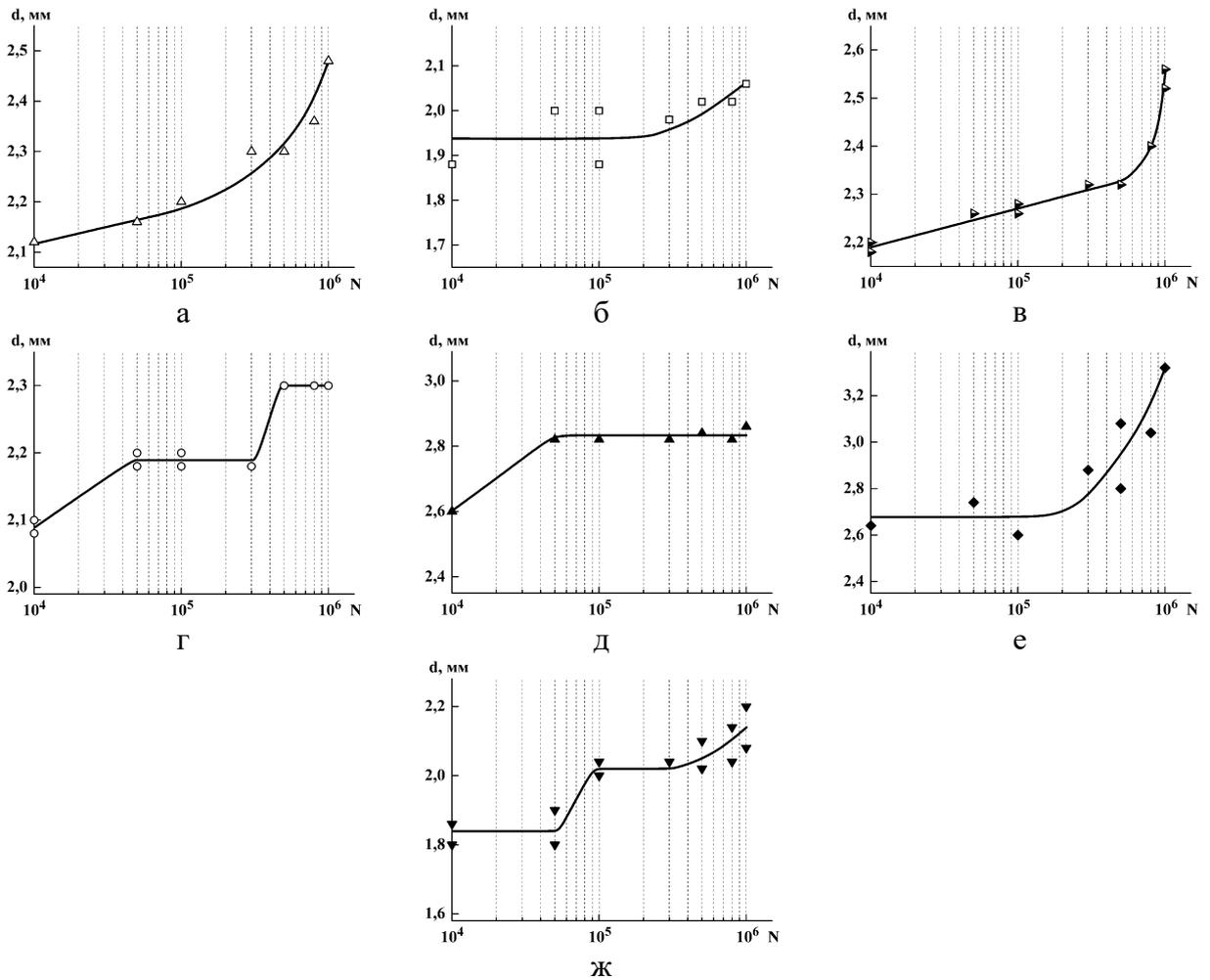


Рисунок 33 – Влияние числа циклов нагружения N на диаметр пятна контакта d после контактно-усталостных испытаний покрытий ПГ-СР2 (а), ПГ-10Н-01 после наплавки (б), ПГ-10Н-01 после отжига (в), ПГ-10К-01 (г), ПГ-СР2 с добавками 15 мас. % TiC (д), 25 мас. % TiC (е) и 15 мас. % Cr₃C₂ (ж)

Результаты контактно-усталостных испытаний исследованных покрытий представлены на рисунке 33. Видно, что с ростом числа циклов контактного нагружения у покрытий ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 (после отжига) наблюдается непрерывный рост диаметра пятна контакта. У покрытия ПГ-10Н-01 имеет место незначительный рост диаметра пятна контакта. У покрытий ПГ-10К-01 и ПГ-СР2 – 15%Cr₃C₂ наблюдается выраженная периодичность, при которой наблюдается чередование периодов роста размера контактных повреждений с периодами, когда размер контактных повреждений практически не изменяется. У покрытия ПГ-СР2 – 15%TiC после небольшого роста наблюдается стабилизация размера контактных повреждений. У покрытия ПГ-СР2 – 25%TiC наблюдается значительное увеличение диаметра пятна контакта. Таким образом, контактная выносливость наплавленных лазером хромоникелевых покрытий существенно отличается. По степени возрастания контактной выносливости (уменьшения размера контактных повреждений), исследуемые покрытия можно расположить следующим образом: ПГ-СР2 – 25% TiC, ПГ-СР2 – 15% TiC, ПГ-10Н-01 после отжига, ПГ-СР2, ПГ-10К-01, ПГ-СР2 – 15% Cr₃C₂, ПГ-10Н-01.

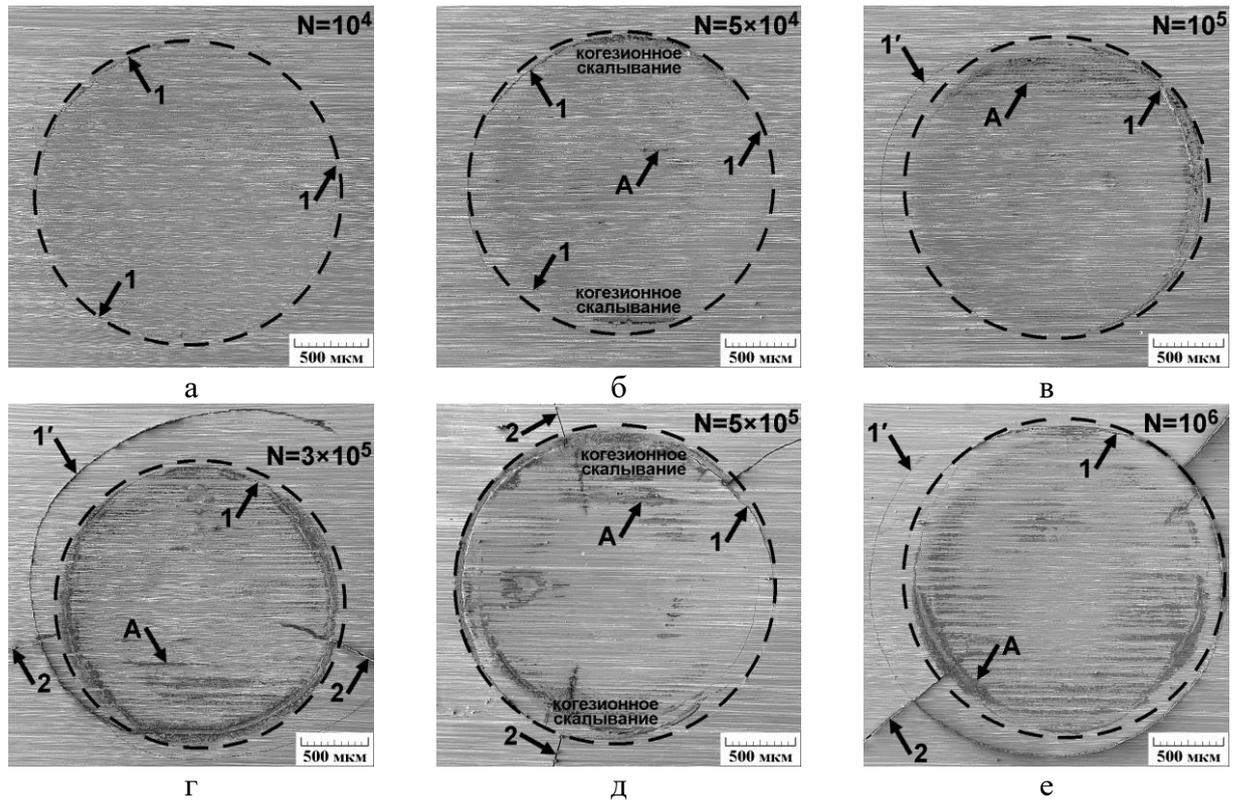


Рисунок 34 – Вид пятен контакта (СЭМ) после контактно-усталостных испытаний покрытия ПГ-10К-01 с числом циклов нагружения $N = 10^4$ (а), 5×10^4 (б), 10^5 (в), 3×10^5 (г), 5×10^5 (д) и 10^6 (е). Стрелками 1 указаны первичные кольцевые трещины, стрелками 1' – вторичные кольцевые трещины, стрелками 2 – радиальные трещины, стрелками А – участки фреттинг-износа поверхности. Штриховой линией обозначен край пятна контакта

Электронно-микроскопическое исследование пятен контакта показало, что в процессе контактно-усталостного нагружения исследованных покрытий развиваются процессы трещинообразования, характеризующиеся возникновением многочисленных кольцевых и радиальных трещин, а также процессы фреттинг-износа. Наиболее отчетливо стадийность процесса усталостной деградации прослеживается у покрытия ПГ-10К-01. В частности, образование выраженных кольцевых трещин (обозначены стрелками 1 на рисунке 34) на поверхности покрытия ПГ-10К-01 наблюдается уже после 10^4 циклов нагружения (рисунок 34а). При числе циклов 5×10^4 кольцевые трещины полностью сформированы, что приводит к когезионному скалыванию покрытия (рисунок 34б) и росту диаметра пятна контакта (рисунок 33г). Появляются также характерные темные участки (указаны стрелками А на рисунке 34), свидетельствующие о протекании процесса фреттинг-износа. Дальнейшее нагружение до 10^5 циклов сопровождается появлением вторичных кольцевых трещин (обозначены стрелками 1' на рисунке 34), которые зарождаются на уже имеющихся кольцевых трещинах (см. рисунок 34в). При увеличении числа циклов нагружения до 3×10^5 продолжается рост вторичных кольцевых трещин, которые закручиваются в спираль вокруг пятна контакта (см. рисунок 34г). Образуются также радиальные трещины (обозначены стрелками 2 на рисунке 34), распространяющиеся от края пятна контакта по поверхности покрытия (рисунок 34г). При числе циклов нагружения 5×10^5 процесс формирования вторичных кольцевых трещин завершается, и снова происходит когезионное скалывание покрытия (рисунок 34д) и рост диаметра пятна контакта (рисунок 33г). Внутри пятен контакта также можно наблюдать

затертые кольцевые и радиальные трещины, остающиеся там после когезионного скалывания покрытия. Дальнейшее нагружение в диапазоне от 5×10^5 до 10^6 циклов сопровождается появлением и ростом новых кольцевых и радиальных трещин (рисунок 34е), то есть повторяются те же самые процессы усталостной деградации покрытия, что и при нагружении в диапазоне от 5×10^4 до 3×10^5 циклов. Таким образом, процесс усталостной деградации покрытий при контактно-усталостном нагружении заключается в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

Полученные результаты наглядно демонстрируют, что более твердые покрытия не всегда обладают более высокой контактной выносливостью. Проведенные исследования показали, что размер пятна контакта определяется двумя основными факторами: 1) пластическим деформированием (течением материала) поверхностного слоя покрытий под действием циклического контактного нагружения и 2) трещинообразованием, которое ослабляет поверхностный слой и способствует увеличению диаметра пятна контакта. Именно за счет интенсивного трещинообразования у покрытий ПГ-СР2, ПГ-СР2 – 25%TiC и ПГ-10Н-01 после отжига при определенном числе циклов нагружения наблюдается ускоренный рост размера пятна контакта (рисунок 33а, в, е) по сравнению с покрытиями ПГ-10Н-01, ПГ-СР2 – 15%TiC, ПГ-СР2 – 15%Cr₃C₂ и ПГ-10К-01 (рисунок 33б,г,д,ж). Трещинообразование более активно развивается в условиях многократного микропластического деформирования поверхностного слоя в условиях циклического сжатия. Поэтому оба указанных фактора (и пластическое деформирование, и трещинообразование), определяющие размер пятна контакта, и, соответственно, стойкость при контактно-усталостном нагружении, обусловлены способностью материала сопротивляться пластической деформации при циклическом нагружении. В этой связи, для оценки способности поверхности исследованных покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию целесообразно использовать метод инструментального микроиндентирования. Этот метод широко используется для изучения микромеханических характеристик материалов и позволяет определять различные характеристики материала на основе непрерывной регистрации диаграммы нагружения и разгрузки в координатах «нагрузка – перемещение индентора».

Чтобы оценить способность поверхностных слоев материала сопротивляться механическому контактному воздействию и, соответственно, выдерживать эксплуатационные нагрузки, существует ряд расчетных параметров, которые определяют на основе измеряемых при индентировании характеристик. Так, отношение твердости вдавливания H_{IT} к контактному модулю упругости E^* (H_{IT}/E^*) и упругое восстановление $R_e = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \times 100\%$ (которое определяется как отношение разности максимальной и остаточной глубины внедрения индентора к максимальной глубине, выраженное в процентах), характеризуют упругую деформацию (точнее долю упругой деформации в общей деформации) и, соответственно, способность материала сопротивляться нагружению без пластического деформирования. Степенное отношение H_{IT}^3/E^{*2} принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации, поскольку напряжение течения материала пропорционально указанному отношению. Чем выше значения этих параметров, тем выше способность материала выдерживать более высокие контактные нагрузки до начала пластического деформирования и сопротивляться разрушению при контактных нагрузках.

Теоретическую основу использования этих параметров заложили такие ученые, как А. Matthews, W.C. Oliver, G.M. Pharr, P.H. Mayrhofer. В частности, они показали, что использование отношения H/E (или H/E^*) вместо только твердости имеет очевидные преимущества при описании свойств покрытий, поскольку напряжение течения материала R_y (сопротивление пластической деформации) и вязкость разрушения G_c (сопротивление распространению трещин) могут быть выражены через измеренные величины твердости и модуля упругости. При этом $R_y = \alpha \cdot (H_{IT}^3/E^{*2})$, $G_c = \sigma_c^2 \cdot (\pi a_c/E)$ (где σ_c – критическое напряжение разрушения, a_c – критическая длина трещины)¹². Отсюда следует важный вывод, что как сопротивление пластической деформации, так и сопротивление распространению трещин могут быть повышены за счет повышения твердости материала и снижения его модуля упругости. Однако экспериментальная проверка этих соотношений до настоящего времени не была проведена.

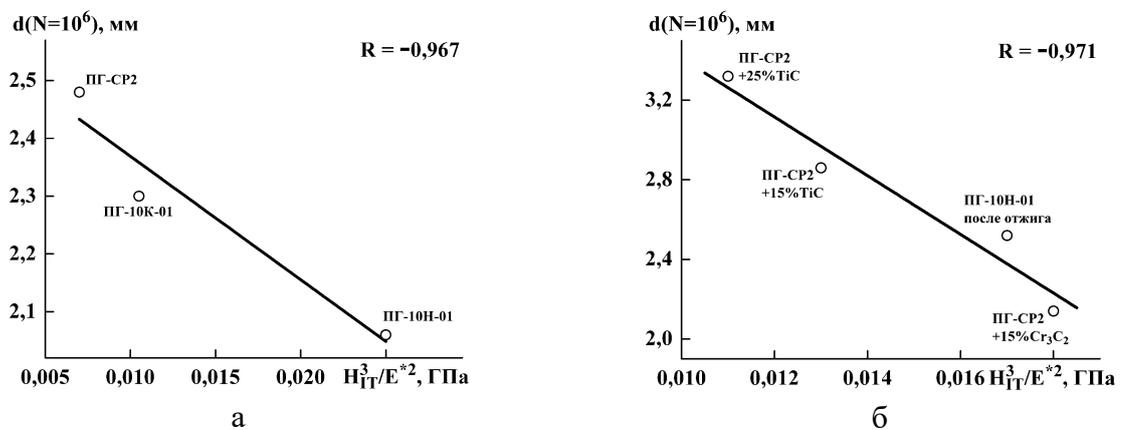


Рисунок 35 – Взаимосвязь диаметра пятна контакта при контактно-усталостных испытаниях после $N = 10^6$ циклов нагружения $d(N=10^6)$ со степенным отношением H_{IT}^3/E^{*2} для исследованных покрытий. а – покрытия с дисперсными (1-10 мкм) упрочняющими фазами; б – покрытия с крупными (50-150 мкм) упрочняющими фазами. R – коэффициент корреляции

На рисунке 35 представлены зависимости между диаметром пятна контакта при контактно-усталостных испытаниях после $N = 10^6$ циклов нагружения $d(N=10^6)$ и расчетным параметром H_{IT}^3/E^{*2} для исследованных покрытий. Видно, что для покрытий, содержащих упрочняющие фазы одного размерного диапазона, наблюдается сильная линейная корреляция между степенным отношением твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}^3/E^{*2} и диаметром пятна контакта после 10^6 циклов нагружения, которая может быть описана уравнением $d(N=10^6) = -21,35 \times H_{IT}^3/E^{*2} + 2,58$ для покрытий с дисперсными (1-10 мкм) упрочняющими фазами и уравнением $d(N=10^6) = -147,48 \times H_{IT}^3/E^{*2} + 4,89$ покрытий с крупными (50-150 мкм) упрочняющими фазами. В случае одновременного анализа покрытий с различной дисперсностью упрочняющих фаз (а также при использовании параметров H_{IT}/E^* и R_c) коэффициенты корреляции невысоки. Следовательно, метод микроиндентирования может быть использован для оценки и сравнения способности наплавленных лазером покрытий из сплавов различных систем легирования выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки, не проводя при этом достаточно длительные испытания, если покрытия имеют одинаковую дисперсность упрочняющих фаз.

Возвращаясь к результатам контактно-усталостных испытаний, становится понятно, почему контактная выносливость композиционных покрытий ПГ-CP2 с различным содержанием карбида титана достаточно сильно отличается (рисунок 33д,е), хотя твердость данных покрытий имеет близкие значения (рисунок 32д,е). Это связано с низким значением контактного модуля упругости у композиционного покрытия ПГ-CP2 – 15%TiC. Известно, что модуль упругости материалов сильно снижается при наличии пористости. Поэтому этот эффект может быть обусловлен наличием несплошностей в структуре композиционных покрытий ПГ-CP2 – TiC. Несплошности есть в обоих покрытиях, однако у покрытия ПГ-CP2 – 25%TiC значение модуля находится на уровне базового покрытия ПГ-CP2, поскольку влияние пористости компенсируется высоким (около 440 ГПа) значением модуля упругости карбида титана TiC, содержание которого выше в данном покрытии.

Таблица 2 – Степенное отношение H_{IT}^3/E^{*2} для исследуемых сталей после различных обработок

Материал	Режим обработки	H_{IT}^3/E^{*2} , ГПа	Контактная выносливость
Сталь У10	Без поверхностного упрочнения	0,0028	Базовое значение
	После фрикционной обработки	0,0263	Повышается
Сталь AISI 321 (12X18H9T)	Без поверхностного упрочнения	0,0003	Базовое значение
	После фрикционной обработки	0,0156	Повышается

Как было показано выше, для покрытий из хромоникелевых сплавов, содержащих упрочняющие фазы одного размерного диапазона, выявлена сильная линейная корреляция между степенным отношением твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}^3/E^{*2} и диаметром пятна контакта после 10^6 циклов нагружения (рисунок 34). Следовательно, параметр H_{IT}^3/E^{*2} является наиболее информативным для оценки и сравнения способности исследуемых покрытий выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки. В таблице 2 представлены обобщенные данные по влиянию поверхностных упрочняющих обработок исследуемых сталей на параметр H_{IT}^3/E^{*2} сформированного упрочненного слоя. Из этих данных видно, что, во-первых, упрочненный слой характеризуется повышенными значениями параметра H_{IT}^3/E^{*2} , а во вторых, обладает повышенной контактной выносливостью по сравнению с неупрочненным материалом. Таким образом, метод микроиндентирования (однократное нагружение) может быть использован для оценки и сравнения способности выдерживать повторяющиеся контактные нагрузки как наплавленных лазером хромоникелевых покрытий, так и поверхностно упрочненных сталей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что наибольшей усталостной долговечностью при циклическом растяжении перлитной стали У10 обладают структуры отожженного тонкопластинчатого

перлита и частично сфероидизированного перлита, в которых активно развиваются процессы фрагментации, дробления, растворения и сфероидизации цементита вследствие эффекта динамического деформационного старения и ускоренной диффузии под действием циклических нагрузок. Выявлено подобие структурных изменений в перлитных сталях при циклическом растяжении в области многоциклового усталости и в условиях длительного контактного циклического нагружения на значительном удалении от зоны контакта, которые вносят дополнительный вклад в релаксацию напряжений, приводящих к появлению и росту разрушающей трещины, что способствует повышению усталостной прочности. Показана возможность обнаружения усталостных трещин магнитным методом путем измерений тангенциальной составляющей вектора магнитной индукции циклически нагруженного образца.

2. На примере углеродистых сталей 20 и 50 установлено, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, сохраняет запас пластичности и способствует более однородному пластическому течению поверхностно упрочненных сталей при статическом и циклическом растяжении, что препятствует локализации деформации и оказывает положительное влияние на усталостную прочность. Микротрещины, которые могут возникать при поверхностной обработке или в процессе циклического деформирования, напротив, снижают усталостную прочность при нагружении как в области малоциклового, так и в области многоциклового усталости, что необходимо учитывать при выборе технологических параметров финишных поверхностных обработок.

3. С использованием методики испытаний на контактную многоцикловую усталость по схеме пульсирующего неударного контакта «шар-плоскость» с различной максимальной нагрузкой и впервые предложенной методики испытаний на контактную гигацикловую усталость по схеме пульсирующего ударного контакта «плоскость-плоскость» с ультразвуковой частотой нагружения показано, что упрочненный слой, сформированный с помощью поверхностной деформационной (фрикционной) обработки, способствует повышению контактной выносливости перлитной стали У10 и метастабильной аустенитной стали AISI 321 (12X18H9T). Установлено, что фрикционную обработку исследуемых сталей следует проводить в среде инертного газа во избежание охрупчивания поверхностного слоя с учетом поврежденности металла, чтобы минимизировать количество дефектов, снижающих контактно-усталостную прочность.

4. Показано, что при контактно-усталостном нагружении наплавленных лазером хромоникелевых покрытий контактная выносливость существенно отличается для разных покрытий. По степени возрастания контактной выносливости (уменьшения размера контактных повреждений), исследуемые покрытия можно расположить следующим образом: ПГ-СР2 – 25% TiC, ПГ-СР2 – 15% TiC, ПГ-10Н-01 после отжига, ПГ-СР2, ПГ-10К-01, ПГ-СР2 – 15% Cr₃C₂, ПГ-10Н-01. Процесс усталостной деградации покрытий при контактно-усталостном нагружении, определяемый пластическим деформированием поверхностного слоя и трещинообразованием, состоит в формировании первоначального пятна контакта с последующим чередованием этапов роста трещин и когезионного скалывания покрытия по краю пятна контакта.

5. Проведена оценка способности поверхностно упрочненных сталей (У10 и AISI 321) и наплавленных лазером хромоникелевых покрытий сопротивляться механическому контактному воздействию, и выявлено наличие корреляции между параметрами, определяемыми при микроиндентировании, и размером контактных повреждений при

контактно-усталостном нагружении. При этом наиболее информативным параметром является степенное отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости H_{IT}^3/E^{*2} , характеризующее сопротивление развитию пластической деформации. Более высокие значения данного параметра свидетельствуют о повышенной контактной выносливости. Показано, что метод микроиндентирования (однократное нагружение) может быть использован для оценки контактно-усталостной прочности без проведения длительных испытаний.

6. Выявлено, что поверхностная деформационная (фрикционная) обработка неоднозначно влияет на контактный модуль упругости сталей, который может оставаться на исходном уровне (стали У10 и 50), уменьшаться (сталь 20) или увеличиваться (сталь AISI 321). Установлен дислокационный механизм изменения модуля упругости сталей, подвергнутых поверхностной упрочняющей фрикционной обработке, который заключается в способности подвижных дислокаций создавать дополнительную упругую деформацию и снижать модуль упругости. Формирование структур с ограниченной подвижностью дислокаций при поверхностном деформировании метастабильной аустенитной стали AISI 321 приводит к повышению модуля упругости, а рост плотности подвижных дислокаций при поверхностном деформировании стали 20 приводит к снижению модуля упругости. При этом снижение модуля упругости способствует повышению контактной выносливости за счет увеличения доли упругой деформации.

Перспективы дальнейшей разработки проблемы исследований предусматривают создание новых количественных критериев контактно-усталостного разрушения, исходя из проведенных исследований усталостной и контактно-усталостной прочности поверхностно упрочненных сталей и функциональных хромоникелевых покрытий, а также поиск областей практического применения предложенных методик усталостных испытаний и оценки контактно-усталостной прочности.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

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

1. Makarov A. V. Mechanical properties and fracture upon static tension of the high-carbon steel with different types of pearlite structure / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, L. Yu. Egorova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2007. – V. 104. – Is. 5. – P. 522-534. (0,81 п.л./0,16 п.л.) (WoS, Scopus)
2. Makarov A. V. Specific features of magnetic testing of the mechanical properties of high-carbon steel with the structure of lamellar pearlite / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, T. I. Tabatchikova // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2007. – V. 43. – Is. 7. – P. 436-445. (0,63 п.л./0,16 п.л.) (WoS, Scopus)
3. Makarov A. V. Magnetic and electromagnetic inspection of mechanical properties of high-carbon steel with an initial fine-pearlite structure subjected to high-temperature annealing / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, T. I. Tabatchikova, S. A. Rogovaya, L. Yu. Egorova // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2008. – V. 44. – Is. 2. – P. 117-131. (0,94 п.л./0,16 п.л.) (WoS, Scopus)
4. Makarov A. V. Effect of friction-induced hardening on the features of magnetic and eddy-current behavior of an annealed structural steel under cyclic loading conditions / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, E. S. Gorkunov, I. Yu. Malygina, L. Kh. Kogan,

- N. A. Pozdejeva, Yu. M. Kolobylin // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2008. – V. 44. – Is. 7. – P. 496-508. (0,81 п.л./0,12 п.л.) (WoS, Scopus)
5. Savrai R. A. Behavior of pearlite of various morphologies during cyclic tension / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, I. L. Yakovleva, L. Yu. Egorova // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – V. 2010. – Is. 4. – P. 310-315. (0,37 п.л./0,07 п.л.) (Scopus)
 6. Саврай Р. А. Модуль упругости перлитной стали и его изменение при циклическом нагружении / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, В. М. Счастливцев, Т. И. Табатчикова, И. Л. Яковлева, Л. Ю. Егорова // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 7. – С. 15-19. (0,31 п.л./0,06 п.л.)
 7. 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. – V. 205. – No. 3. – P. 841-852. (0,75 п.л./0,11 п.л.) (WoS, Scopus)
 8. Makarov A. V. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, I. L. Yakovleva, L. Yu. Egorova // Physics of Metals and Metallography. – 2011. – V. 111. – Is. 1. – P. 95-109. (0,94 п.л./0,16 п.л.) (WoS, Scopus)
 9. Макаров А. В. Влияние фрикционной и комбинированных деформационно-термических обработок на трибологические и механические свойства закаленной конструкционной стали / А. В. Макаров, Н. А. Поздеева, **Р. А. Саврай**, А. С. Юровских, И. Ю. Малыгина // Известия Самарского научного центра Российской Академии Наук. – 2011. – Т. 13. – № 4(3). – С. 799-804. (0,37 п.л./0,08 п.л.)
 10. Gorkunov E. S. Magnetic inspection of fatigue degradation of a high-carbon pearlitic steel / E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, S. M. Zadvorkin, I. Yu. Malygina // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2011. – V. 47. – Is. 12. – P. 803-809. (0,44 п.л./0,09 п.л.) (WoS, Scopus)
 11. Makarov A. V. Magnetic and eddy-current testing of hardened constructional steel subjected to combined strain-thermal treatment / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, Yu. M. Kolobylin, L. Kh. Kogan, N. A. Pozdejeva, I. Yu. Malygina // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2012. – V. 48. – Is. 12. – P. 673-685. (0,81 п.л./0,12 п.л.) (WoS)
 12. Makarov A. V. The influence of a combined strain-heat treatment on the features of electromagnetic testing of fatigue degradation of quenched constructional steel / A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan, A. S. Yurovskikh, Yu. M. Kolobylin, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2013. – V. 49. – Is. 12. – P. 690-704. (0,94 п.л./0,12 п.л.) (WoS, Scopus)
 13. Egorova L. Yu. Relation between the structure and the pitting corrosion resistance of hypereutectoid U10 steel / L. Yu. Egorova, **R. A. Savrai**, V. V. Berezovskaya, A. V. Makarov, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova, E. A. Merkushkin // Russian Metallurgy (Metally). – 2014. – V. 2014. – Is. 1. – P. 49-54. (0,38 п.л./0,05 п.л.) (Scopus)
 14. 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. – V. 18. – Is. 1. – P. 43-57. (0,94 п.л./0,16 п.л.) (WoS, Scopus)
15. Savrai R. A. Eddy-current testing of fatigue degradation under contact loading of NiCrBSi coatings obtained through gas–powder laser cladding / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, L. Kh. Kogan, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2015. – V. 51. – Is. 11. – P. 692-704. (0,81 п.л./0,12 п.л.) (WoS, Scopus)
 16. Savrai R. A. 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. – V. 25. – Is. 3. – P. 1068-1075. (0,5 п.л./0,1 п.л.) (WoS, Scopus)
 17. 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. – V. 734. – P. 506-512. (0,43 п.л./0,11 п.л.) (WoS, Scopus)
 18. Savrai R. A. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: mechanical properties / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – V. 734. – P. 513-518. (0,37 п.л./0,2 п.л.) (WoS, Scopus)
 19. Savrai R. A. Estimating the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, A. L. Osintseva, I. Yu. Malygina // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2018. – V. 27. – Is. 2. – P. 601-611. (0,68 п.л./0,17 п.л.) (WoS, Scopus)
 20. Savrai R. A. Resistance of laser-clad chromium–nickel coatings to failure under contact fatigue loading / **R. A. Savrai** // *Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – V. 119. – Is. 10. – P. 1013-1021. (0,56 п.л./0,56 п.л.) (WoS, Scopus)
 21. Makarov A. V. Development of methods for steel surface deformation nanostructuring / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, E. G. Volkova // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – V. 62. – Is. 1-2. – P. 61-69. (0,56 п.л./0,14 п.л.) (WoS, Scopus)
 22. Savrai R. A. Structure and surface properties of metastable austenitic steel subjected to liquid carburizing at a reduced temperature / **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – V. 121. – Is. 1. – P. 65-71. (0,44 п.л./0,11 п.л.) (WoS, Scopus)
 23. Savrai R. A. Effect of liquid carburizing at lowered temperature on the micromechanical characteristics of metastable austenitic steel / **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina, A. V. Makarov, A. L. Osintseva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – V. 121. – Is. 10. – P. 1015-1020. (0,38 п.л./0,1 п.л.) (WoS, Scopus)
 24. Savrai R. A. The structural characteristics and contact loading behavior of gas powder laser clad CoNiCrW coating / **R. A. Savrai**, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *Optics and Laser Technology*. – 2020. – V. 126. – Art. 106079. – P. 1-8. (0,5 п.л./0,2 п.л.) (WoS, Scopus)
 25. Savrai R. A. Features of eddy-current testing of the fatigue degradation of laser clad cobalt-nickel-chromium coating under contact loading / **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan, A. V. Makarov, N. N. Soboleva // *Letters on Materials*. – 2020. – V. 10. – Is. 3. – P. 315-321. (0,44 п.л./0,11 п.л.) (WoS, Scopus)

26. 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. – V. 802. – Art. 140679. – P. 1-10. (0,62 п.л./0,31 п.л.) (WoS, Scopus)
27. Savrai R. A. Micromechanical characteristics of the surface layer of metastable austenitic steel after frictional treatment / **R. A. Savrai**, Yu. M. Kolobylin, E. G. Volkova // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – V. 122. – Is. 8. – P. 800-806. (0,44 п.л./0,15 п.л.) (WoS, Scopus)
28. Savrai R. A. Eddy current testing of fatigue degradation of metastable austenitic steel under gigacycle contact-fatigue loading / **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2021. – V. 57. – Is. 5. – P. 393-400. (0,5 п.л./0,25 п.л.) (WoS, Scopus)
29. Savrai R. A. Structural-phase transformations and changes in the properties of AISI 321 stainless steel induced by liquid carburizing at low temperature / **R. A. Savrai**, P. A. Skorynina // Surface and Coatings Technology. – 2022. – V. 443. – Art. 128613. – P. 1-13. (0,81 п.л./0,41 п.л.) (WoS, Scopus)
30. Savrai R. A. Effect of hardening frictional treatment on features of eddy current testing of fatigue degradation of metastable austenitic steel under gigacycle contact fatigue loading / **R. A. Savrai**, L. Kh. Kogan // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2022. – V. 58. – Is. 8. – P. 722-731. (0,62 п.л./0,31 п.л.) (WoS, Scopus)
31. Skorynina P. A. The influence of frictional treatment and liquid carburizing on general corrosion resistance of chromium-nickel austenitic steels / P. A. Skorynina, A. V. Makarov, **R. A. Savrai** // Frontier Materials & Technologies. – 2023. – Is. 4. – P. 109-119. (0,69 п.л./0,23 п.л.) (Scopus)
32. 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. – V. 72. – Is. 1. – Art. 9. – P. 1-16. (1,0 п.л./0,33 п.л.) (WoS, Scopus)

Патенты:

33. Патент № 2458777 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01), В82В 3/00 (2006.01). Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием : № 2010145610/02 : заявлено 09.11.2010 : опубликовано 20.08.2012 / Кузнецов В. П., Макаров А. В., Киряков А. Е., **Саврай Р. А.**, Аникеев А. В.
34. Патент № 162959 Российская Федерация, МПК G01N 3/56 (2006.01). Устройство для контактно-усталостных испытаний образцов материалов : № 2016105261/28 : заявлено 16.02.2016 : опубликовано 10.07.2016 / **Саврай Р. А.**, Макаров А. В.
35. Патент № 170693 Российская Федерация, МПК G01N 1/28 (2006.01), G01N 3/08 (2006.01). Образец для механических испытаний : № 2016146261 : заявлено 24.11.2016 : опубликовано 03.05.2017 / **Саврай Р. А.**, Макаров А. В.
36. Патент № 2643289 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей : № 2016126583 : заявлено 01.07.2016 : опубликовано 31.01.2018 / Макаров А. В., Малыгина И. Ю., Буров С. В., **Саврай Р. А.**

37. Патент № 2703072 Российская Федерация, МПК В24В 39/00 (2006.01). Способ упрочняющей обработки поверхностей деталей выглаживанием : № 2019108373 : заявлено 22.03.2019 : опубликовано 15.10.2019 / **Саврай Р. А.**

Другие публикации:

38. Макаров А. В. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / А. В. Макаров, **Р. А. Саврай**, И. Ю. Малыгина, Н. А. Поздеева // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 1. – С. 92-102. (0,68 п.л./0,17 п.л.)
39. Горкунов Э. С. Изменение магнитных характеристик перлитной стали под влиянием многоциклового усталостного нагружения / Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, С. М. Задворкин, В. Ф. Кузеванов, И. Ю. Малыгина, К. Е. Соловьев // Научни известия на НТСМ. – 2010. – № 5(115). – С. 24-28. (0,31 п.л./0,05 п.л.)
40. Макаров А. В. Электромагнитный контроль закаленной конструкционной стали, подвергнутой упрочняющим фрикционной и комбинированным деформационно-термическим обработкам / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, Ю. М. Колобылин, Л. Х. Коган, А. С. Юровских, М. Миховски, Н. А. Поздеева, И. Ю. Малыгина // Научни известия на НТСМ. – 2012. – № 1(133). – С. 24-27. (0,25 п.л./0,05 п.л.)
41. Макаров А. В. Особенности электромагнитного контроля закаленной среднеуглеродистой стали, подвергнутой деформационно-термической обработке и циклическому нагружению / А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, **Р. А. Саврай**, Л. Х. Коган, Ю. М. Колобылин, И. Ю. Малыгина, Н. А. Давыдова // Научни известия на НТСМ. – 2013. – № 2(139). – С. 9-12. (0,25 п.л./0,05 п.л.)
42. Саврай Р. А. Контактная выносимость NiCrBSi покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 4(65). – С. 43-51. (0,56 п.л./0,12 п.л.)
43. Gorkunov E. S. Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading / E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, A. V. Makarov // Mechanics and model-based control of advanced engineering systems / Eds. by A. K. Belyaev, H. Irschik, M. Krommer. – Vienna: Springer, 2014. – Chapter 15. – P. 137-144. (0,25 п.л./0,08 п.л.)
44. Gorkunov E. S. Magnetic techniques for estimating elastic and plastic strains in steels under cyclic loading / E. S. Gorkunov, **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, S. M. Zadvorokin // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Is. 2. – P. 6-15. (0,62 п.л./0,16 п.л.)
45. Саврай Р. А. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении хромоникелевых покрытий, сформированных методом газопорошковой лазерной наплавки / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Л. Х. Коган, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // Научни известия на НТСМ. – 2015. – № 2(165). – С. 13-16. (0,25 п.л./0,05 п.л.)
46. Savrai R. A. The influence of strain-heat nanostructuring treatment on the deformation and fracture features of quenched steel 50 under static and cyclic loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, N. A. Davydova // AIP Conference Proceedings. – 2016. – V. 1785. – P. 040059 (1-4). (0,25 п.л./0,07 п.л.)

47. Саврай Р. А. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении композиционных хромоникелевых покрытий с различным содержанием карбида титана / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Л. Х. Коган, Н. Н. Соболева, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // Научни известия на НТСМ. – 2016. – № 1(187). – С. 18-21. (0,25 п.л./0,05 п.л.)
48. 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. (1,25 п.л./0,25 п.л.)
49. Savrai R. A. Eddy-current testing of the fatigue degradation of a gas powder laser clad NiCrBSi–Cr₃C₂ composite coating under contact fatigue loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, N. N. Soboleva, L. Kh. Kogan, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva, N. A. Davydova // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – V. 1915. – P. 040049 (1-4). (0,25 п.л./0,04 п.л.)
50. Savrai R. A. Evaluation of contact stresses in the surface of an elastic-plastic plate penetrated by a flat-ended rigid cylindrical punch / R. A. Savrai, A. V. Kuznetsov // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – V. 1915. – P. 040050 (1-4). (0,25 п.л./0,13 п.л.)
51. Саврай Р. А. Особенности электромагнитного контроля усталостной деградации при контактном нагружении композиционного хромоникелевого покрытия с содержанием карбида хрома / **Р. А. Саврай**, А. В. Макаров, Э. С. Горкунов, Н. Н. Соболева, Л. Х. Коган, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева, Н. А. Давыдова // Научни известия на НТСМ. – 2017. – № 1(216). – С. 17-21. (0,31 п.л./0,04 п.л.)
52. Savrai R. A. Analytical and experimental assessment of ultimate tensile strength of a hardened layer on a material surface / R. A. Savrai, A. V. Makarov // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – V. 2053. – P. 030060 (1-5). (0,31 п.л./0,16 п.л.)
53. Savrai R. A. Eddy-current testing of fatigue degradation in additionally heat-treated gas powder laser clad NiCrBSi coating under contact fatigue loading / **R. A. Savrai**, A. V. Makarov, E. S. Gorkunov, N. N. Soboleva, L. Kh. Kogan, I. Yu. Malygina, A. L. Osintseva // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – V. 2053. – P. 040088 (1-4). (0,25 п.л./0,05 п.л.)
54. 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. – V. 2053. – P. 040087 (1-4). (0,25 п.л./0,07 п.л.)
55. Makarov A. V. Nanostructuring and surface hardening of structural steels by ultrasonic impact-frictional treatment / A. V. Makarov, **R. A. Savrai**, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova, S. V. Burov // *AIP Conference Proceedings*. – 2018. – V. 2053. – P. 020006 (1-5). (0,31 п.л./0,06 п.л.)