

*На правах рукописи*



**ПРИЙМАК Елена Юрьевна**

**СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ  
СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ  
РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ**

Специальность: 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и  
сплавов

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание учёной  
степени доктора технических наук

Оренбург 2026

Работа выполнена в Акционерном обществе «Завод бурового оборудования» и в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Оренбургский государственный университет имени В.А. Бондаренко»

Научный консультант: **Яковлева Ирина Леонидовна**, доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения ФГБУН Института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

Официальные оппоненты: **Кудря Александр Викторович**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения и физики прочности ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва

**Мерсон Дмитрий Львович**, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института прогрессивных технологий ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», г. Тольятти;

**Миронов Сергей Юрьевич**, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород

Ведущая организация: Общество с ограниченной ответственностью «Исследовательский центр ТМК», г. Москва

Защита состоится 28 декабря 2026 года в 9:00 на заседании диссертационного совета 24.2.352.01, на базе ФГБОУ ВО «Оренбургский государственный университет им. В.А. Бондаренко», по адресу: 460018, г. Оренбург, пр. Победы, 13, ауд. 170215.

С диссертацией и авторефератом диссертации можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ([www.osu.ru](http://www.osu.ru)) ФГБОУ ВО «Оренбургский государственный университет им. В.А. Бондаренко» ([www.osu.ru](http://www.osu.ru)).

Автореферат разослан «\_\_\_» \_\_\_\_\_ 2026 г.

Учёный секретарь  
диссертационного совета,  
канд. техн. наук, доцент



Ильгиз Халилович Хасанов

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Импортозамещение в сфере геологоразведки и добычи полезных ископаемых является приоритетной задачей промышленной политики Российской Федерации. Развитие технологий бурения, включая проходку глубоких и горизонтальных скважин с высоким давлением, ужесточает требования к надёжности бурильных колонн. Стратегическое направление – создание и серийный выпуск отечественного бурового инструмента, сохраняющего работоспособность в экстремальных условиях.

Для ряда конструкций бурильных труб актуально повышение прочности материалов, обеспечивающее снижение металлоёмкости колонны и рост производительности бурения. Перспективным является совершенствование конструкции бурильных труб, в частности изготовление труб без высадки в зоне соединения замка с телом трубы. Это позволяет существенно сократить производственный цикл, снизить себестоимость и дополнительно уменьшить массу колонны. Однако практическая реализация труб без высадки требует обеспечения конструкционной прочности соединения «замок – тело трубы», достаточной для восприятия статических, циклических и динамических нагрузок.

В современном производстве бурильных труб с приварными замками преимущественно применяется ротационная сварка трением (РСТ), являющаяся одним из видов сварки давлением, которая обеспечивает высокую производительность и стабильное качество соединений. Несмотря на многолетнее использование этой технологии, вопросы конструкционной прочности зоны сварного шва детально не рассматривались. Это связано с тем, что большинство производимых бурильных труб для нефтегазовой отрасли имеет высаженную часть в зоне сварки, компенсирующую локальное снижение прочности материала, возникающее после сварки и термической обработки.

Переход к трубам без высадки требует оценки возможностей технологии РСТ формировать микроструктуру, обеспечивающую необходимую конструкционную прочность сварного шва. Основные задачи в этом случае связаны с управлением структурным градиентом под действием термодформационного цикла сварки, который зависит от химического состава свариваемых сталей и параметров процесса, определяющих температуру, скорость и степень пластической деформации в контактной и приконтактной зонах. Таким образом, проведение детальных исследований процесса структурообразования в среднеуглеродистых легированных сталях при РСТ и выявление структурных факторов, обеспечивающих высокую конструкционную прочность соединений бурильных труб различного назначения, является важной практической задачей для геологоразведки и добычи полезных ископаемых.

### **Степень разработанности темы исследования.**

В ряде стран исследованиями в области сварки трением активно занимаются университеты, научно-исследовательские институты и промышленные компании. Среди них можно выделить The Welding Institute (TWI, Великобритания), Edison Welding Institute (EWI, США), университеты и

технические институты Германии, Японии, Китая, Кореи и других стран. В Российской Федерации следует отметить достижения в области сварки трением ученых научных групп из Белгородского национального исследовательского университета, Уфимского университета науки и технологий, НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей", Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Новосибирского государственного технического университета, Дальневосточного федерального университета и других.

Основоположниками отечественной технологии РСТ являются советские ученые В.И. Вилль и В.К. Лебедев. Среди зарубежных ученых в развитие технологий сварки трением внесли вклад Н.А. Francis, O.T. Midling, M.G. Nicholas, K. Oqawa, S. Fukushima, Y. Uematsu, M. Sahin, S. Kumar. Количество публикаций, посвященных проблемам сварки трением, непрерывно возрастает, что связано с активным развитием технологии в различных направлениях. Ведущими современными учеными в области сварки трением являются Миронов С.Ю., Котлышев Р.Р., Стаценко В.Н., Наумов А.А., Guilherme V.B. Lemos, D. Kumar, N. Ozdemir, G. L. Wang и др.

Однако следует учитывать, что технологические решения реализации процесса сварки трением отличаются, что влечет за собой различие в характере термодиформационного воздействия на материалы. При этом в настоящее время преимущественное внимание сосредоточено на исследовании соединений из алюминиевых и титановых сплавов, медных сплавов, низкоуглеродистых сталей и их различных сочетаний. РСТ среднеуглеродистых легированных сталей оказалась наименее изученной областью с точки зрения микроструктуры и свойств соединений, что ограничивает применение данной технологии для ответственных конструкций из данных материалов. Отсутствуют системные данные о закономерностях структурной эволюции среднеуглеродистых легированных сталей в условиях воздействия РСТ, о влиянии параметров сварки на изменение структуры и свойств, о формировании неблагоприятных областей зоны воздействия сварки, о необходимости послесварочной термической обработки.

**Объект исследования** – сварные соединения среднеуглеродистых легированных сталей, полученные ротационной сваркой трением.

**Предмет исследования** – закономерности структурообразования, определяющие конструкционную прочность соединений бурильных труб.

**Цель исследования** – выявление взаимосвязи между термодиформационными характеристиками процесса ротационной сварки трением, структурной эволюцией и механическими свойствами сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей для научного обоснования режимов ротационной сварки трением при изготовлении бурильных труб различного назначения.

**Задачи исследования:**

1. Установить механизм образования соединений в плоскости сопряжения сталей и закономерности структурно-фазовых превращений в зоне воздействия

сварки (ЗВС), определяющие прочность, вязкость и деформационное поведение сварных соединений.

2. С помощью методов математической статистики ранжировать параметры РСТ по степени влияния на прочность стыка, интегральную прочность и пластичность сварных соединений, определить диапазон параметров РСТ, обеспечивающих оптимальное сочетание свойств.

3. Выявить влияние градиентной микроструктуры и остаточных напряжений, образующихся при РСТ, на прочность, деформационную способность и характер зарождения трещин в сварных соединениях при статическом и циклическом нагружении.

4. Оценить влияние послесварочного отпуска на механические свойства и механизм разрушения сварных соединений.

5. Установить влияние структуры на ударную вязкость зоны сопряжения сталей.

6. Разработать и внедрить в серийное производство технологию изготовления бурильных труб без высадки в зоне сварного шва с применением оптимизированных режимов РСТ и послесварочной термической обработки для номенклатуры труб различного назначения (геологоразведка, капитальный ремонт нефтегазовых скважин).

#### **Научная новизна:**

1. Предложена классификация структурных зон сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, формирующихся при РСТ, отличающаяся тем, что впервые на основе соотношения температур фазовых превращений ( $A_{с3}$ ,  $A_{с1}$ ), рекристаллизации ( $T_p$ ) и деформации ( $T_d$ ) выделены четыре характерные области в зоне воздействия сварки. Это позволяет прогнозировать формирование микроструктуры в зависимости от термического и деформационного влияния процесса сварки.

2. Впервые установлены закономерности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения вблизи сварного шва при РСТ среднеуглеродистых легированных сталей:

- выявлено наличие текстурного состояния мартенсита в области сварного шва с формированием выраженной компоненты (110)[001], отклоненной от идеальной ребровой текстуры на угол 18–26°, что обусловлено деформацией аустенита по плоскостям сдвига  $\{112\} \langle 111 \rangle$ , находящимся в точной специальной разориентации, наследуемой кристаллами мартенсита при последующем сдвиговом превращении;

- доказано наличие прослоек  $\gamma$ -фазы в образовавшемся мартенсите, находящихся в ориентационных соотношениях, близких к ориентационным соотношениям Бейна:  $(001)\gamma \parallel (001)\alpha'$ ,  $[100]\gamma \parallel [-110]\alpha'$ , которые, в отличие от остаточного аустенита, сформировались в результате  $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma_{обр}$  превращения и представляют собой вторичный аустенит.

3. Установлено, что механические свойства сварных соединений и закономерности их пластического деформирования при растяжении определяются механизмами упрочнения в областях зоны воздействия сварки. В отличие от известных моделей деформирования однородных материалов, показано, что в процессе растяжения сварных соединений на начальном этапе

происходит перераспределение напряжений между упрочненными и разупрочненными структурными областями. При ограниченной протяженности разупрочненных областей эти зоны по мере растяжения не вовлекаются в пластическую деформацию, которая развивается преимущественно в основном металле наименее прочной из свариваемых сталей.

4. Установлены механизмы усталостного разрушения структурно-неоднородных сварных соединений. Впервые показано, что зоны первичной локализации пластической деформации при статическом растяжении являются местами зарождения и распространения усталостной трещины. Обосновано, что формирование в периферийных областях зоны воздействия сварки двухкомпонентной мелкозернистой микроструктуры (мартенсит и феррит с высокой плотностью дислокаций) обеспечивает сопротивление зарождению усталостных трещин на уровне основного металла, что, в отличие от известных подходов, не требует дополнительного упрочнения зоны сварки.

5. Показано, что послесварочный отпуск снижает микроструктурную неоднородность, способствует релаксации остаточных напряжений, однако в отдельных случаях может приводить к разупрочнению периферийных участков зоны воздействия сварки. В отличие от традиционных представлений о целесообразности высокого отпуска, показано, что для сталей, не содержащих активных карбидообразующих элементов (32Г2, 30ХГСА), его применение ограничено во избежание снижения интегральной прочности, деформационной способности и сопротивления усталостному разрушению.

**Практическая значимость и реализация результатов работы** базируются на выявленных взаимосвязях формирования конструкционной прочности соединений от микроструктуры. Это позволяет эффективно выбирать стали для сварных конструкций, прогнозировать уровень механических свойств, а также определять рациональные режимы РСТ и послесварочной термической обработки.

1. Обоснована возможность применения труб без высадки в зоне сварного шва для облегчённых бурильных труб для высокоскоростного алмазного бурения и технологических труб для ремонта нефтегазовых скважин. Достижение равнопрочности сварного соединения с телом трубы позволяет снизить себестоимость и повысить производительность изготовления данной продукции.

2. Установлены оптимальные режимы РСТ для бурильных труб WLN-L из сталей 30ХГСА (тело трубы) и 40ХМФА (замковая часть) и ТБСН Ø73×9-10000 из сталей 32Г2, 32ХГМА (тело трубы) и 40ХН2МА (замковая часть), обеспечивающие высокий комплекс механических свойств, сочетающих прочность и пластичность при растяжении.

3. Обоснована возможность управления вязкостью соединений в процессе РСТ за счет изменения морфологии продуктов сдвигового превращения аустенита. Предложенный подход, в отличие от известных способов управления вязкостью через последующую термообработку, реализуется непосредственно в процессе сварки за счёт применения «жёстких»

режимов (повышение силы при нагреве) и применения сталей с легирующими элементами, повышающими устойчивость аустенита.

4. Установлены целесообразность и температурные интервалы послесварочного отпуска в зависимости от применяемых сочетаний сталей для соединений элементов бурильных труб, их типоразмера и условий эксплуатации.

5. Полученные результаты исследований позволили разработать новую номенклатуру труб с применением технологии РСТ для предприятия АО «Завод бурового оборудования» и запустить их в серийное производство: труб бурильных стальных универсальных (ТБСУ) группы прочности Л (ТУ 3668-002-01423045-2008) с 2021 г., для высокоскоростного алмазного бурения WLN(H,P)-L (ТУ 3668-003-01423045-2009) с 2022 г., труб бурильных стальных нестандартных (ТБСН) групп прочности Л и М (ТУ 3668-016-01423045-2014) с 2022 г. и технологических нефтепромысловых труб (ТНТ) (3666-017-01423045-2014) с 2024 г., что подтверждено актом внедрения.

6. Общий объем продукции бурильных труб, произведенной с использованием разработок автора, составил 87,2 тыс. шт. Фактическая выручка предприятия от реализации данной продукции составила около 3 млрд руб.

**Методология и методы исследования.** Промышленные эксперименты РСТ проводили на современном автоматизированном технологическом оборудовании для сварки трением «THOMPSON-60», позволяющем задавать и контролировать параметры сварки. При моделировании процесса РСТ основывались на положениях теории трения, теплопроводности и пластичности. При оптимизации параметров РСТ применяли методы планирования эксперимента и математической статистики. При проведении расчетов использовали пакеты прикладных программ DEFORM-3D, JMatPro, STATISTICA.

Задачи, поставленные в работе, предполагали глубокий анализ изменения структурного состояния сталей при сварке и оценки его влияния на свойства и деформационное поведение соединений. Микроструктура была исследована на различных масштабных уровнях с применением световой микроскопии (микроскопы OLYMPUS DSX 1000, Nikon Eclipse 100 MA), сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (микроскопы Tescan Mira 3, ThermoScience Scios 2 LoVac, JEM-200CX, Tecnaï G230 Twin), метода дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализ) (приставка Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector с программным обеспечением AZtec). Оценку распределения химических элементов проводили с применением микрорентгеноспектрального анализа (EDAX). Фазовый состав определяли с применением метода рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-3М). Остаточные напряжения 1-го рода (макронапряжения) определяли методом “ $\sin^2\psi$ ” с использованием дифрактометра Shimadzu XRD7000.

Для оценки механических свойств использовали методы измерения микротвердости (микротвердомер HVS-1000), ударной вязкости (маятниковый копер WANCE-PIT 100) на образцах с V-образным надрезом. Прочность и пластичность сварных соединений оценивали при испытаниях на растяжение на машине УТС 111.2-100. Исследование деформационного поведения сварных

соединений при растяжении осуществляли на установке Instron 8801 с использованием комплекса аппаратно-программных средств для анализа деформации «StrainMaster» по результатам обработки картин поверхности образцов методом корреляции цифровых изображений (КЦИ).

Усталостную прочность оценивали на цилиндрических образцах со сварным соединением при испытании по схеме изгиба с вращением на установке типа НУ. При ограниченной толщине стенки использовали плоские образцы при испытании по схеме знакопеременного растяжения-сжатия на установке Instron 8801.

**Обоснованность и достоверность полученных результатов** подтверждаются сопоставлением данных моделирования РСТ с экспериментальными результатами, адекватностью математических моделей зависимостей прочности и пластичности соединений от параметров сварки, воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами исследования структуры и механических свойств, а также интерпретацией этих результатов на основе современных положений физического металловедения. Экспериментальные исследования выполнены на аттестованном оборудовании с использованием стандартизованных методик испытаний.

#### **На защиту выносятся:**

1. Классификация характерных структурных областей зоны воздействия ротационной сварки трением среднеуглеродистых легированных сталей в зависимости от соотношения температур фазовых превращений  $A_{с3}$ ,  $A_{с1}$ , температуры рекристаллизации  $T_p$  и температуры деформации  $T_d$ , применяемая для данной группы материалов при любом способе сварки давлением.

2. Закономерности формирования микроструктуры и кристаллографической текстуры вблизи зоны сопряжения сталей в условиях ротационной сварки трением среднеуглеродистых легированных сталей.

3. Регрессионные зависимости влияния параметров ротационной сварки трением (давления при нагреве (трении), давления при проковке, осадки при трении, частоты вращения при трении) на значения временного сопротивления и относительного удлинения сварных соединений при растяжении; установленные оптимальные диапазоны параметров сварки, обеспечивающие сочетание высокой прочности и пластичности.

4. Структурные аспекты, определяющие комплекс конструкционной прочности сварных соединений при различных видах нагружения: пластическое деформирование и разрушение при растяжении, усталостную прочность и ударную вязкость зоны сопряжения сталей.

5. Положительные результаты опытно-промышленной эксплуатации и освоения серийного производства высокопрочных бурильных труб для геологоразведки и технологических нефтепромысловых труб без высадки в зоне сварного шва.

**Содержание диссертации** соответствует областям исследований паспорта научной специальности 2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов: п. 2 «Теоретические и экспериментальные исследования

фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, включая технологические воздействия, и влияние сварочного цикла на металл зоны термического влияния, их моделирование и прогнозирование»; п. 4 «Теоретические и экспериментальные исследования термических, термоупругих, термопластических, термохимических, термомагнитных, радиационных, акустических и других воздействий на изменение структуры и свойств металлов и сплавов, их моделирование и прогнозирование»; п. 5 «Теоретические и экспериментальные исследования механизмов деформации, влияния фазового состава и структуры на зарождение и распространение трещин при различных видах внешних воздействий, их моделирование и прогнозирование».

**Апробация работы.** Основные результаты работы доложены и обсуждены на международных научно-технических конференциях «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении» (г. Севастополь, 2017–2021 гг.), международных школах «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2021–2025 гг.), международной научно-технической конференции «Пром-Инжиниринг» (г. Сочи, 2021 г.), Уральских школах металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Екатеринбург, 2020–2025 гг.), Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур – ПРОСТ» (г. Москва, 2023 г.), а также на LXIX-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» памяти академика В.М. Счастливцева (г. Екатеринбург, 2026 г.).

**Основные результаты диссертации** получены в рамках программы инвестиционного проекта АО «Завод бурового оборудования» – «Модернизация производственной линии выпуска бурильных труб по технологии ТБСУ» (2023 – 2028 гг.). За выполнение исследований, описанных в диссертации, автор отмечен премией губернатора в сфере науки и техники за 2023 г. и признан победителем городского конкурса «Человек года» в номинации «Инженер года» по итогам 2022 г. Развитие темы и результатов исследований, обобщённых в диссертации, получило поддержку РНФ в рамках проекта под руководством автора на тему «Научные основы применения технологии ротационной сварки трением для получения биметаллических соединений системы «аустенитная сталь – перлитная сталь» с высокой конструкционной прочностью» (соглашение № 25-29-00333 от 28.12.2024 г.).

**Публикации.** По теме диссертации опубликована 52 научные работы, в том числе 25 – в рецензируемых изданиях из «Перечня...» ВАК и входящих в системы цитирования Web of Science и Scopus, из них 7 статей в журналах Q1 и Q2 по данным системы Scopus, 1 патент на изобретение.

**Личный вклад автора.** Данная диссертация представляет собой обобщение результатов исследований, выполненных лично автором, а также при участии аспирантов и коллег в период с 2017 по 2025 год. Вклад автора состоит в определении целей и задач исследований, планировании и выполнении экспериментов, анализе и обработке полученных данных, разработке технических решений, направленных на повышение прочности сварных

соединений, формулировании ключевых выводов, написании рукописей для публикаций, а также в создании презентаций результатов на научных конференциях.

**Объем и структура работы.** Диссертация состоит из введения, семи разделов, заключения, списка использованных источников и приложения. Общий объем работы составляет 348 страниц, включая 180 рисунков, 20 таблиц и 263 наименования литературных источников. В приложении приведены акты использования результатов диссертационного исследования и промышленной эксплуатации бурильных труб.

Диссертационная работа является результатом многолетних исследований научного коллектива под руководством автора диссертации на предприятии АО «Завод бурового оборудования» и в Оренбургском государственном университете им. В.А. Бондаренко. Автор глубоко признателен за содействие в проведении научных исследований генеральному директору АО «Завод бурового оборудования» Медведеву Александру Константиновичу, сотрудникам предприятия – директору по исследованиям и разработке Кривову С.А., главному конструктору Тулибаеву Е.С., начальнику технического отдела канд. техн. наук Кузьминой Е.А. – за ценные практические советы и комментарии, начальнику производственного цеха Пашинину В.В. – за помощь в проведении экспериментов и изготовлении экспериментальных образцов. Автор считает своим долгом выразить искреннюю благодарность своему научному консультанту д-ру техн. наук Яковлевой И.Л., а также д-ру техн. наук Лобанову М.Л., д-ру техн. наук Гладковскому С.В., канд. техн. наук Каменеву С.В., канд. техн. наук Кириленко А.С. – за помощь в обсуждении научных результатов и ценные консультации. Автор также безмерно благодарен своей семье за терпение и поддержку.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** показана актуальность темы диссертационной работы, определена область и объекты исследований, сформулированы цель и задачи, изложены основные положения, выносимые на защиту, приведена научная и практическая значимость, отражена апробация результатов работы.

В **разделе 1** рассмотрены основные особенности технологии РСТ, существующие способы и их принципиальные отличия. Описано применение данной технологии при производстве бурильных труб различного назначения. Обоснована актуальность разработки высокопрочных бурильных труб без высадки, изготавливаемых с использованием РСТ. Приведён обзор научной литературы по влиянию параметров сварки на микроструктуру и механические свойства соединений. Выявлена недостаточная изученность вопросов получения сварных конструкций из среднеуглеродистых сталей с высокой конструкционной прочностью.

**Раздел 2** посвящен детальному исследованию микроструктуры и фазовых превращений, происходящих в сталях в условиях термомеханического

воздействия процесса РСТ во взаимосвязи с характером распределения температуры и степени деформации, полученных в результате моделирования процесса.

Процесс сварки с непрерывным приводом представлен на рис. 1 и включает четыре последовательные фазы. На первой фазе одна заготовка приводится во вращение, другая остаётся неподвижной, производится их сближение и притирка контактных поверхностей. Вторая фаза сопровождается увеличением осевого усилия, нагревом стыка до максимальной температуры и вытеснением деформированного металла с образованием грат. Третья фаза заключается в торможении вращения. На четвёртой фазе реализуется проковка – дополнительное осевое сжатие соединения, после чего деталь охлаждается на воздухе.

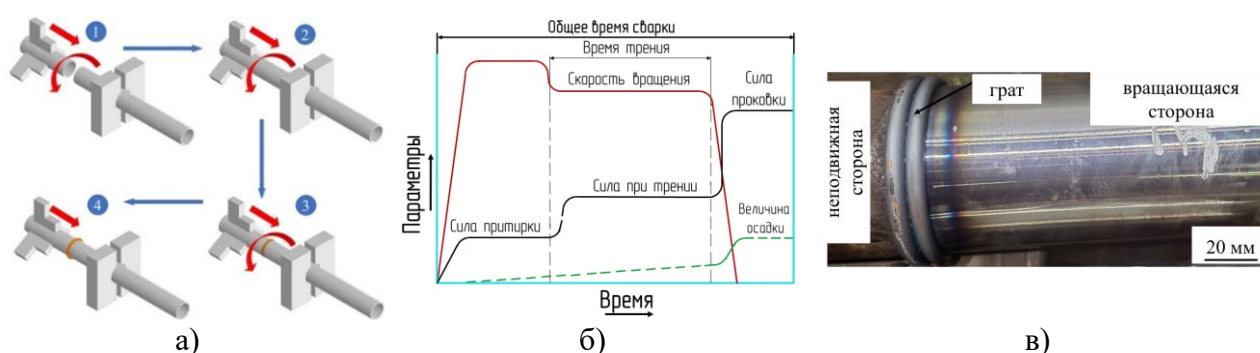


Рис.1 – Ротационная сварка трением с непрерывным приводом:  
а) схема процесса; б) графическое представление; в) внешний вид сварной заготовки

В ходе исследований использовались трубные заготовки диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм из сталей 40ХН2МА (замковая часть), 32Г2 (группы прочности Л для тела трубы по ГОСТ 32696-2014 или X-95 по API 5DP), 32ХГМА (группа прочности М для тела трубы по ГОСТ 32696-2014 или G-105 по API 5DP), изготовленные методом горячей прокатки с последующей термической обработкой (закалка и отпуск) для достижения необходимых свойств. Микроструктура исходных сталей представляет собой отпускаемую мартенсито-бейнитную смесь для сталей 32Г2 и 32ХГМА и отпускаемый мартенсит для стали 40ХН2МА (рис. 2).

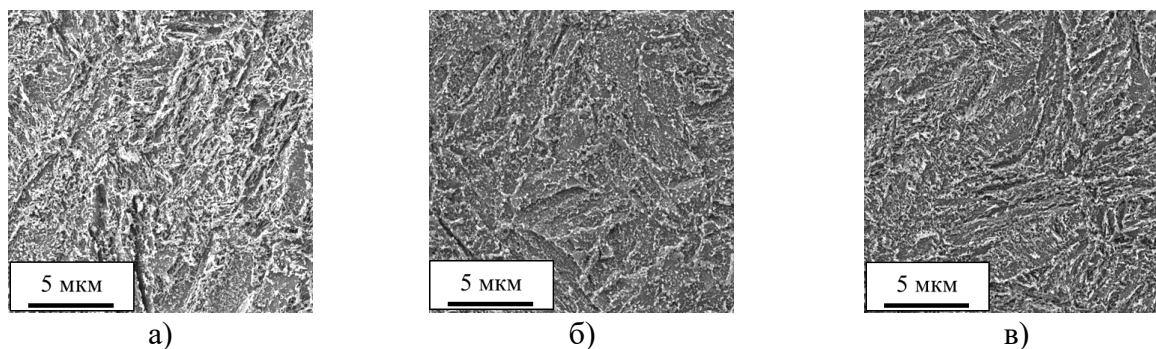


Рис. 2 – Микроструктура исходных сталей перед сваркой:  
а) 32Г2; б) 32ХГМА; в) 40ХН2МА

Базовые режимы сварки были следующими: сила притирки – 50 кН, время притирки – 5 с, частота вращения – 600 об/мин, сила при нагреве – 145 кН, осадка при нагреве – 7 мм, время задержки проковки – 0,3 с, сила проковки – 260 кН, время проковки – 3 с. Фактическое время нагрева, зафиксированное машиной, составило для пары 32Г2–40ХН2МА 3,4–3,5 с, для пары 32ХГМА–40ХН2МА – 5,3–5,4 с. Осадка при проковке составила 2,1 и 2,7 мм соответственно.

Моделирование процесса сварки осуществлялось в программной среде DEFORM-3D на основе жесткопластического метода конечных элементов. Температурные зависимости свойств материалов (прочность, пластичность, теплопроводность, плотность) были получены с использованием программного комплекса JMatPro7. Полученные расчётные кривые изменения осадки и температуры на границе раздела сталей представлены на рис. 3.

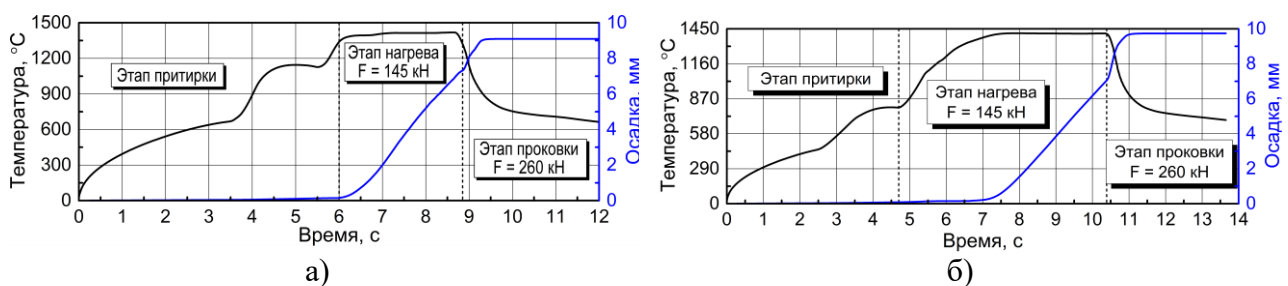


Рис. 3 – Расчётные зависимости температуры и осадки труб от времени, полученные для пар сталей: а) 32Г2-40ХН2МА; б) 32ХГМА-40ХН2МА

Моделирование процесса показало удовлетворительную сходимость результатов по времени этапа нагрева, изменению осадки при проковке и объему выдавленного грата (рис. 4).

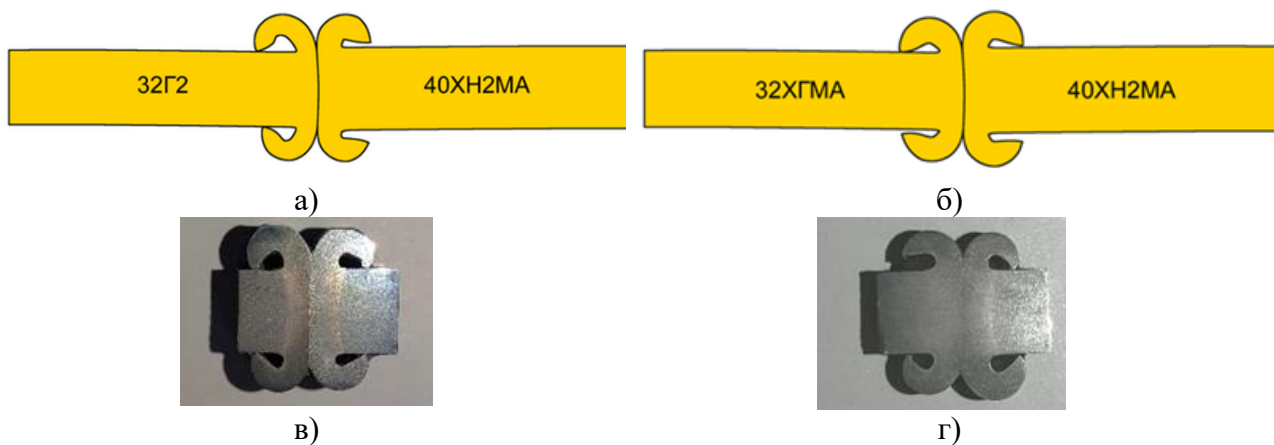


Рис. 4 – Форма грата в поперечном сечении сварных соединений, образованных при РСТ: а, б) полученная в результате моделирования; в, г) экспериментальные образцы

Распределение температуры и степени деформации проанализировано для трёх этапов: нагрева (трения), формирования соединения на границе раздела сталей (момент прекращения роста осадки) и завершения проковки (рис. 5 и рис. 6).

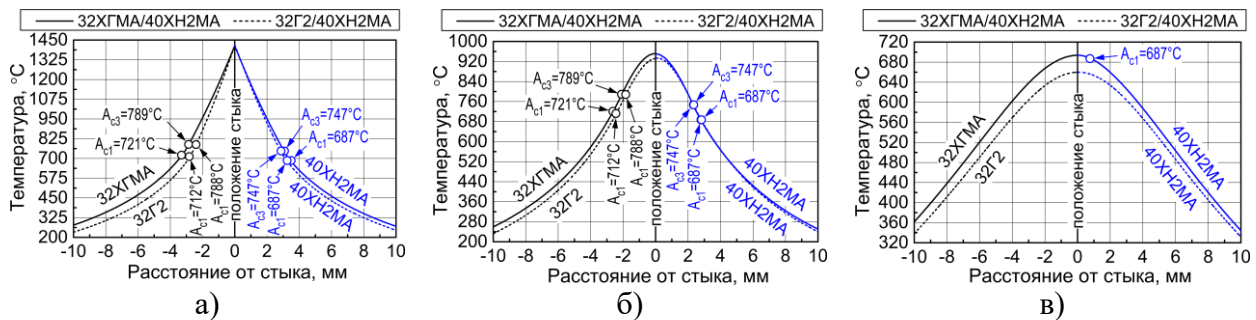


Рис. 5 – Распределение температуры от стыка сталей на различных этапах РСТ:

- а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки;  
в) по завершении этапа проковки

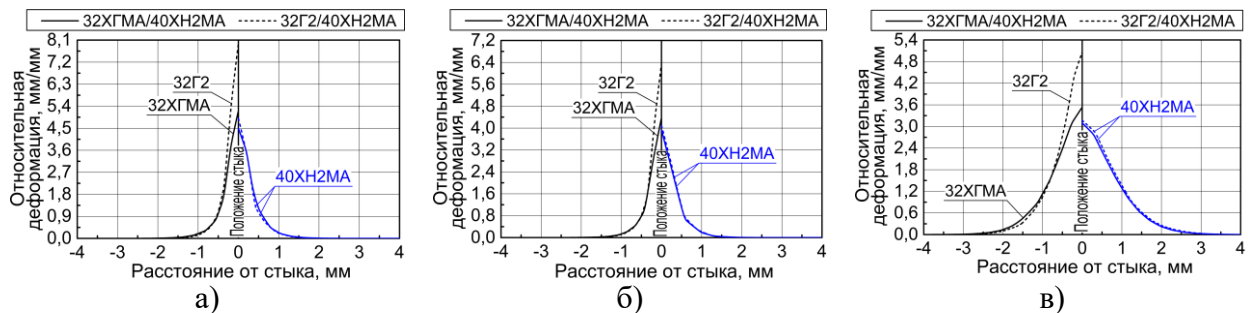
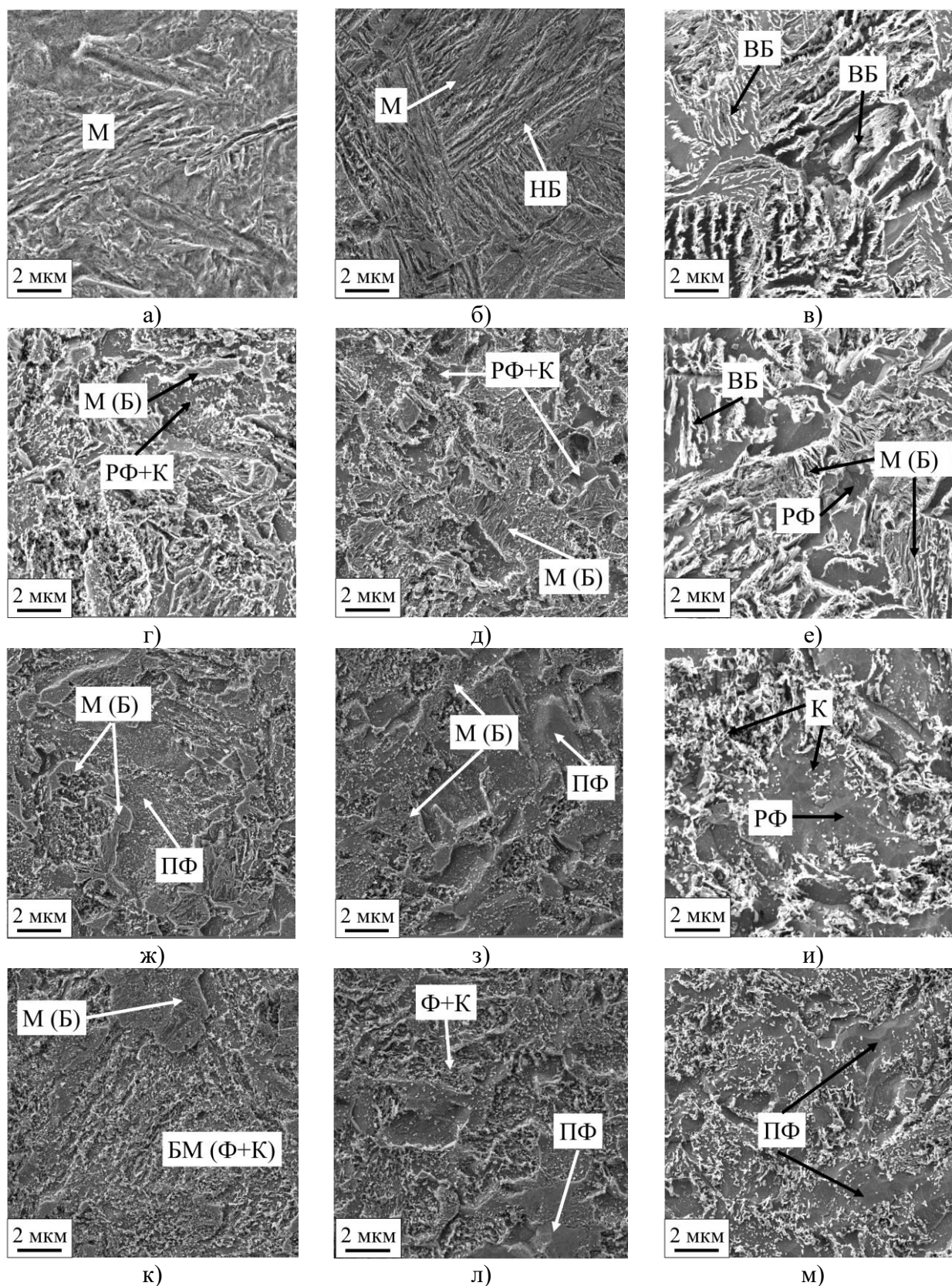


Рис. 6 – Распределение степеней деформации от стыка сталей на различных этапах РСТ:

- а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки;  
в) по завершении этапа проковки

Установлено, что образование соединения на границе раздела происходит в фазе деформированного аустенита при температурах 920–930 °С (рис. 5, б) и степенях деформации 4,0–6,4 мм/мм (рис. 6, б). При удалении от границы раздела температура и степень деформации снижаются. Одновременно в зонах температурно-деформационного воздействия могут протекать процессы рекристаллизации и перекристаллизации в зависимости от соотношения температуры рекристаллизации  $T_p$ , и температур критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . В участках базового (исходного) металла также возможно развитие пластической деформации, если действующие напряжения превышают предел текучести материала при данной температуре ( $T_d$ ). На этапе проковки происходит некоторое охлаждение зоны сварки, однако деформационное воздействие сохраняется. Завершение фазовых превращений происходит в отсутствие деформации.

Детальный анализ микроструктуры в различных участках зоны воздействия сварки (ЗВС) показал наличие нескольких областей, различающихся по механизмам структурообразования. На рис. 7 представлена микроструктура характерных областей исследуемых сталей, в таблице 1 обобщены полученные результаты во взаимосвязи с механизмами структурообразования. Распределение микротвердости в сварных соединениях исследуемых сталей приведено на рис. 8.



М-мартенсит; ВБ – верхний бейнит; НБ – нижний бейнит; РФ – рекристаллизованный феррит; ПФ – полигонизованный феррит; Ф – феррит; К – карбиды; БМ – базовый металл

Рис. 7 – Микроструктура среднеуглеродистых легированных сталей в характерных областях зоны воздействия сварки: а, г, ж, к) 40ХН2МА; б, д, з, л) 32ХГМА; в, е, и, м) 32Г2; а, б, в) область I; г, д, е) область II; ж, з, и) область III; к, л, м) область IV

Таблица 1 – Механизмы структурообразования и микроструктура характерных областей зоны воздействия сварки при РСТ среднеуглеродистых легированных сталей

| Область ЗВС |                                        | Термо-деформационные условия                                    | Механизмы структурообразования                                                                                                        | Конечная микроструктура                                                           |
|-------------|----------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------|
| I           | зона термомеханического влияния (ЗТМВ) | $T > A_{c3}$                                                    | Полная аустенизация→динамическая рекристаллизация аустенита→сдвиговое (промежуточное превращение)                                     | реечный (двойникованный мартенсит) или реечный мартенсит+нижний бейнит или бейнит |
| II          |                                        | $A_{c1} < T < A_{c3}$<br>$T > T_p$                              | Частичная аустенизация → динамическая рекристаллизация аустенита и базового металла → сдвиговое (промежуточное превращение) аустенита | комбинация мартенсита (бейнита) и смеси рекристаллизованного феррита и карбидов   |
| III         |                                        | если $T_p > A_{c1}$<br>$T > A_{c1}$ ;<br>$T < T_p$<br>$T > T_d$ | частичная аустенизация и динамическая полигонизация базового металла → сдвиговое (промежуточное превращение) аустенита                | комбинация мартенсита (бейнита) и смеси полигонизованного феррита и карбидов      |
|             |                                        | если $T_p < A_{c1}$<br>$T > A_{c1}$ ;<br>$T < T_p$<br>$T > T_d$ | динамическая рекристаллизация базового металла                                                                                        | мелкозернистый феррит и карбиды                                                   |
| IV          | зона термического влияния (ЗТВ)        | $T > A_{c1}$<br>$T < T_d$                                       | частичная аустенизация → сдвиговое (промежуточное превращение) аустенита                                                              | комбинация образованного мартенсита (бейнита) и исходной структуры                |
|             |                                        | $T < A_{c1}$<br>$T < T_d$                                       | частичная полигонизация                                                                                                               | участки полигонизованного феррита и исходной структуры                            |

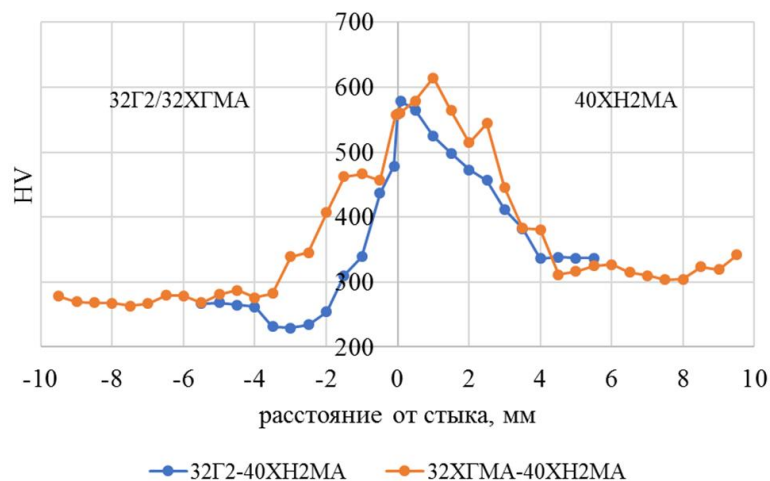


Рис. 8 – Профили микротвердости в сварных соединениях

Область I представляет собой подзону полной аустенизации ( $T > A_{c3}$ ). В зависимости от содержания углерода и легирующих элементов, определяющих устойчивость переохлаждённого аустенита, в исследуемых сталях сформировалась различная микроструктура: в стали 40ХН2МА аустенит полностью трансформировался в мартенсит (557–614 HV), в стали 32ХГМА – в смесь мартенсита и реечного бейнита (407–456 HV), в стали 32Г2 – в бейнит различной морфологии (310–478 HV) (рис. 7, 8).

Дополнительными факторами, влияющими на кинетику превращения горячедеформированного аустенита, являются дислокационные несовершенства, обусловленные пластической деформацией, а также локальная неоднородность распределения углерода и легирующих элементов. В связи с этим процессы превращения в различных объёмах аустенитного зерна протекали с неодинаковой скоростью, что привело к формированию реечного и двойникового мартенсита (рис. 9, а, б), а также бейнита различных морфологий. Электронно-микроскопические исследования показали, что зарождение и рост мартенситных (бейнитных) кристаллов происходят как от границ, так и от субграниц деформационного происхождения (рис. 9, в).

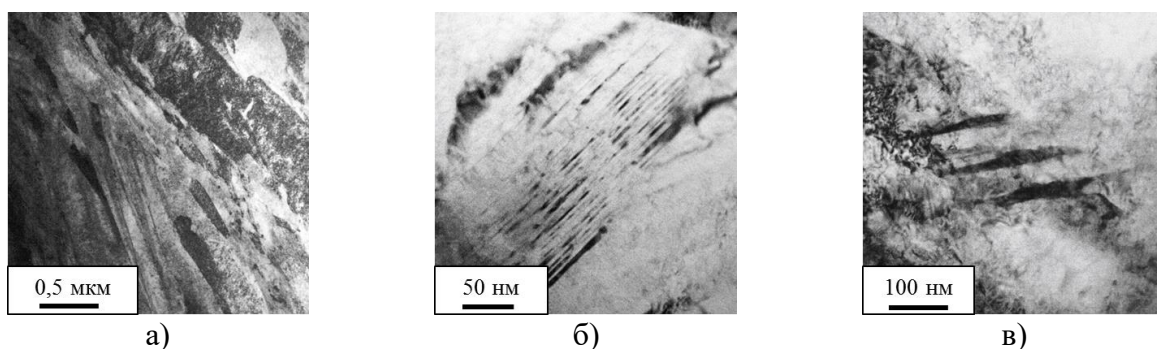


Рис. 9 – Микроструктура области I в стали 40ХН2МА: а) реечный мартенсит; б) двойникованный мартенсит; в) зарождение мартенситных кристаллов у субграниц

По мере удаления от стыка следует зона температурного воздействия в межкритической области (область II), в которой стали подвергаются частичной аустенизации. Образовавшийся при нагреве аустенит претерпевает мартенситное (бейнитное) превращение. Остальные участки исходного металла подвергались динамической рекристаллизации, поскольку температура деформации в данных областях достигла температуры рекристаллизации ( $T > T_p$ ).

В областях III и IV механизм формирования микроструктуры исследуемых сталей различается из-за неодинакового механического поведения при высоких температурах, определяемого температурой рекристаллизации. В случае сталей 32ХГМА и 40ХН2МА область III отличается от области II тем, что участки неаустенизированной микроструктуры не достигли температурно-деформационных условий развития рекристаллизации. В этих участках наблюдаются процессы полигонизации, частичного растворения и коагуляции карбидных частиц.

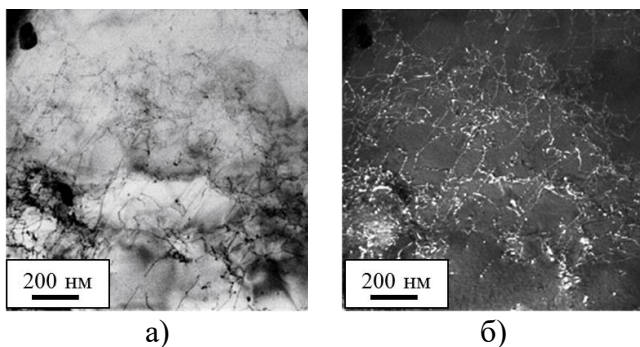


Рис. 10 – Микроструктура ферритного зерна области III стали 32ХГМА: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе  $(-101)_\alpha$

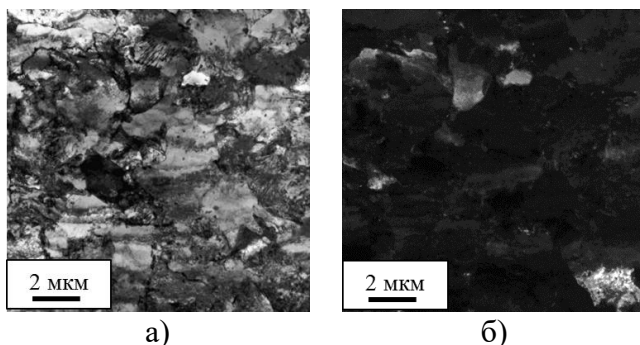


Рис. 11 – Микроструктура области III стали 32Г2: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе  $(-1-10)_\alpha$

На рис. 10 представлены ПЭМ-изображения ферритного зерна стали 32ХГМА в данной области с сеткой дислокаций, декорированных мелкодисперсными карбидными частицами размером около 10 нм. Следовательно, температура в этой области была выше  $T_d$ , но ниже  $T_p$ .

В стали 32Г2 в области III температура достигла  $T_p$ , но не превышала  $A_{c1}$ . Микроструктура представлена рекристаллизованным ферритом и карбидами. На ПЭМ-снимках (рис. 11) видно, что сформировались ультрамелкие зёрна размером 100–300 нм с высокой плотностью дислокаций либо развитой субструктурой. Исследования микротвердости показали, что в данной области произошло некоторое разупрочнение по сравнению с исходным металлом стали 32Г2 (рис. 8).

Область IV представляет собой зону термического влияния средней протяжённостью 0,2–0,3 мм. В стали 40ХН2МА температура в этой области превышала  $A_{c1}$ , поэтому на фоне исходной микроструктуры образовались отдельные мелкие зёрна мартенсита слаборазличимой морфологии. В стали 32ХГМА температура в ЗТВ не достигла  $A_{c1}$ , поэтому в данных участках наблюдаются процессы полигонизации и частичного растворения карбидов. Аналогичная картина зафиксирована и в стали 32Г2.

Предложенная классификация характерных микроструктурных зон позволяет учесть уровень температурного и деформационного воздействия, реализующегося при РСТ среднеуглеродистых легированных сталей.

**Раздел 3** посвящён исследованию зоны сопряжения и прилегающих областей для различных комбинаций среднеуглеродистых легированных сталей с применением сканирующей электронной микроскопии и EBSD-анализа. Проанализированы закономерности формирования структурно-текстурного состояния в областях, прилегающих к зоне сопряжения.

Основными механизмами образования соединения на границе раздела материалов при сварке в твёрдой фазе являются совместная рекристаллизация и диффузия. При РСТ среднеуглеродистых легированных сталей реализация этих механизмов зависит от содержания углерода и легирующих элементов, которые определяют возможность совместной рекристаллизации и интенсивность диффузионных процессов.

Микроструктура зоны сопряжения сталей показана на рис. 12.

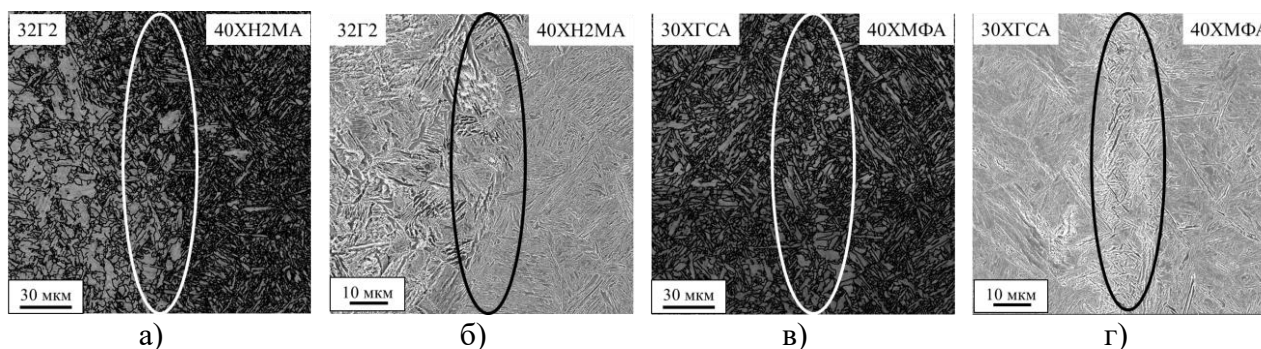


Рис. 12 – Микроструктура зоны сопряжения сталей: а, б) 32Г2-40ХН2МА; в, г) 30ХГСА-40ХМФА; а, в) микроструктура с нанесением большеугловых границ (БУГ) при углах разориентировки  $> 15^\circ\text{C}$ , полученная методов EBSD, б, г) СЭМ-изображение

Чёткой границы между сталями не наблюдается, что указывает на формирование общих аустенитных зёрен в процессе миграции большеугловых границ при сварке. Карты распределения легирующих элементов для соединения 32Г2–40ХН2МА показывают диффузионное перемещение Cr, Mn и Ni на расстояние около 10 мкм (рис. 13). Значительная протяжённость диффузионного пути в условиях кратковременного процесса ( $\approx 3$  с) обусловлена интенсивной пластической деформацией, способствующей переносу элементов по дислокационным трубкам, вакансиям и междоузлиям.

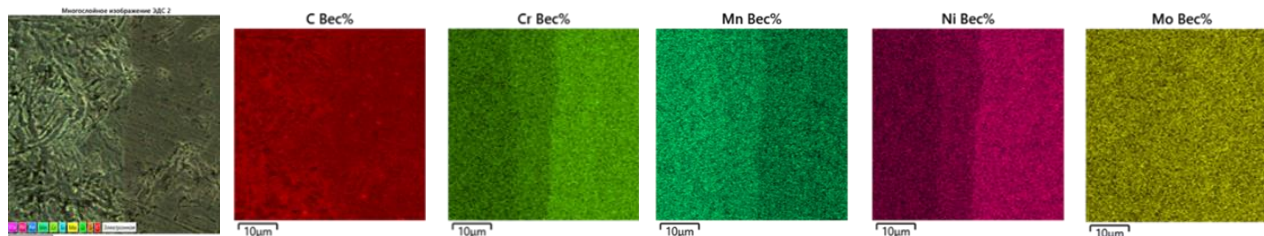


Рис. 13 – Карты распределения элементов в зоне сопряжения сталей 32Г2 и 40ХН2МА

Приконтактные области свариваемых материалов подвергаются интенсивному деформационному воздействию, что делает актуальным анализ кристаллографических характеристик фазового превращения аустенита в этих зонах. Методом EBSD исследована микроструктура области сварного стыка (рис. 14, а). Установлено, что все большеугловые границы сосредоточены в диапазоне разориентировки от  $49$  до  $60^\circ$  (рис. 14, б). В спектре специальных границ преимущественно фиксируются границы решётки совпадающих узлов:  $\Sigma 3$ ,  $\Sigma 11$ ,  $\Sigma 25b$ ,  $\Sigma 33c$  и  $\Sigma 41c$  (рис. 14, в). Формирование данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения, реализующегося в соответствии с ориентационными соотношениями (ОС), промежуточными между соотношениями Курдюмова–Закса и Нишиямы–Вассермана.

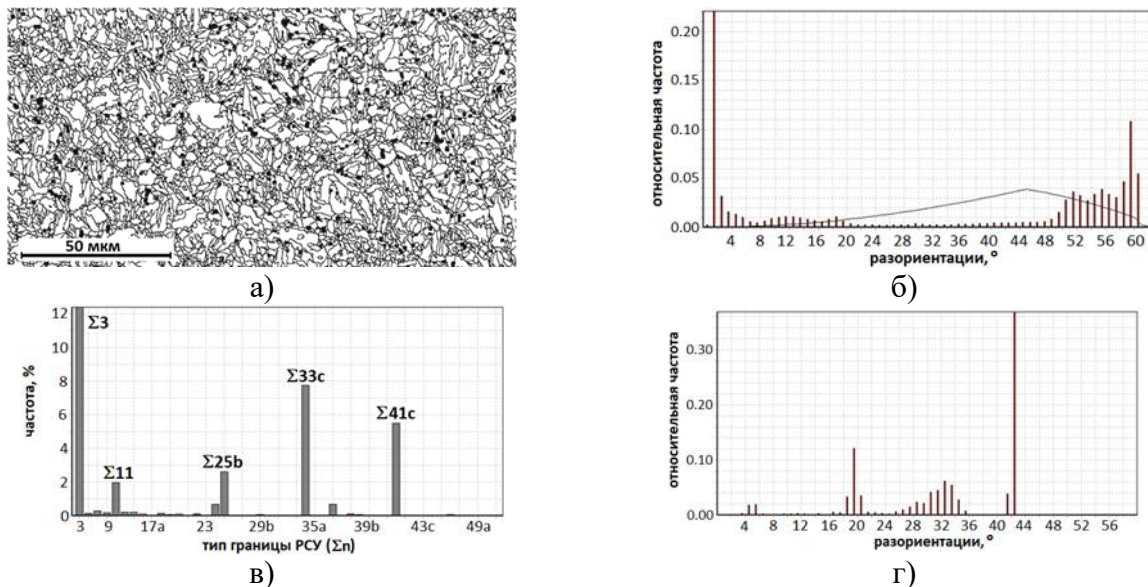


Рис. 14 – Микроструктурные характеристики стали 40XH2MA в зоне сварного шва, полученные методом EBSD: а) ориентационная карта с нанесением межкристаллитных границ  $\alpha(\alpha')$ -фазы (белый цвет) и указанием мест выделения  $\gamma$ -фазы (серый цвет, величина выделений увеличена для наглядности за счет толщины межфазных границ); б) спектр разориентаций межкристаллитных границ  $\alpha'$ -фазы; в) спектр PCY-границ в  $\alpha'$ -фазе; г) спектр угловых отклонений межфазных  $\alpha'$ - $\gamma$ -границ от ОС Курдюмова-Закса

В сварном шве выявлена текстура, близкая к ребровой ( $\{110\}\langle 001\rangle$ ), в зоне термомеханического влияния – промежуточное состояние между исходными текстурами и текстурой шва. Анализ ориентаций показал, что наблюдаемая ориентировка представляет собой совокупность двух симметричных компонент из набора, близкого к  $\{210\}\langle 012\rangle$ , отклонённых от идеальной ребровой текстуры на  $18\text{--}26^\circ$ . Эти ориентировки соответствуют стабильным компонентам сдвиговой текстуры аустенита  $\{112\}\langle 111\rangle$  и связаны между собой специальной разориентацией  $\Sigma 3$ . Расчёты показали, что при мартенситном превращении по ОС Курдюмова-Закса на данных границах формируются ориентировки, описывающие экспериментально зафиксированное текстурное состояние в шве. Межфазный анализ выявил, что основная часть  $\gamma$ -фазы не соответствует ОС Курдюмова-Закса, а отклонения на  $20\text{--}30^\circ$  близки к ОС Бейна. С помощью ПЭМ установлено наличие прослоек остаточного аустенита между мартенситными рейками, при этом морфология этих кристаллов отличается от восстановленного аустенита (рис. 15).

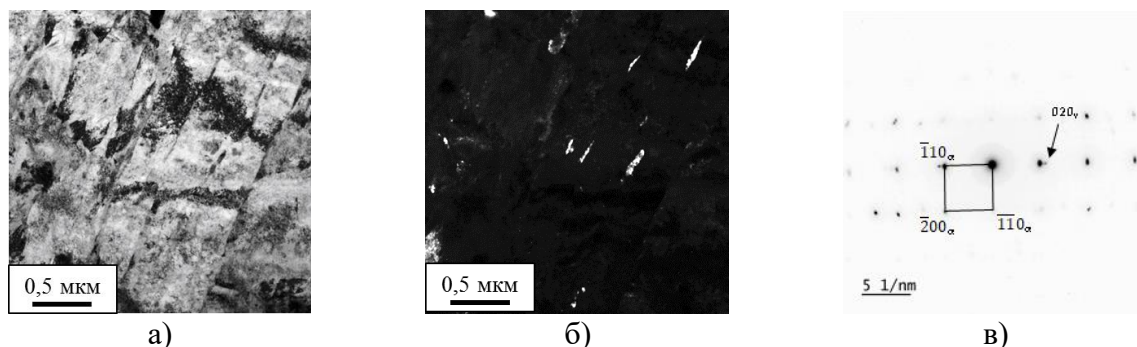


Рис. 15 – Реечный мартенсит в структуре сварного стыка: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлекс  $(002)_\gamma$ ; в) электронограмма

**В разделе 4** представлены результаты оптимизации параметров РСТ для конкретных сочетаний сталей и типоразмеров трубных заготовок, используемых при изготовлении бурильных труб. Установлены закономерности пластического деформирования и микроструктурные механизмы разрушения сварных соединений при растяжении, а также оценено влияние послесварочного отпуска на механическое поведение.

Методом математического планирования четырёхфакторного эксперимента по плану Бокса–Бенкена второго порядка получены регрессионные зависимости механических характеристик от параметров сварки: давления при нагреве, давления проковки, частоты вращения и осадки при нагреве. Установлено, что доминирующее влияние на прочность сварного стыка оказывает частота вращения (для пары 32Г2–40ХН2МА) или давление проковки (для пар 32ХГМА–40ХН2МА и 30ХГСА–40ХМФА); интегральная прочность и пластичность соединений во всех случаях преимущественно определяются давлением при нагреве.

При оптимальных режимах сварки механические свойства сварных соединений не уступают свойствам исходных материалов. Характер разрушения при статическом растяжении зависит от сочетания сталей: для соединения 32Г2–40ХН2МА разрушение преимущественно происходит по стыку или в ЗТМВ стали 32Г2; для пары 30ХГСА–40ХМФА – в ЗТМВ и основном металле стали 30ХГСА; для соединения 32ХГМА–40ХН2МА – в основном металле стали 32ХГМА. Металлографический анализ показал, что разрушение по стыку связано с формированием грубой бейнитной микроструктуры с крупными карбидными частицами; при разрушении в других зонах микроструктура в зоне стыка более дисперсна, а граница раздела не имеет чётких очертаний. Локализация деформации в ЗТМВ обусловлена преобладанием рекристаллизованных и полигонизованных зёрен (рис. 16, а, б), вызывающих локальное разупрочнение, а при формировании мелкозернистой структуры с высокой разориентацией субграниц (рис. 16, в, г) местом разрушения становится основной металл наименее прочной стали.

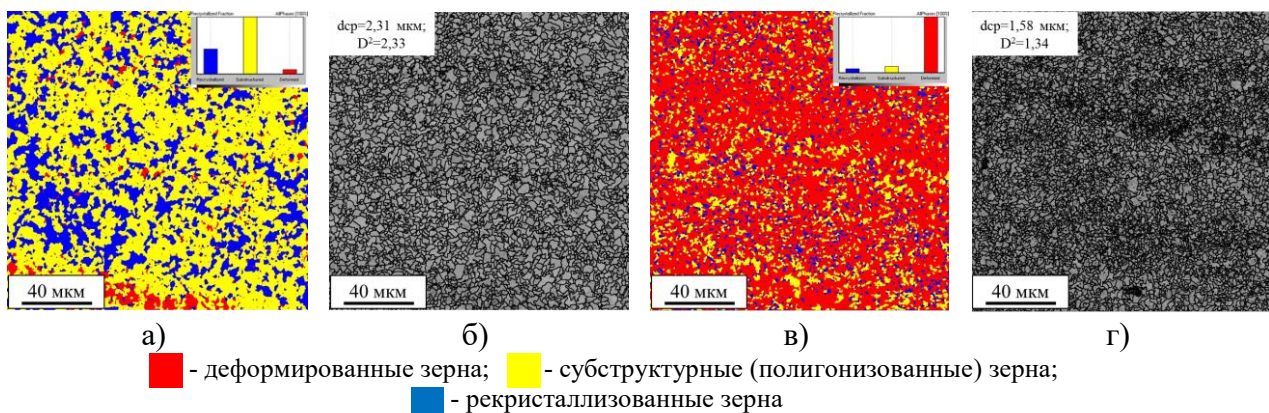


Рис. 16 – Микроструктура ЗТМВ стали 32Г2: а, б) при разрушении в ЗТМВ; в, г) при разрушении в зоне ОМ стали 32Г2: а, в) карты рекристаллизации; б, г) микроструктура с нанесением БУГ (15°)

Влияние послесварочного отпуска на деформационное поведение и механические свойства оценивалось в сварных соединениях, полученных на режимах РСТ из оптимального диапазона параметров и обеспечивающих разрушение при растяжении в зоне основного металла наименее прочной из пары привариваемых сталей. Установлено, что после отпуска при температуре 550 °С в течение 1 часа предел текучести и прочности сварных соединений изменяются незначительно (не более 3 % для пары 32Г2–40ХН2МА). Однако характер пластической деформации для некоторых сочетаний сталей меняется. Для пары 32Г2–40ХН2МА отпуск приводит к локализации деформации в ЗТМВ с появлением площадки текучести и ускоренным разрушением в этой зоне (рис. 17, б), тогда как без отпуска деформация вовлекает основной металл (рис. 17, а). Относительное удлинение в результате отпуска снижается с 10,5 % до 7,2 %.

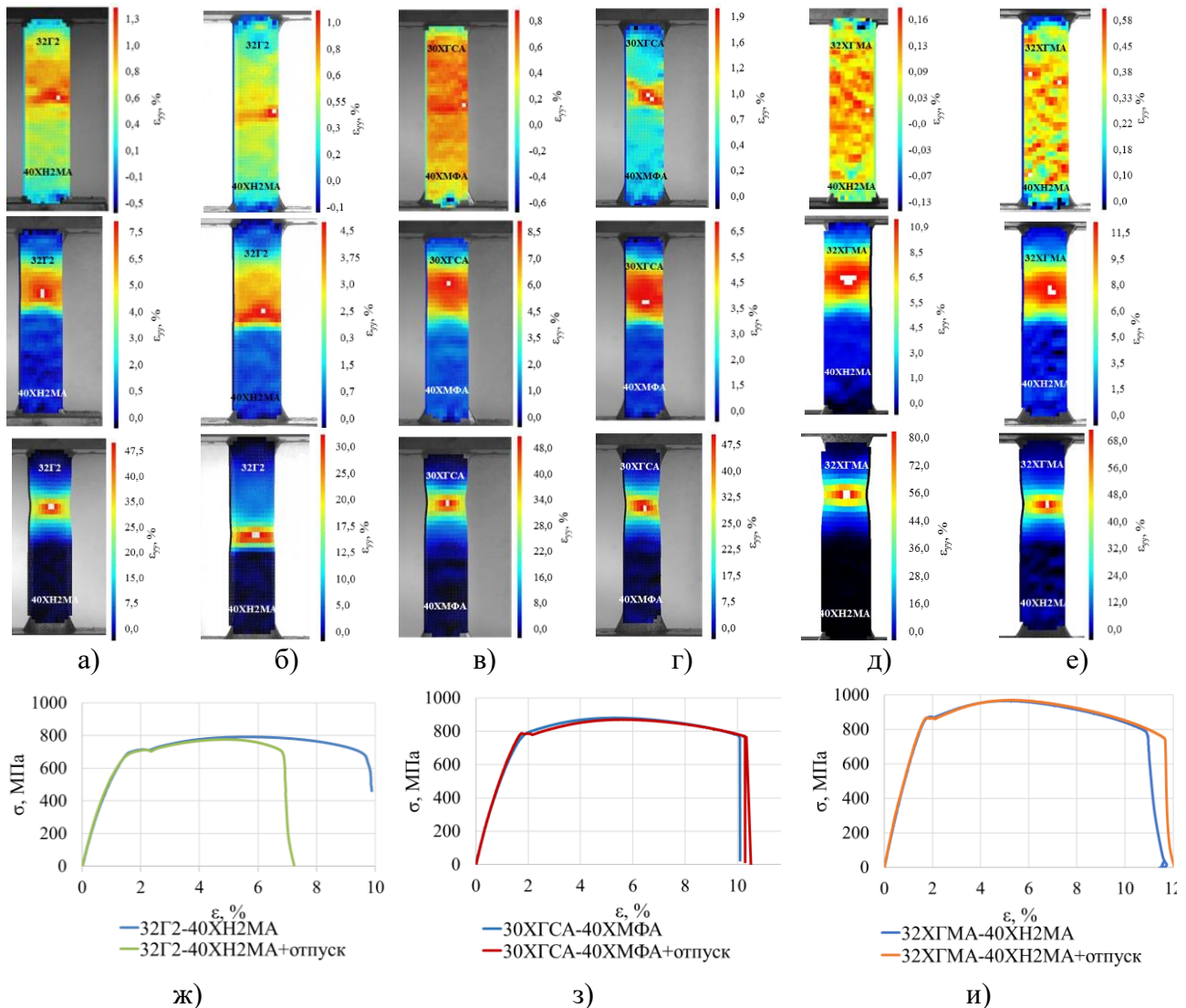


Рис. 17 – Поля продольной деформации  $\epsilon_{yy}$  (а–е) и кривые растяжения  $\sigma$ – $\epsilon$  (ж–и) сварных соединений в исходном состоянии (а, в, д) и после отпуска при 550 °С (б, г, е): а, б, ж) для соединений 32Г2–40ХН2МА; в, г, з) для соединений 30ХГСА–40ХМФА, д, е, и) для соединений 32ХГМА–40ХН2МА. Поля (а–е) приведены для стадий начала пластической деформации, середины степенной и закритической.

Для соединения 30ХГСА–40ХМФА после отпуска также фиксируется локализация деформации в ЗТМВ и появление площадки текучести (рис. 17, з), однако при дальнейшем растяжении деформация распределяется по основному металлу (рис. 17, г). Отпуск соединения 32ХГМА–40ХН2МА существенно не влияет на деформационное поведение: локализация в ЗТМВ отсутствует, деформация развивается в основном металле стали 32ХГМА (рис. 17, д, е, и).

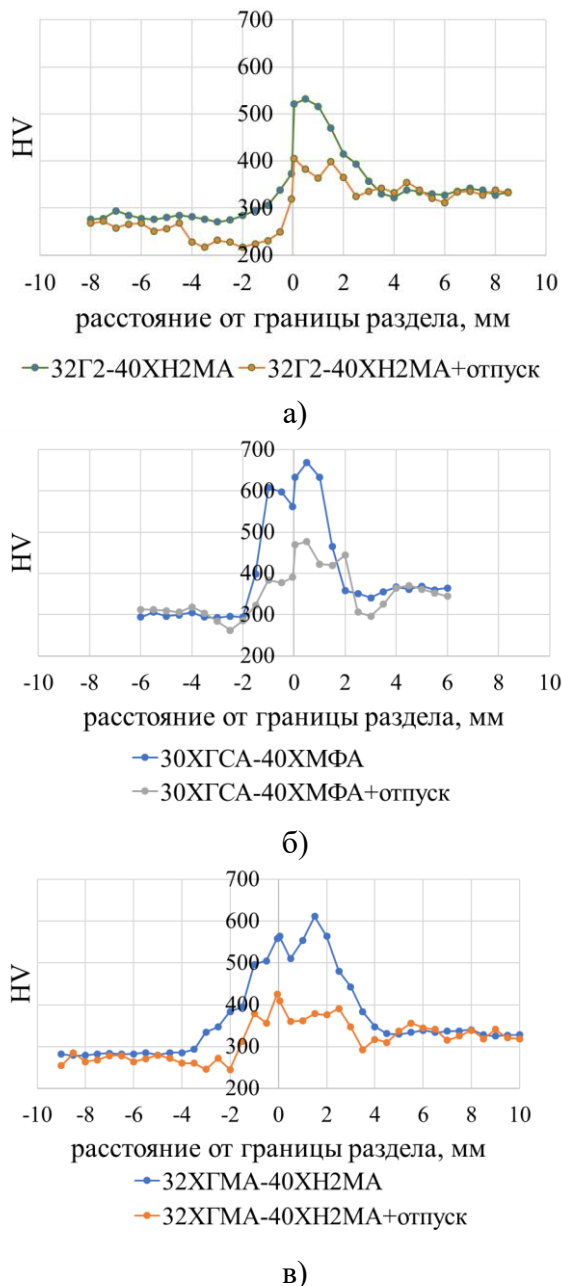


Рис. 18 – Профили микротвердости сварных соединений до и после отпуска:  
а) 32Г2-40ХН2МА; б) 30ХГСА-40ХМФА;  
в) 32ХГМА-40ХН2МА

Графики микротвердости (рис. 18) демонстрируют механическую неоднородность по протяжённости ЗВС в исходном и отпущенном состояниях.

Наибольшая микротвердость вблизи стыка зафиксирована со стороны сталей 40ХМФА и 40ХН2МА (до 684 HV) в исходном состоянии. Оптимизация параметров сварки позволила устранить зоны разупрочнения в ЗТМВ сталей 32Г2, 30ХГСА и 32ХГМА. После отпуска микротвердость вблизи стыка со стороны сталей 40ХМФА и 40ХН2МА снижается до 386–481 HV. В сталях 30ХГСА и 32ХГМА формируется зона разупрочнения (245–260 HV), которая по протяженности не превышает 0,2–0,3 мм. В стали 32Г2 эффект разупрочнения максимален: 202–216 HV против 251–272 HV в основном металле при протяжённости зоны 2,7–3,2 мм.

EBSD-анализ показал, что после сварки в ЗТМВ преобладают деформированные зёрна: 72 % в стали 32Г2 (рис. 16, в), 83 % в стали 30ХГСА и 73 % в стали 32ХГМА (рис. 19, а). Отпуск вызывает полигонизацию и рекристаллизацию. В результате отпуска в стали 32Г2 количество деформированных зерен снизилось до 17 %, а полигонизованных возросло до 72 % (рис. 19, б). Сталь 32ХГМА оказалась наиболее устойчивой к

разупрочнению при отпуске, так как количество деформированных зерен сохранилось в объеме 53 % (рис. 19, в), в то время как в стали 30ХГСА их количество после отпуска составило 36 % (рис. 19, г).

Таким образом, разупрочнение при отпуске связано с процессами полигонизации и рекристаллизации. Карбидообразующие элементы, присутствующие в составе сталей, сдерживают развитие рекристаллизации, тем самым замедляя разупрочнение микроструктуры. Особое сдерживающее влияние на этот процесс оказывают частицы специальных карбидов.

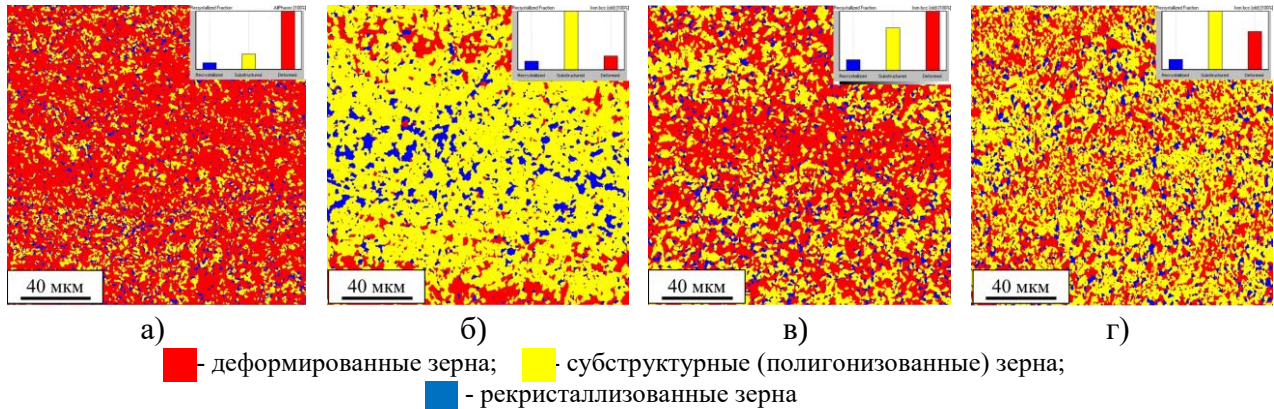


Рис.19 – Карты рекристаллизации, построенные по результатам EBSD в периферийной области ЗТМВ: а) сталь 32ХГМА без отпуска; б) сталь 32Г2, отпуск при 550 °С; в) сталь 32ХГМА, отпуск при 550 °С; г) сталь 30ХГСА, отпуск при 550 °С

На основе аддитивной модели выполнена оценка вкладов различных механизмов в предел текучести характерных областей ЗВС, который рассчитывался по формуле

$$\sigma_{m(0,2)} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{mp} + \Delta\sigma_{\partial} + \Delta\sigma_{\partial y} + \Delta\sigma_3, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – сопротивление решетки, металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро);

$\sigma_{mp}$  – твердорастворное упрочнение;

$\sigma_{\partial}$  – упрочнение за счет плотности дислокаций;

$\sigma_{\partial y}$  – дисперсионное упрочнение;

$\sigma_3$  – зернограничное (субзеренное) упрочнение.

Результаты показывают (рис. 20) что в ЗВС стали 32Г2 прочность областей I и II, обладающих бейнитной микроструктурой, соизмерима с основным металлом. Наиболее упрочнена область III (рекристаллизации) за счёт вклада зернограничного упрочнения. Область IV (полигонизации) разупрочнена по отношению к ОМ, но, как показали испытания на растяжение, её малая протяжённость (~0,1 мм) не влияет на интегральную прочность (рис. 20, а).

Отпуск стали 32Г2 вызывает интенсивное разупрочнение всей ЗВС из-за снижения зернограничного и дислокационного вкладов (рис. 20, б), что приводит к локализации деформации и ухудшению механических свойств. Склонность к разрушению по стыку в паре 32Г2–40ХН2МА обусловлена формированием грубой бейнитной микроструктуры стали 32Г2 с низкой долей большеугловых границ.

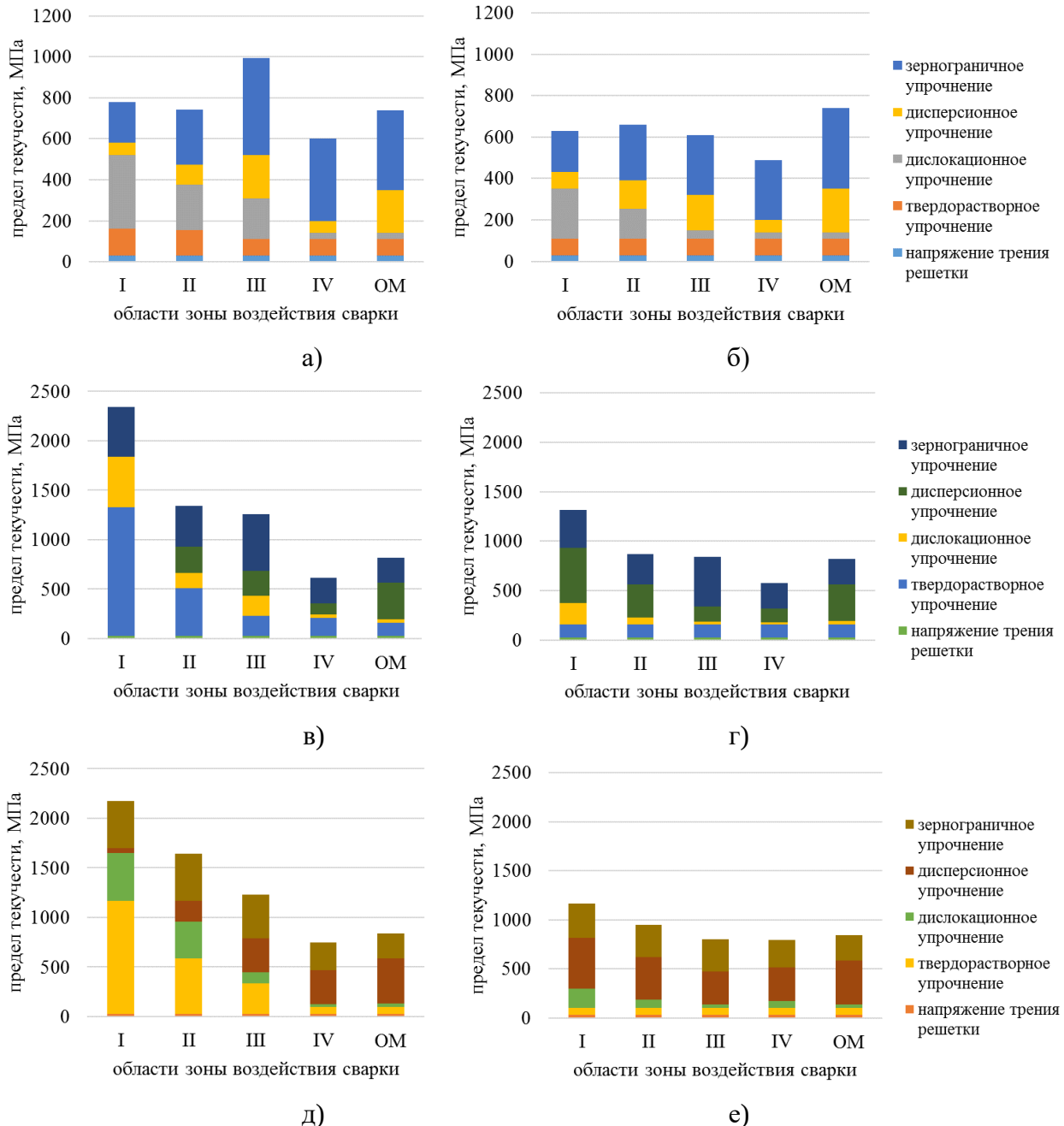


Рис. 20 – Количественная оценка предела текучести в различных областях ЗВС сталей: а, б) 32Г2; в, г) 30ХГСА; д, е) 32ХГМА; а, в, д) в исходном состоянии; б, г, е) после отпуска

В сталях 30ХГСА и 32ХГМА наиболее упрочнены области I и II – за счёт твердорастворного упрочнения углеродом, тогда как область III упрочнена преимущественно зернограничным механизмом (рис. 20, в, д). Зона термического влияния с полигонизованной ферритной структурой несколько разупрочнена, однако из-за малой протяжённости (~50 мкм) не влияет на пластическое поведение: дислокации быстро достигают упрочнённых областей. Послесварочный отпуск выравнивает прочность по всей протяжённости ЗТМВ до уровня основного металла (рис. 20, г, е), однако, как показали испытания на растяжение, деформация преимущественно развивается и локализуется в его однородной структуре.

**Раздел 5** посвящен исследованию усталостной прочности и механизму разрушения сварных соединений при циклическом нагружении. Испытания на многоцикловую усталость сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА проводили на испытательной машине с двухопорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего и изгибающего момента в рабочей части. Такая схема нагружения позволяет выявить наиболее слабые участки в образце со сварным соединением, так как нагрузка распределяется равномерно по всей длине рабочей части. В процессе испытаний воспроизводился симметричный цикл нагружения с постоянными амплитудными значениями напряжений при синусоидальной форме цикла. Коэффициент асимметрии цикла  $R=-1$ . Частота вращения образца составила 3000 об/мин. Число пройденных циклов регистрировалось счетчиком. Образцы для испытаний на усталость принадлежали типу II согласно ГОСТ 25.502 и имели диаметр рабочей части 5 мм, длину рабочей части 50 мм, диаметр захватной части 7,5 мм.

Анализ данных по выносливости сварных соединений выявил существенные различия между двумя комбинациями сталей (рис. 21). Для пары 32Г2-40ХН2МА предел выносливости образца со сварным швом без термической обработки составляет  $410 \pm 20$  МПа (рис. 21, а). В результате отпуска данная характеристика падает до  $339 \pm 18$  МПа. Это значительно уступает показателям исходной стали 32Г2 ( $476 \pm 37$  МПа). Причем снижение с учетом погрешности уравнений может достигать 24 % в необработанном состоянии и до 37 % после отпуска. Таким образом, послесварочный отпуск негативно влияет на усталостную прочность сварных соединений из данного сочетания сталей.

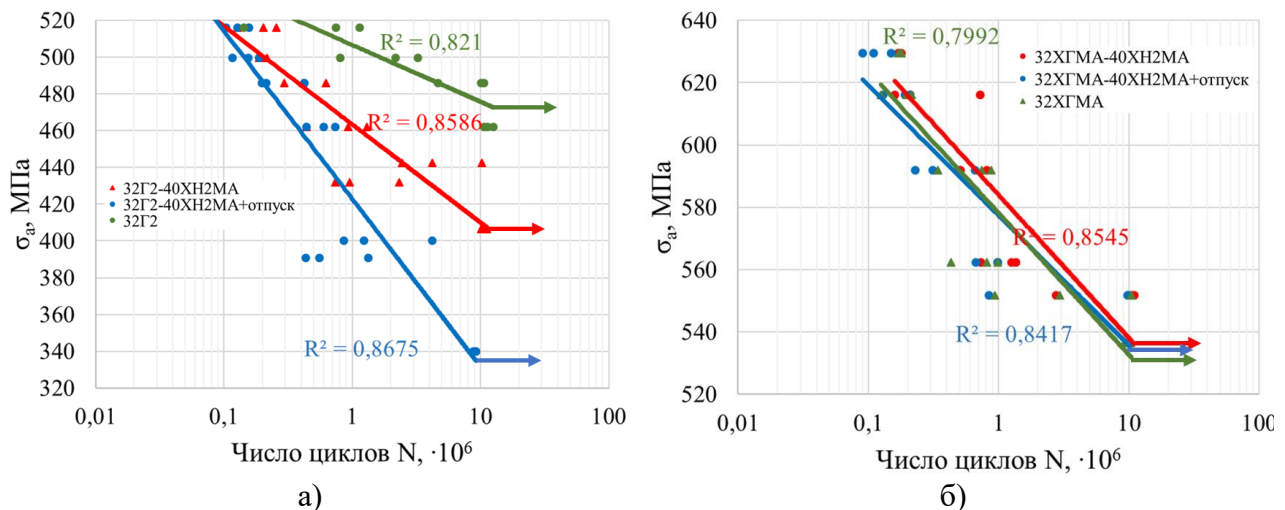


Рис. 21 – Кривые усталости сварных соединений и наименее прочной из соединяемых сталей: а) 32Г2-40ХН2МА и стали 32Г2; б) 32ХГМА-40ХН2МА и стали 32ХГМА

Сварные соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА демонстрируют предел выносливости  $538 \pm 41$  МПа, который практически не изменяется после отпуска ( $534 \pm 43$  МПа) (рис. 21, б). Эти значения находятся на одном уровне с пределом выносливости базовой стали 32ХГМА ( $532 \pm 65$  МПа). Более того, образцы со сварными соединениями показали большую устойчивость к циклическим

нагрузкам, выдерживая большее количество циклов до разрушения, чем цельные образцы из стали 32ХГМА при одинаковой амплитуде напряжений. При этом в ЗВС доминируют сжимающие остаточные напряжения, которые стремятся к нулю по мере приближения к основному металлу (рис. 22). Наличие остаточных напряжений не оказывает негативного влияния на усталостную долговечность сварных соединений гладких образцов. Зарождение и развитие усталостной трещины в образцах со сварным соединением происходит в основном металле: 17 из 18 испытанных образцов в исходном состоянии и 16 из 18 образцов

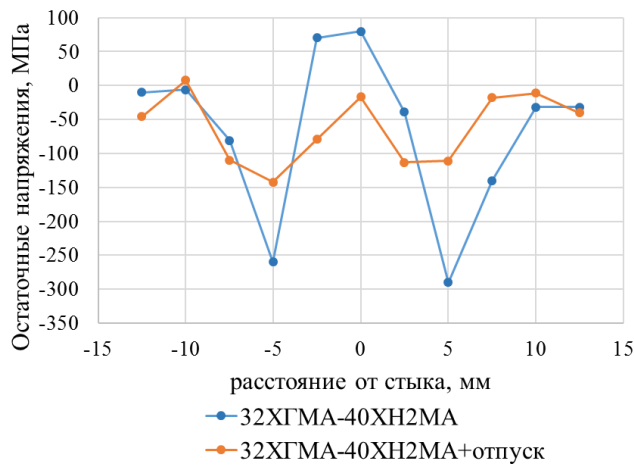


Рис. 22 – Распределение остаточных напряжений в соединении 32ХГМА-40ХН2МА в исходном состоянии и после отпуска

после отпуска (рис. 23, а). В остальных случаях трещина зарождается и развивается в ЗТМВ (рис. 23, б).

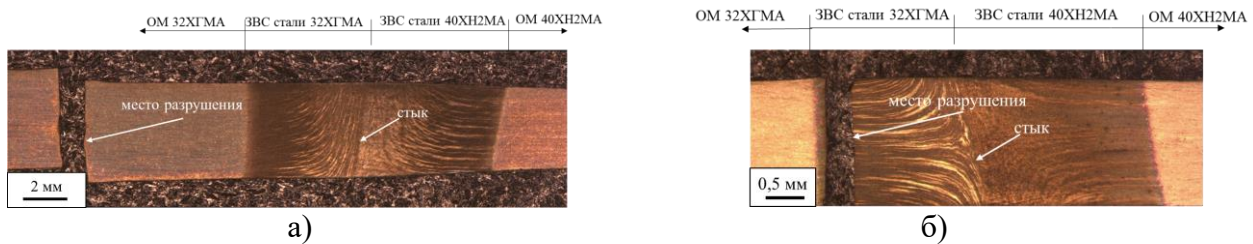


Рис. 23 – Микроструктура образца со сварным соединением сталей 32ХГМА-40ХН2МА, иллюстрирующая место разрушения в условиях многоциклового усталости: а) разрушение в зоне ОМ стали 32ХГМА; б) разрушение в ЗТМВ стали 32ХГМА

В сварных соединениях сталей 32Г2-40ХН2МА место зарождения и развития усталостной трещины всех испытанных образцов фиксируется в ЗТМВ стали 32Г2 (рис. 24). Разупрочнение микроструктуры в ЗТМВ стали 32Г2 при отпуске способствует некоторому смещению места разрушения ближе к сварному стыку сталей.

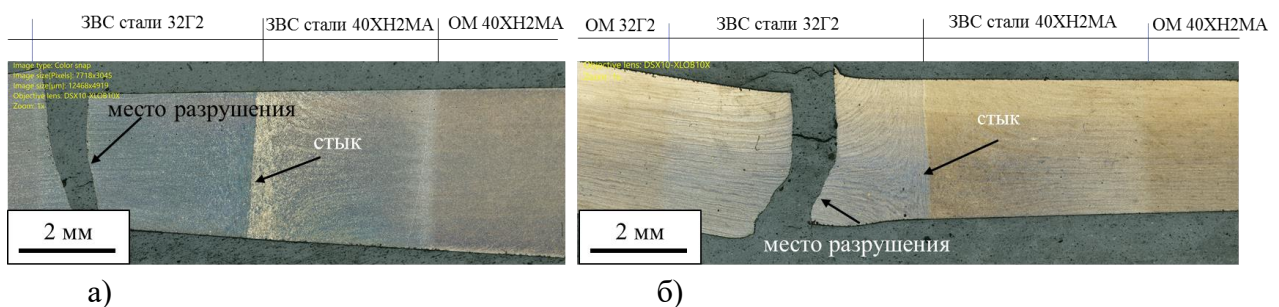


Рис. 24 – Микроструктура образцов со сварным соединением сталей 32Г2-40ХН2МА, иллюстрирующая место разрушения в условиях многоциклового усталости: а) исходное состояние; б) после отпуска

Таким образом, сопротивление зарождению усталостной трещины определяется микроструктурой ЗВС: размером зерна, плотностью дислокаций, объемом и морфологией карбидных частиц. Наименьшее сопротивление наблюдается в области III ЗВС стали 32Г2, обладающей наибольшей пластичностью по отношению к другим характерным областям ЗВС и основного металла. Послесварочный отпуск дополнительно повышает пластичность этой области за счет процессов рекристаллизации и коагуляции карбидов, ускоряя накопление повреждений и снижая предел выносливости соединения.

В стали 32ХГМА стойкость в ЗВС и в основном металле одинакова благодаря балансу структурных факторов: двухкомпонентная мелкозернистая микроструктура с мартенситными зернами и ферритом с высокой плотностью дислокаций обеспечивает высокое сопротивление зарождению усталостных трещин на уровне основного металла со структурой отпущенного мартенсита и бейнита.

В *разделе 6* исследована ударная вязкость зоны сопряжения сталей, что особенно важно для толстостенных бурильных труб большого диаметра, эксплуатация которых сопровождается динамическими нагрузками. Систематические исследования показали, что ударная вязкость существенно зависит от микроструктуры, формируемой в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, и определяется как химическим составом сталей, так и термодиформационными параметрами сварки.

Для соединения сталей 32Г2–40ХН2МА ударная вязкость нечувствительна к режимам РСТ, поскольку независимо от параметров процесса в стали 32Г2 формируется грубая микроструктура верхнего бейнита с крупными карбидными частицами, сохраняющаяся и после высокого отпуска (рис. 25, а, б). Значения КСВ составляют 8–12 Дж/см<sup>2</sup> после сварки и 12–20 Дж/см<sup>2</sup> после отпуска; механизм разрушения – квазискл (рис. 25, в).

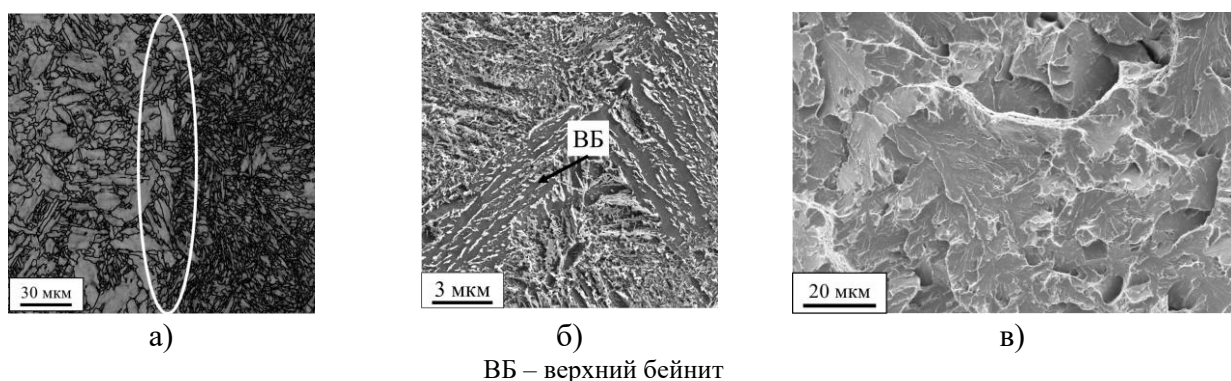


Рис. 25 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 32Г2-40ХН2МА после отпуска при 550 °С (а, б) и фрактограмма разрушения после испытаний на ударный изгиб (в); а) микроструктура с нанесением БУГ (15°); б) СЭМ-изображение; в) фрактограмма

Для соединения сталей 32ХГМА–40ХН2МА, которые обладают повышенной устойчивостью переохлаждённого аустенита, ударная вязкость является чувствительной характеристикой к параметрам РСТ, определяющим температурно-деформационные условия на различных этапах процесса.

Установлено, что при меньшей силе при нагреве в зоне сопряжения формируется грубая структура верхнего бейнита с крупными пластинчатыми карбидами по границам реек феррита. Увеличение силы при нагреве приводит к увеличению температуры и степени деформации в зоне сопряжения, что подавляет образование верхнего бейнита и способствует формированию реечного мартенсита и нижнего бейнита с внутрипластинчатыми выделениями частиц карбидов. В этом случае KCV достигает 18,0 Дж/см<sup>2</sup>, тогда как при недостаточных температуре и деформации KCV = 11,3 Дж/см<sup>2</sup>.

После отпуска при 550 °С в образцах с дисперсной структурой формируется однородное субзеренное строение с карбидными частицами по границам и внутри кристаллитов (рис. 26, а), что обеспечивает повышение ударной вязкости до 53,5 Дж/см<sup>2</sup> с вязким мелкоячеистым характером разрушения (рис. 26, в). Напротив, в образцах с грубой бейнитной структурой отпуск не устраняет микроструктурную неоднородность (рис. 26, б), и KCV возрастает незначительно (до 19,3 Дж/см<sup>2</sup>), а разрушение происходит по механизму квазискола (рис. 26, г).

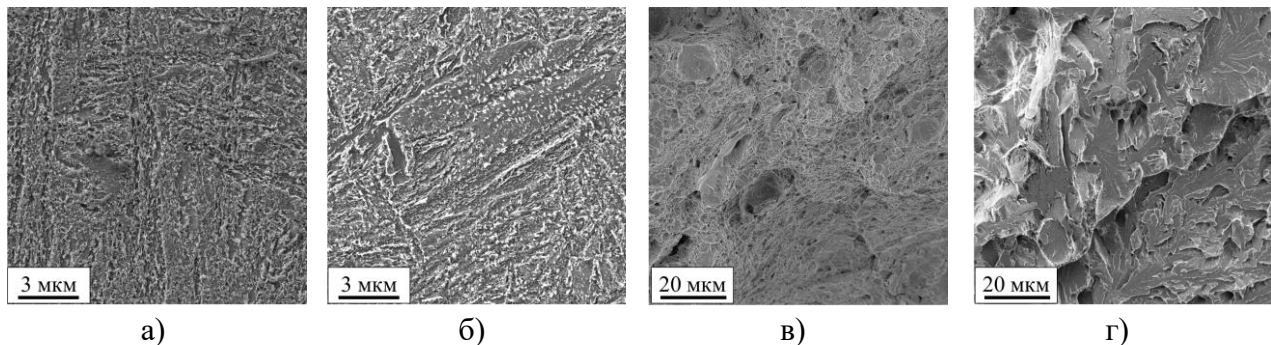


Рис. 26 – СЭМ-изображение зоны сопряжения сталей 32ХГМА-40ХН2МА (а, б) и фрактограммы разрушения после испытаний на ударный изгиб (в, г):  
а, в) T=960 °С, ε=4-4,5 мм/мм; б, г) T=900 °С, ε=3,5-4 мм/мм

**Раздел 7** содержит описание постановки на производство бурильных труб различного назначения без высаженной части в зоне сварного шва на предприятии АО «Завод бурового оборудования» (г. Оренбург). Приведены сведения об опыте эксплуатации данных труб российскими буровыми и нефтесервисными компаниями, данные об объёмах реализации, рассмотрены аспекты экономической эффективности их производства.

В настоящее время трубные заготовки из сталей 32Г2 и 32ХГМА применяются в трубах бурильных номенклатуры ТБСН (Труб бурильных стальных нестандартных, ТУ 3668-016-01423045-2021) и ТНТ (Труб технологических, ТУ 3668-017-01423045-2021) групп прочности Л и М без высаженной части в зоне сварного шва, предназначенных для сервисного обслуживания скважин при их капитальном ремонте, в том числе при разбуривании цементных пробок и подконтрольном бурении высадкой при отсутствии воздействия коррозионно-активных сред (растворов кислот, сероводорода). Основными потребителями данных труб являются как

небольшие компании, так и с 2024 г. крупные компании, такие как ПАО «Сургутнефтегаз», ООО «Экотон», ООО «РН Сервис» и др.

В рамках импортозамещения запущена в производство новая продукция облегченных геологоразведочных бурильных труб из сталей 30ХГСА (тело трубы) и 40ХМФА (замковая часть) по ТУ 3668-003-01423045-2009, которые производятся серийно с 2022 года и предназначены для освоения скважин, глубина которых на 12-30 % превышает базовую.

Высокая надежность линейки облегченных бурильных труб для бурения снарядом со съемным керноприемником, а также технологических труб для капитального ремонта нефтяных и газовых скважин подтверждена многолетним опытом и положительными отзывами потребителей.

Внедрён многоступенчатый контроль качества сварных соединений (механические свойства при растяжении, ударная вязкость, микроструктура, микротвёрдость), регламентирующий отсутствие дефектов сварки, механические свойства и допустимую протяженность зон разупрочнения.

Общий объем продукции бурильных труб, произведенной с использованием разработок автора, в период 2021-2025 гг. составил 87199 шт., на общую сумму выручки предприятия 2959,3 млн. руб. Экономия достигнута за счёт снижения себестоимости заготовки, сокращения цикла термообработки и уменьшения энергозатрат.

Таким образом, полученные результаты позволили усовершенствовать действующую технологию РСТ бурильных труб в части достижения необходимой микроструктуры и свойств, создать общий металловедческий подход к повышению уровня конструктивной прочности соединений из среднеуглеродистых легированных сталей, полученных РСТ.

По результатам проведенных исследований предложен ряд перспективных направлений исследований и разработок в области РСТ различных материалов, получивших поддержку РНФ в 2025 году.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. На основании комплексных исследований микроструктуры на различных масштабных уровнях и данных моделирования процесса выполнена классификация структурных областей в зоне воздействия ротационной сварки трением среднеуглеродистых легированных сталей. Классификация основана на соотношении температур фазовых превращений  $A_{c3}$  и  $A_{c1}$ , температуры рекристаллизации ( $T_p$ ) и температуры деформации ( $T_d$ ). Выделена зона термомеханического влияния и зона термического влияния. В зоне термомеханического влияния установлено наличие области нагрева выше  $A_{c3}$ , а также областей нагрева в межкритический интервал температур. В последних, неперекристаллизованные участки исходного металла подвергаются рекристаллизации (при  $T > T_p$ ) или полигонизации (при  $T_d < T < T_p$ ). При выполнении условия  $T_p < A_{c3}$  в зоне термомеханического влияния формируется область однородной рекристаллизованной микроструктуры. Зона

термического влияния представляет собой периферийную область, в которой пластическая деформация отсутствует ( $T < T_d$ ), а конечная микроструктура определяется уровнем температуры нагрева. Разработаны схемы фазовых и структурных превращений для каждой из выделенных зон.

2. С применением просвечивающей электронной микроскопии и EBSD анализа подробно исследована микроструктура низкотемпературных продуктов распада аустенита вблизи зоны сопряжения сталей, подвергающейся наиболее интенсивному деформационному воздействию. Впервые установлено наличие текстурного состояния мартенсита вблизи сварного шва с выраженной компонентой  $\{110\} \langle 001 \rangle$ . Установлено, что зародыши новой фазы возникают на специальных границах при сдвиговом превращении деформированного аустенита, которое происходит по многовариантным ориентационным соотношениям. Это объясняет формирование практически однокомпонентной текстуры. Показано, что между кристаллами  $\alpha$  и  $\gamma$  фаз в сформировавшейся микроструктуре наблюдаются ориентационные соотношения, близкие к ориентационным соотношениям Бейна  $(001)\gamma \parallel (001)\alpha'$ ,  $[100]\gamma \parallel [-110]\alpha'$ , что указывает на возможность обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$  превращения по завершении мартенситного превращения.

3. С применением метода планирования и обработки четырёхфакторного эксперимента Бокса-Бенкена проведена оптимизация параметров ротационной сварки трением для конкретных пар сталей и типоразмеров трубных заготовок. Критерием оптимизации служила совокупность трёх показателей: временного сопротивления разрыву, относительного удлинения и временного сопротивления в зоне сопряжения сталей. Определены параметры сварки, оказывающие доминирующее влияние на указанные свойства. Для соединения сталей 32Г2–40ХН2МА доминирующее влияние на временное сопротивление сварного стыка оказывает частота вращения при трении, а для соединений 32ХГМА–40ХН2МА и 30ХГСА–40ХМФА – давление проковки. Интегральная прочность и пластичность сварных соединений во всех рассмотренных случаях преимущественно определяются давлением при трении.

4. С применением метода корреляции цифровых изображений исследовано пластическое поведение сварных соединений при растяжении. Установлено, что в зависимости от сформированной микроструктуры пластическая деформация концентрируется либо в зоне термомеханического влияния, либо в зоне основного металла наименее прочной стали. Показано, что формирование микроструктуры верхнего бейнита в зоне сопряжения в одной из свариваемых сталей вызывает хрупкость и преждевременное разрушение в данной зоне даже при наличии участков с локализованной деформацией в других зонах образца. Проведено ранжирование микроструктурных механизмов в различных областях зоны воздействия сварки, контролирующих механическое поведение соединений при растяжении. Установлено, что основной вклад в достижение прочности периферийных областей, равной прочности основного металла, вносит упрочнение речным бейнитом и мартенситом. Наибольшую потерю интегральной пластичности образца вызывают рекристаллизованные зерна,

которые обеспечивают разупрочняющий эффект и ускоряют локализацию деформации и разрушения в областях их присутствия.

5. Впервые определены остаточные напряжения и установлен характер их распределения в сварных соединениях среднеуглеродистых легированных сталей, полученных ротационной сваркой трением. Показано, что напряжения растяжения в зоне сопряжения сталей уравниваются напряжениями сжатия в периферийных областях. Экспериментально доказано достижение предела выносливости сварного соединения, равного пределу выносливости цельного образца из наименее прочной из соединяемых сталей. Это достигается за счёт дисперсионного упрочнения и формирования низкотемпературных продуктов распада переохлаждённого аустенита (мартенсита, бейнита) в периферийных областях зоны воздействия сварки, которые эффективно препятствуют зарождению усталостной трещины в данной зоне.

6. Влияние послесварочного отпуска на механические характеристики сварных соединений при растяжении и усталости определяется устойчивостью микроструктуры периферийных областей зоны воздействия сварки. При наличии активных карбидообразователей, замедляющих рекристаллизационные процессы при нагреве, отпуск положительно влияет на деформационную способность образца со сварным соединением при растяжении. В отсутствие указанных элементов послесварочный отпуск оказывает разупрочняющее действие, снижая интегральную прочность и пластичность при растяжении, а также сопротивление усталостным нагрузкам, что приводит к зарождению усталостной трещины в разупрочнённой области.

7. Ударная вязкость зоны сопряжения сварных соединений после высокого отпуска определяется морфологией микроструктуры, образующейся в процессе сварки, которая, в свою очередь, зависит от химического состава свариваемых сталей и параметров процесса. Формирование при сварке речной микроструктуры мартенсита/бейнита с высокой плотностью большеугловых границ, трансформирующейся при высоком отпуске в однородную мелкодисперсную микроструктуру с развитым субзерненным строением, приводит к повышению ударной вязкости и образованию вязкого излома. Образование подобной микроструктуры обеспечивают стали с повышенной устойчивостью переохлаждённого аустенита, а также применение параметров сварки, способствующих повышению температуры и степени деформации в зоне сопряжения сталей.

8. Установленные в работе взаимосвязи влияния микроструктуры на конструкционную прочность сварных соединений явились основой при выборе сталей и оптимизации параметров сварки технологических труб для капитального ремонта нефтяных и газовых скважин ТБСУ группы прочности Л (ТУ 3668-002-01423045-2008), WLN(H,P)-L (ТУ 3668-003-01423045-2009), ТБСН групп прочности Л и М (ТУ 3668-016-01423045-2014) и ТНТ (3666-017-01423045-2014), освоенных к производству в период 2021–2024 гг. Разработанные трубы опробованы и успешно эксплуатируются в таких крупных компаниях как АО «Росгео», ПАО «Сургутнефтегаз», ООО «ВэллТех»,

ООО «Экотон», ООО «РН Сервис» и др., что подтверждено соответствующими актами эксплуатационных испытаний.

### **Перспективы дальнейшей разработки темы исследований.**

Проведённые в работе исследования показали перспективность использования технологии ротационной сварки трением для получения соединений с высокой конструкционной прочностью, эксплуатирующихся в сложных условиях механического нагружения. Полученные результаты важны для производств, использующих технологию РСТ, при отработке режимов сварки других марок среднеуглеродистых легированных сталей и разработке методов контроля качества сварных соединений.

К перспективным направлениям развития тематики диссертационной работы относятся исследования, направленные на разработку научных основ применения технологии РСТ для соединения разнородных материалов с различным типом кристаллической решётки, а также для биметаллических труб. Развитие данной тематики получило поддержку Российского научного фонда (соглашение № 25-29-00333 от 28.12.2024 г.) в рамках проекта под руководством автора диссертации с коллективом исполнителей, включающим студентов и аспирантов.

## **СПИСОК ОСНОВНЫХ ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

### **Статьи в рецензируемых научных изданиях, входящих в список ВАК**

1. Атамашкин А. С., **Приймак Е. Ю.**, Исаева А. В. [и др.]. Усталостная прочность сварных соединений высокопрочных буровых труб // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2025. – Т. 23, № 3. – С. 129–140. – DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-3-129-140.
2. **Приймак Е. Ю.**, Атамашкин А. С., Яковлева И. Л., Фот А. П. Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением // Frontier Materials & Technologies. – 2025. – № 2. – С. 00–00. – DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-0. (*Переводная версия представлена в Scopus*)
3. Счастливцев В. М., Яковлева И. Л., Лобанов М. Л., **Приймак Е. Ю.** Кристаллографические характеристики фазовых превращений в области соединения среднеуглеродистых сталей, полученного ротационной сваркой трением // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. – 2023. – Т. 511, № 1. – С. 83–86. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*)
4. Исаева А. В., **Приймак Е. Ю.**, Атамашкин А. С., Сёмка Я. С. Микроструктурные аспекты усталостной прочности сварных соединений среднеуглеродистых сталей, полученных ротационной сваркой трением // Вопросы материаловедения. – 2023. – № 3 (115). – С. 27–38.
5. **Приймак Е. Ю.**, Кузьмина Е. А., Гладковский С. В. [и др.]. Усталостная прочность сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА,

полученных ротационной сваркой трением // *Frontier Materials & Technologies*. – 2023. – № 1. – С. 69–81. – DOI: 10.18323/2782-4039-2023-1-69-81. *(Переводная версия представлена в Scopus)*

6. Кузьмина Е. А., **Приймак Е. Ю.**, Кириленко А. С. Оптимизация параметров ротационной сварки трением разнородных сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей 30ХГСА и 40ХМФА // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 10. – С. 52–59. *(Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science)*

7. **Приймак Е. Ю.**, Степанчукова А. В., Атамашкин А. С., Гладковский С. В., Вичужанин Д. И. Деформационное поведение при растяжении сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН, выполненного ротационной сваркой трением // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 7 (805). – С. 53–59. *(Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science)*

8. **Приймак Е. Ю.**, Лобанов М. Л., Беликов С. В., Карабаналов М. С., Яковлева И. Л. Закономерности формирования структуры и кристаллографической текстуры в сварных соединениях среднеуглеродистых легированных сталей в процессе ротационной сварки трением // *Физика металлов и металловедение*. – 2022. – Т. 123, № 6. – С. 596–603. *(Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science)*

9. Кузьмина Е. А., **Приймак Е. Ю.**, Кириленко А. С., Сёмка Я. С. Влияние силы нагрева при ротационной сварке трением на механические свойства и механизм разрушения при растяжении разнородных сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА // *Черные металлы*. – 2022. – № 12. – С. 49–57. – DOI: 10.17580/chm.2022.12.07. *(Переводная версия представлена в Scopus, Q2)*

10. Атамашкин А. С., **Приймак Е. Ю.**, Тулибаев Е. С., Степанчукова А. В. Предел выносливости и механизм разрушения фрикционных сварных соединений геологоразведочных бурильных труб в условиях многоциклового усталости // *Черные металлы*. – 2021. – № 5. – С. 33–38. – DOI: 10.17580/chm.2021.05.06. *(Переводная версия представлена в Scopus, Q2)*

11. Атамашкин А. С., **Приймак Е. Ю.** Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН в условиях многоциклового усталости // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2021. – № 3 (57). – С. 7–18. *(Переводная версия представлена в Scopus)*

12. **Приймак Е. Ю.**, Атамашкин А. С., Кузьмина Е. А., Тулибаев Е. С. Применение ротационной сварки трением для изготовления геологоразведочных бурильных труб: промышленный опыт и исследования // *Черные металлы*. – 2020. – № 4. – С. 37–42. *(Переводная версия представлена в Scopus, Q2)*

13. **Приймак Е. Ю.**, Яковлева И. Л., Атамашкин А. С., Степанчукова А. В. Эволюция микроструктуры в зоне термомеханического влияния сварных соединений среднеуглеродистых сталей в процессе ротационной сварки трением // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2020. – № 12 (786). – С. 9–16. *(Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science)*

14. Атамашкин А. С., **Приймак Е. Ю.**, Фирсова Н. В. Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений среднеуглеродистых сталей при испытании на одноосное растяжение // Вопросы материаловедения. – 2020. – № 2 (102). – С. 40–49.

15. **Приймак Е. Ю.**, Яковлева И. Л., Терещенко Н. А., Степанчукова А. В., Морозова А. Н. Эволюция структуры и механизм образования сварных соединений среднеуглеродистых сталей при ротационной сварке трением // Физика металлов и материаловедение. – 2019. – Т. 120, № 11. – С. 1187–1192. (*Переводная версия представлена в Scopus*)

16. Кузьмина Е. А., **Приймак Е. Ю.** Влияние силы проковки на формирование структуры и свойств сварных соединений из среднеуглеродистых сталей в процессе ротационной сварки трением // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2019. – № 2. – С. 34–42. (*Переводная версия представлена в Scopus*)

#### Статьи в зарубежных изданиях, индексируемых в базах данных Web of Science / Scopus

17. Atamashkin A., **Priymak E.**, Syomka Y. [et al.]. Fatigue Behavior of Welded Joints of High-Strength Drill Pipes Obtained by Rotary Friction Welding (*Усталостное поведение сварных соединений высокопрочных буровых труб, полученных ротационной сваркой трением*) // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2026. – Vol. 35. – P. 17805–17824. – DOI: 10.1007/s11665-025-12995-5. (*Scopus, Q2*)

18. Putilova E., Kryucheva K., Kamantsev I., **Priymak E.** Microstructure, Physical-Mechanical, and Magnetic Characteristics of a Butt-Welded Joint Obtained by Rotary Friction Welding Technology of Bimetallic Pipe (*Микроструктура, физико-механические и магнитные характеристики стыкового сварного соединения биметаллической трубы, полученного ротационной сваркой трением*) // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2024. – Vol. 8, No. 6. – P. 271. – DOI: 10.3390/jmmp8060271. (*Scopus, Q1*)

19. Atamashkin A., **Priymak E.**, Tulibaev E. [et al.]. Influence of force parameters of rotary friction welding on the microstructure and mechanical properties of welded joints of high-strength drill pipes (*Влияние силовых параметров ротационной сварки трением на микроструктуру и механические свойства сварных соединений высокопрочных буровых труб*) // International Journal on Interactive Design and Manufacturing. – 2025. – Vol. 19. – P. 2937–2950. – DOI: 10.1007/s12008-024-02011-w (*Scopus, Q2*)

20. Isaeva A., **Priymak E.**, Atamashkin A. [et al.]. Optimization of rotary friction welding parameters for dissimilar joints of exploration drill pipes (*Оптимизация параметров ротационной сварки трением для разнородных соединений геологоразведочных буровых труб*) // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2023. – Vol. 126. – P. 5325–5337. – DOI: 10.1007/s00170-023-11382-5 (*Scopus, Q1*)

21. Kuzmina E., **Priymak E.**, Firsova N. Influence of Forging Force on Tensile Strength of the 30KhGSA/40KhMFA Steels Welded Joints Made by Rotary Friction Welding (*Влияние силы проковки на прочность при растяжении сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА, полученных ротационной сваркой трением*) // Key Engineering Materials. – 2022. – Vol. 910. – P. 180–186.
22. Atamashkin A. S., **Priymak E. Y.**, Kuzmina E. A. Influence of rotary friction welding parameters on tensile strength and length of TMAZ of dissimilar welded joints from 32G2 and 40KhN steels (*Влияние параметров ротационной сварки трением на прочность при растяжении и протяжённость ЗТМВ разнородных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН*) // Diffusion and Defect Data. Pt A: Defect and Diffusion Forum. – 2021. – Vol. 410. – P. 299–305.
23. **Priymak E.**, Boumerzoug Z., Stepanchukova A. [et al.]. Residual Stresses and Microstructural Features of Rotary-Friction-Welded Joints from Dissimilar Medium Carbon Steels (*Остаточные напряжения и микроструктурные особенности сварных соединений разнородных среднеуглеродистых сталей, полученных ротационной сваркой трением*) // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – Vol. 121. – P. 1339–1346.
24. **Priymak E.**, Firsova N., Bashirova E., Sergienko S., Kuzmina E., Atamashkin A. Influence of Friction Pressure at a Given Burn-off Length on the Mechanical and Microstructural Properties of Welded Joints from Medium-Carbon Alloyed Steels in Rotary Friction Welding (*Влияние силы при трении при заданной осадке на микроструктуру и механические свойства сварных соединений из среднеуглеродистых легированных сталей, полученных ротационной сваркой трением*) // Journal of Advanced Research in Dynamical and Control Systems. – 2019. – Vol. 11, No. 01. – P. 431–437.
25. **Priymak E.**, Atamashkin A., Stepanchukova A. Effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties and mechanism of fracture of joint welds made by Thompson friction welding (*Влияние послесварочной термической обработки на механические свойства и механизм разрушения сварных соединений, полученных сваркой трением на установке Томпсон*) // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 11, Part 1. – P. 295–299.

### Патенты

Патент РФ на изобретение №2726209 от 09.07.2020 «Способ термической обработки зоны сварного соединения бурильных труб». А.К. Медведев, С.А. Кривов, **Е.Ю. Приймак**, А.В. Степанчукова, Е.С. Тулибаев, А.С. Атамашкин, Е.А. Кузьмина. Патентообладатель: Открытое акционерное общество «Завод бурового оборудования», RU.

Подписано в печать 25.09.2026 г.  
Формат 60х90/16. Тираж 100 экз.  
Отпечатано в типографии «Цифра» 460018,  
г. Оренбург, пр. Победы 11, офис 1