

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования
«Оренбургский государственный университет им. В.А. Бондаренко»

На правах рукописи



ПРИЙМАК Елена Юрьевна

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

2.6.1 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант —
доктор технических наук
Яковлева Ирина Леонидовна

Оренбург 2026

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1 ПРИМЕНЕНИЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ТРУБ. МОТИВАЦИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ	16
1.1 Особенности технологии ротационной сварки трением. Преимущества и недостатки.....	16
1.2 Ротационная сварка трением при производстве бурильных труб различного назначения.....	22
1.3 Мотивация исследования сварных соединений при создании новых конструкций бурильных труб	29
1.4 Структура и механические свойства сварных соединений, полученных РСТ	31
1.5 Выводы по разделу 1	40
2 ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ	41
2.1 Материалы и сварка экспериментальных образцов	44
2.2 Разработка модели процесса РСТ с использованием САЕ-системы «DEFORM- 3D»	48
2.3 Результаты моделирования процесса РСТ	54
2.4 Классификация структурных зон сварных соединений в зависимости от температурно-деформационных условий их формирования	66
2.5 Исследование микроструктуры в характерных областях зоны сварки	69
2.6 Выводы по разделу 2	112
3 МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВБЛИЗИ ЗОНЫ СОПРЯЖЕНИЯ СТАЛЕЙ.....	114
3.1 Исследование механизма образования соединений	115

3.2 Закономерности формирования кристаллографической текстуры вблизи зоны сопряжения сталей при РСТ	121
3.3 Анализ ориентационных соотношений между мартенситом и аустенитом в зоне сопряжения сварных соединений	136
3.4 Выводы по разделу 3	139
4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ.....	141
4.1 Оптимизация параметров РСТ для соединений замковой части с телом бурильной трубы из различных сочетаний сталей	146
4.2 Развитие пластической деформации в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА в зависимости от особенностей микроструктуры	165
4.3 Развитие пластической деформации в сварных соединениях сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА в зависимости от особенностей микроструктуры	181
4.4 Влияние послесварочного отпуска на развитие пластической деформации в сварных соединениях.....	200
4.5 Оценка вклада механизмов упрочнения в локальную прочность сварных соединений.....	208
4.6 Выводы по разделу 4	221
5 УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	223
5.1 Усталостная прочность и механизм разрушения сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА при изгибе с вращением.....	228
5.2 Усталостная прочность и механизм разрушения сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА при растяжении-сжатии.....	247
5.3 Структурные аспекты сопротивления усталостному разрушению сварных соединений.....	252
5.4 Выводы по разделу 5	258
6 ВЗАИМОСВЯЗЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ В ЗОНЕ СОПРЯЖЕНИЯ СТАЛЕЙ	260

6.1	Микроструктура и ударная вязкость зоны сопряжения сварных соединений сталей 30ХМА-30ХГСА, 40ХМФА-30ХГСА, 40ХН2МА-30ХГСА.....	261
6.2	Влияние силы при трении (нагреве) на ударную вязкость сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА	278
6.4	Выводы по разделу 6	293
7	ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРИ ПРОМЫШЛЕННОМ ПРОИЗВОДСТВЕ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ	295
7.1	Постановка на производство и опыт эксплуатации бурильных труб без высаженной части в зоне сварного шва.....	295
7.2	Оценка экономической эффективности производства бурильных труб без высадки на производственной площадке АО «Завод бурового оборудования»	301
7.3	Выводы по разделу 7	302
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	303
	СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	307
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	308
	ПРИЛОЖЕНИЕ	338

ВВЕДЕНИЕ

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 термомодеформационного 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, О.Т. Midling, М.Г. Nicholas, К. 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 термомодеформационного 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 термомодеформационными 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 γ -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 UTC 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_{c3} , A_{c1} ,

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, терромагнитных, 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. 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.

1 ПРИМЕНЕНИЕ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ТРУБ. МОТИВАЦИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Особенности технологии ротационной сварки трением. Преимущества и недостатки

Сварка трением – это один из видов сварки в твердой фазе, при которой за счет преобразования механической энергии в тепловую при трении соединяемых поверхностей происходит их пластическая деформация с образованием прочных связей [1-3].

Технологии сварки трением являются перспективными сварочными технологиями, отличаются рядом технологических преимуществ по сравнению с другими видами сварки [4-7], активно используются на современных предприятиях.

Для реализации процесса сварки трением необходимо соответствующее оборудование для обеспечения относительного движения между свариваемыми заготовками. В зависимости от направления движения заготовок преимущественное распространение получили ротационная, линейная и орбитальная сварка (рисунок 1.1).

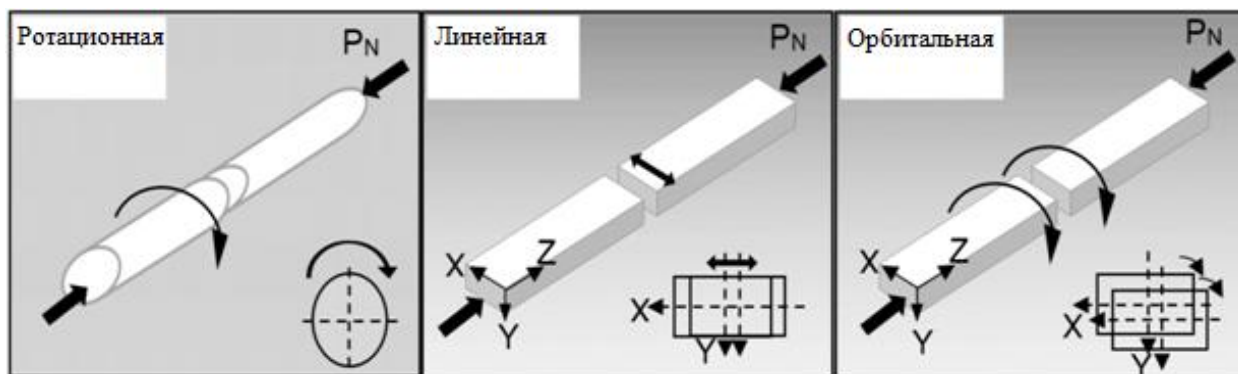


Рисунок 1.1 – Виды сварки трением

Ротационная сварка трением (РСТ) применяется для соединения деталей, представляющих собой тела вращения. При РСТ одно тело вращается вокруг своей оси, а другое остается неподвижным. В результате приложения осевого усилия к одной из заготовок происходит сопряжение поверхностей с образованием неразъемного соединения [3, 5].

При линейной сварке трением детали движутся под давлением относительно друг друга возвратно-поступательным образом за счет небольшого линейного смещения (амплитуды) в плоскости выполняемого соединения [5, 8, 9].

Орбитальная сварка трением представляет собой комбинацию линейной сварки и ротационной, при которой обеим заготовкам придается движение в одном направлении относительно продольной оси с одинаковой угловой скоростью. При этом тепловыделение возникает при смещении осей вращения деталей на определенную величину под действием осевой силы сжатия [10].

В последнее время широкое распространение получает технология сварки трением с перемешиванием [11-13]. Однако, по механизму образования сварных соединений она имеет принципиальные отличия от вышеуказанных технологий, связанных с формированием зоны перемешивания соединяемых частей [14] (в случае реализации вышеуказанных технологий зона перемешивания отсутствует).

РСТ явилась первой технологией соединения деталей посредством нагрева трением, которая стала практически применяться с 60-х годов прошлого столетия [3]. В России данная технология получила развитие благодаря усилиям сотрудников Всесоюзного научно-исследовательского института электросварочного оборудования (ВНИИ ЭСО). Руководителем большинства работ в этой области стал В. И. Вилль [15]. Значительный вклад в развитие методов сварки трением внесли ученые и инженеры Л.А. Штернин, Б.С. Алексеев, М.С. Десятков, В.В. Говорушин, В.В. Чернов, Л.П. Кудреватых, Л.А. Землевский [15].

В настоящее время существует два способа РСТ: сварка трением с непрерывным приводом (конвенционная), за рубежом известная как «continuous-drive friction welding» (CDFW) (рисунок 1.2, а) и инерционная сварка трением –

«inertia friction welding» (IFW) (рисунок 1.2, б). Основное различие между этими вариантами заключается в способе подачи энергии, необходимой для сварки.

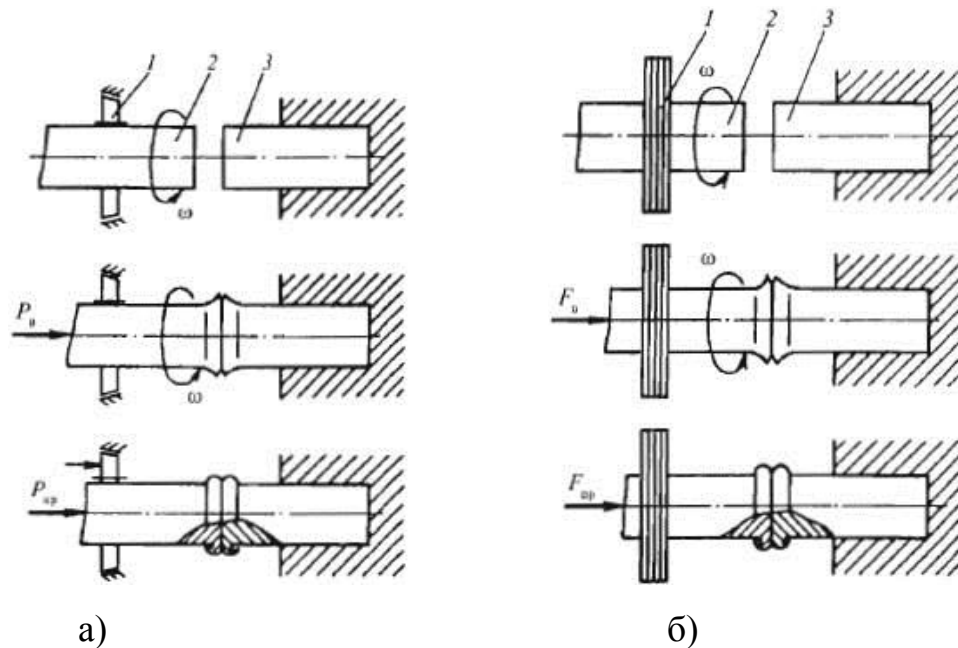


Рисунок 1.2 – Технологические схемы РСТ:

- а) РСТ с непрерывным приводом (1 – тормоз, 2, 3 – свариваемые заготовки);
- б) инерционная сварка трением (1 – маховик; 2, 3 – свариваемые заготовки)

При РСТ с непрерывным приводом одна из заготовок приводится во вращение от вала электродвигателя (рисунок 1.2, а). Заготовка вращается с постоянной скоростью и прижимается к неподвижной заготовке с определенным усилием, в результате чего происходит разогрев контактных поверхностей. При достижении определенной степени деформации (осадки) или по истечении заданного времени, вращающаяся заготовка быстро останавливается, и к заготовкам прикладывается повышенная осевая сила проковки [2, 3, 16-18]. Таким образом, входная мощность процесса регулируется путем изменения скорости вращения и осевой силы трения (нагрева).

При инерционной сварке необходимая для сварки энергия аккумулируется в маховике сварочной машины (рисунок 1.2, б). Предварительно вращающийся узел с заготовкой разгоняется до заданной скорости, после чего маховик отключается от источника питания и прижимается к неподвижной заготовке. Фрикционное сопротивление вращению создается за счет сжатия заготовок под действием осевой

силы, что тормозит маховик, преобразуя кинетическую энергию в тепловую энергию на поверхности контакта между соединяемыми деталями. После остановки вращения к заготовкам также, как в случае сварки с непрерывным приводом, может быть приложено дополнительное усилие проковки [19].

Графически изменение параметров процесса во времени при РСТ с непрерывным приводом и инерционной сварке представлено на рисунке 1.3 [1].

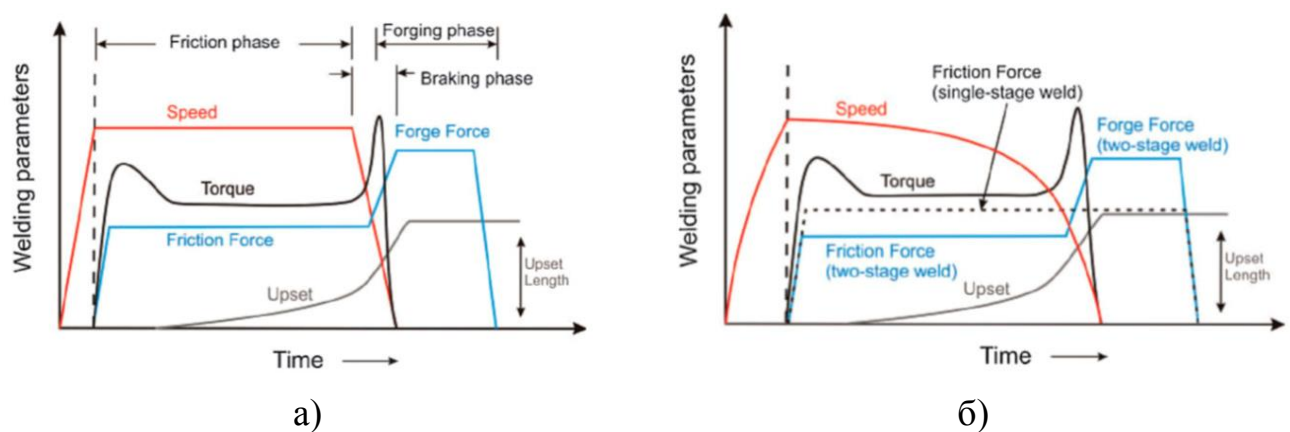


Рисунок 1.3 – Изменение параметров РСТ от времени:

а) сварка трением с непрерывным приводом; б) инерционная сварка трением [2]

Основными переменными первого типа сварки являются скорость вращения, осевое усилие трения и проковки и время сварки (рисунок 1.3, а). Эти переменные определяют количество энергии, подводимой к зоне трения, и скорость тепловыделения на границе раздела.

Основными переменными процесса инерционной сварки трением являются: масса маховика (выраженная моментом инерции), скорость вращения и осевая сила (рисунок 1.3, б) [2, 3, 20]. Таким образом, энергия сварки, зависит от размера, формы, веса и скорости вращения маховика. Следует отметить, что в инерционном процессе скорость вращения постоянно изменяется в течение цикла сварки, создавая переменный подвод тепла к поверхности трения. Изменения остальных параметров сварки во времени аналогичны показанным для сварки трением с непрерывным приводом (рисунок 1.3, а). Однако, в отличие от последней

продолжительность вращения и время проковки не задаются заранее, а контролируются моментом инерции, скоростью вращения и величиной силы [21].

В обоих видах сварки по форме кривой момента трения процесс можно разделить на три фазы [21]. В начальной фазе крутящий момент быстро возрастает, а затем он постепенно снижается до стационарного значения. Быстрое нарастание и постепенное падение крутящего момента в начальный момент связано с блокировкой и разрушением неровностей и последующей деформацией материала на сопрягаемых поверхностях за счет фрикционного нагрева. На второй фазе момент трения остается постоянным, указывая на то, что процесс достигает баланса между упрочнением за счет скорости деформации и разупрочнением в результате температурного воздействия. На третьей фазе вращение шпинделя резко замедляется, а осевую силу увеличивают, чтобы произвести проковку. В начале этой фазы момент трения снова возрастает, достигая еще одного пика, а затем резко падает до нуля.

Оба процесса (инерционная сварка и сварка трением с непрерывным приводом) обеспечивают качественное соединение материалов в твердом состоянии. Технологические различия между двумя способами определяют некоторые преимущества одного над другим. Например, более низкая скорость вращения и осевая сила обычно используются при сварке с непрерывным приводом. Данный способ сварки также предполагает большую свободу выбора переменных процесса, поскольку время нагрева (длительность вращения) или осадка нагрева предварительно задаются, а этап проковки можно контролировать с помощью времени торможения, осевой силы и времени проковки [2]. Поскольку энергия, подаваемая к границе раздела при инерционной сварке, подается намного быстрее, чем при сварке с прямым приводом, температурные градиенты более резкие, что приводит к более узкой зоне термомеханического влияния [1].

Общим преимуществами РСТ по сравнению с другими способами сварки являются:

- высокая производительность процесса, обусловленная высокой скоростью нагрева и пластической деформацией металла (до 30 секунд на один стык) [22];

- высокие энергетические показатели процесса, связанные с малыми объемами нагреваемого металла и незначительным рассеиванием энергии в объем окружающего пространства [22];

- высокое качество сварного соединения ввиду отсутствия дефектов, характерных для сварки плавлением (пористость, трещины, шлаковые включения) и формирования узкой зоны термомеханического влияния с мелкозернистой структурой [22, 23];

- стабильность качества сварных соединений внутри партии деталей, что позволяет экономить время и средства при операциях контроля;

- отсутствие необходимости в предварительной подготовке свариваемых поверхностей и вспомогательных сварочных материалов (электродов, флюсов, защитных газов);

- способность к свариванию не только однородных, но и разнородных материалов, не свариваемых другими способами сварки [21-26];

- экологичность технологии ввиду отсутствия токсичных выделений, ультрафиолетового и электромагнитного излучений [25];

- простота механизации и автоматизации, что приобретает первостепенное значение при крупносерийном и массовом производстве.

Недостатками РСТ являются ограниченность формы сечения и вида соединений (при обычной схеме процесса возможно выполнение стыковых и тавровых соединений тел вращений сплошного и трубчатого сечения), наличие грата (металл, выдавленный из зоны сварки), громоздкость применяемого оборудования. Но несмотря на это, в сфере своей применимости РСТ обладает значительными преимуществами перед другими методами.

1.2 Ротационная сварка трением при производстве бурильных труб различного назначения

РСТ широко применяется в машиностроении, инструментальном производстве, ядерной энергетике, тракторостроении, автомобилестроении, в авиакосмической технике, нефтяном и химическом машиностроении [22-28]. При этом РСТ является основным способом соединения деталей при производстве бурильных труб для геологоразведки и нефтяной отрасли [20, 29, 30]. Конструктивное исполнение данных труб, включающее типоразмеры и геометрию резьбовой части, может быть различным, однако общим является присоединение замковой части к телу трубы из различных сталей посредством технологии РСТ.

Номенклатура бурильных труб достаточно обширна и определяется их назначением или условиями эксплуатации. Существует 2 большие группы бурильных труб: для геологоразведки на твердые полезные ископаемые и воду в соответствии с ГОСТ Р 51510-99 [31] и для нефтегазовой добычи в соответствии с ГОСТ 32696-2014 (ISO 11961:2008) [32].

В соответствии со стандартом [32] трубы для нефтегазовой добычи разделяются:

- по прочности (группы D и E – стандартные группы прочности; группы X, G, S – высокопрочные трубы для сложных условий);
- по конструкции концов (внутренняя или наружная высадка для соединений повышенной прочности; с внутренней или наружной высадкой с приварными замками).

Эскиз бурильной трубы с приварными замковыми деталями и с наружной высадкой представлен на рисунке 1.4. Цель высадки в данной конструкции труб – компенсировать потерю прочности в зоне сварного шва за счет увеличения площади поперечного сечения металла.

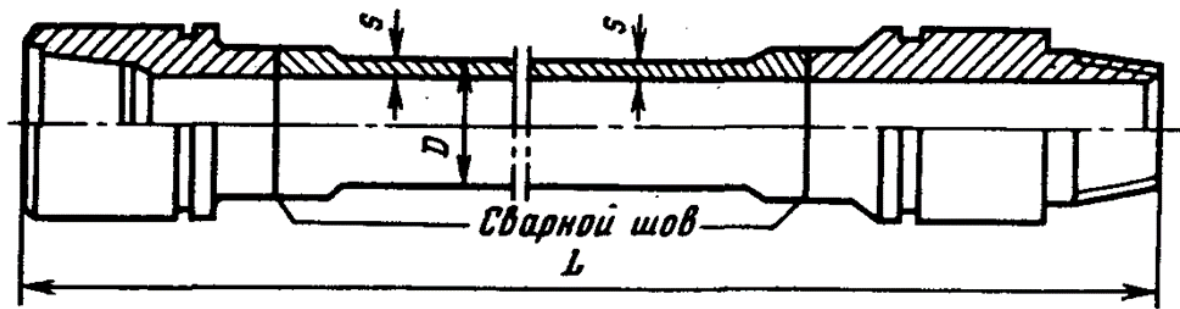
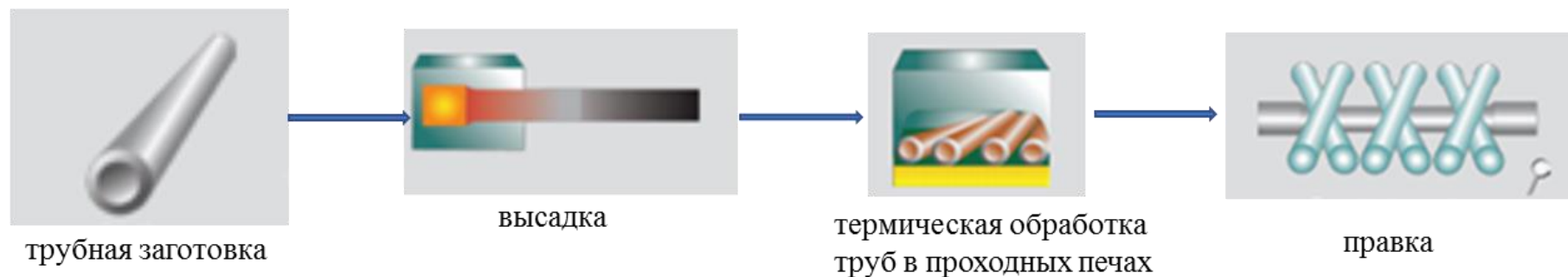


Рисунок 1.4 – Труба бурильная для нефтегазовой добычи с наружной высадкой

Технологическая схема изготовления буровых труб вышеуказанной конструкции приведена на рисунке 1.5. Перед сваркой концы трубной заготовки проходят процесс высадки, заключающийся в нагреве и продольном сжатии торца трубы для увеличения толщины его стенки. Далее трубная заготовка полностью подвергается термической обработке в проходных печах для достижения необходимой прочности, после чего осуществляется процесс правки.

Подготовленные к сварке деталь замковой части и трубная заготовка привариваются методом ротационной сварки трением. Далее следует процесс отпуска для смягчения сварочного грата с целью его последующего удаления механической обработкой. После этого зона сварки подвергается локальной термической обработке по режиму закалки (нормализации) и последующего отпуска. Режимы термической обработки могут варьироваться в зависимости от требуемых свойств [33]. Далее проводится неразрушающий контроль зоны сварки и контроль геометрических параметров готовой буровой трубы.

Технологическая схема производства трубной заготовки с высадкой



Технологическая схема сварки замковой части с телом трубы

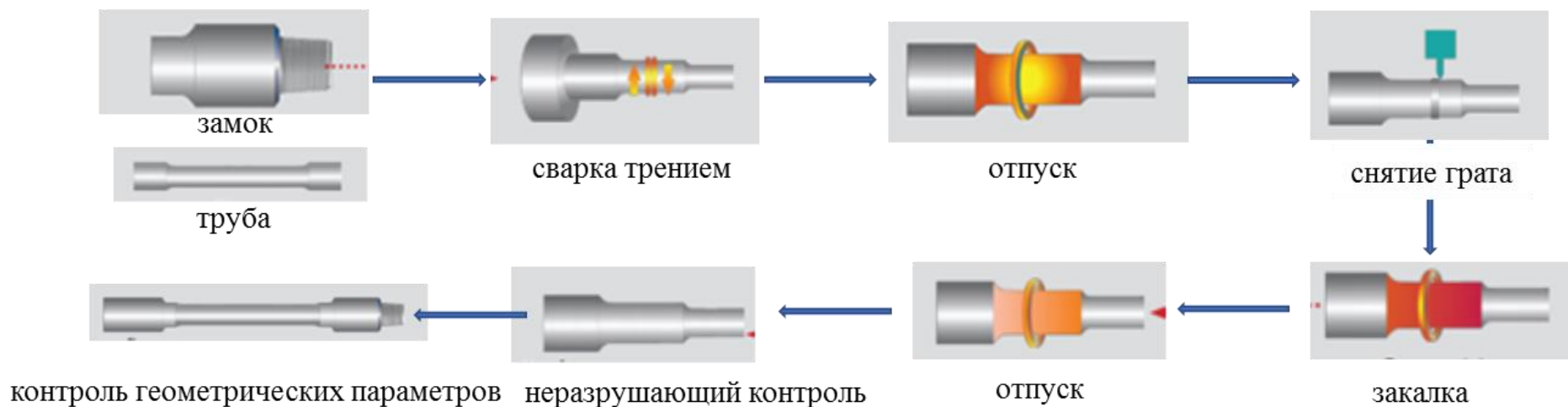


Рисунок 1.5 – Технологическая схема изготовления буровых труб с высадкой для нефтегазодобычи

Для традиционного колонкового бурения на твердые полезные ископаемые применяются трубы ТБСУ (универсальные) в соответствии ГОСТ Р 51245-99 [34], представляющих собой сварную конструкцию замковых деталей с телом трубы без высаженной части в зоне сварки (рисунок 1.6).

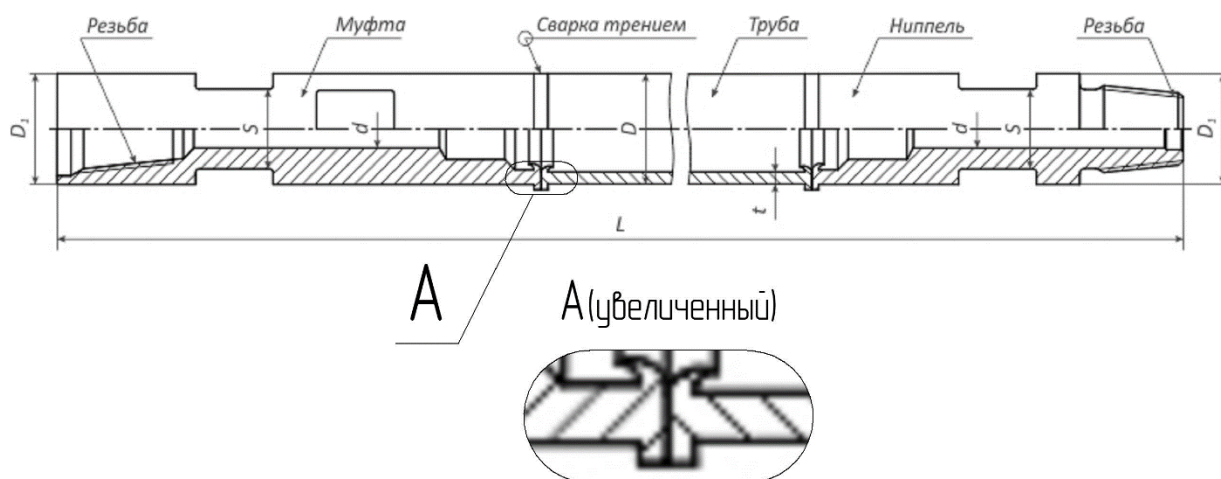


Рисунок 1.6 – Труба бурильная стальная универсальная

Согласно ГОСТ Р 51245-99 предусмотрены следующие виды упрочнения бурильных труб данной номенклатуры:

Н – нормализованные;

У – улучшенные;

НЗ — нормализованные с поверхностной закалкой;

УЗ – улучшенные с поверхностной закалкой.

При этом механические свойства тела трубы и сварного соединения должны соответствовать указанным в таблице 1.1.

В настоящее время, предприятие АО «Завод бурового оборудования» производит бурильные трубы ТБСУ в соответствии с ТУ 3668-002-01423045-2008 [35]. Согласно данному документу, механические свойства тела трубы и сварного соединения должны соответствовать указанным в таблице 1.2.

Таблица 1.1 – Механические свойства тела трубы и сварного соединения буровых труб ТБСУ [34]

Наименование механических свойств	Нормы по видам упрочнения, не менее					
	Н	У	НЗ		УЗ	
			Сердце- вина	Наружная поверхность	Сердце- вина	Наружная поверхность
Временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$, МПа	686	862	686		862	
Предел текучести $\sigma_{\text{т}}$, МПа	490	755	490		755	
Относительное удлинение, δ_5 , %	12	11	12	-	11	-
Твердость материала HRC	-	26	-	45	26	47

Таблица 1.2 – Механические свойства тела трубы и сварного соединения буровых труб ТБСУ [35]

Наименование механических свойств	Нормы механических свойств из стали группы прочности, не менее				
	Сталь 45	Д	К	Е	Л
Временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$, МПа	539	655	687	689	724
Предел текучести $\sigma_{\text{т}}$, МПа	323	379	491	517	655
Относительное удлинение, δ_5 , %	16	16	12	12	12
Ударная вязкость KCV при 20 °С Дж/м ²	49	69	69	69	39,2

Стоит отметить, что до 2020 года бурильные трубы ТБСУ производились только с упрочнением видов Н и НЗ в соответствии с [36] и до группы прочности Е в соответствии с [35]. Это объясняется отработанной технологией их производства. В случае применения нормализованной заготовки при изготовлении бурильных труб с упрочнением видов Н и НЗ в соответствии с [34] и до группы прочности Е в соответствии с [35] после сварки производится местная нормализация зоны сварного шва, приближающая прочность данной зоны к прочности искомого тела трубы. Переход к более высокой группе прочности (таблица 1.2) при применении заготовки после улучшения потребовал дополнительных исследований прочности сварного шва. Данные исследования были проведены Атамашкиным А.С. при применении стали 32Г2 в качестве материала тела трубы и 40ХН в качестве материала замковой детали [36]. Результаты проведенных исследований позволили рекомендовать данное сочетание материалов для изготовления бурильных труб ТБСУ группы прочности Л согласно [35].

Для колонкового бурения скважин снарядами со съемным керноприемником (ССК) применяется другая конструкция труб, отличающаяся гладкоствольностью как снаружи, так и внутри [37], рисунок 1.7.

Объемная термическая обработка
(закалка и отпуск)

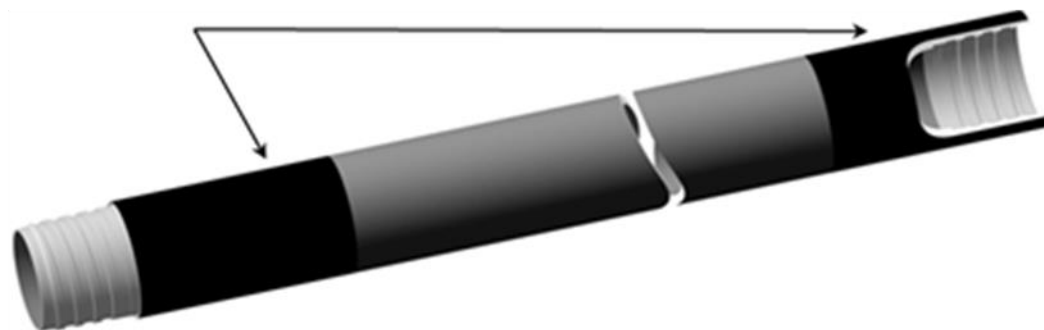


Рисунок 1.7 – Бурильная труба для комплексов ССК с упрочненными концами посредством закалки и отпуска

Гладкоствольность по наружному диаметру обеспечивает уменьшение гидравлических сопротивлений при промывке скважины, по внутреннему – свободное перемещение керноприемника. Такие характерные особенности бурильных труб достигнуты за счет их тонкостенности. Высадка концов не производится. Такая колонна имеет достоинство в том, что она, будучи гладкой и прямолинейной, позволяет вести бурение на повышенных частотах вращения при осевых нагрузках более 12 – 15 кН. При бурении однородных монолитных пород частота вращения может достигать максимальных значений буровых станков – до 1500 об/мин и более.

Мировыми лидерами в производстве бурильных труб ССК являются канадская компания «Boart Longyear» [38, 39], шведские фирмы «Atlas Copco» и «Sandvik», испанская фирма «TECSO S.A.», китайские производители «APRdrills». Для изготовления данных бурильных труб зарубежные производители используют электросварные и холодноотянутые заготовки из среднеуглеродистых сталей AISI 4130, AISI 1330, AISI 1541 [40], концы которых (где впоследствии нарезается резьба для соединения труб при наращивании колонны), подвергаются индукционной объемной упрочняющей термической обработке по режиму закалки и отпуска [41].

АО «Завод бурового оборудования» до 2023 года изготавливал бурильные трубы ССК с приваренными замками методом ротационной сварки трением – к концам тела трубы из среднеуглеродистой легированной стали привариваются заготовки замковых частей из более прочной стали (сталь 40ХМФА, 40ХН2МА) [42]. Далее приваренные части механически обрабатывают как снаружи, так и изнутри для достижения гладкоствольности, а затем нарезают наружную и внутреннюю резьбу.

1.3 Мотивация исследования сварных соединений при создании новых конструкций бурильных труб

Ужесточение горно-геологических условий бурения, связанное с большей глубиной залегания пород, требуют снижения веса бурильной колонны. Перспективной является конструкция облегченных бурильных труб с приварными замками, конструктивные особенности которой приведены на рисунке 1.8.

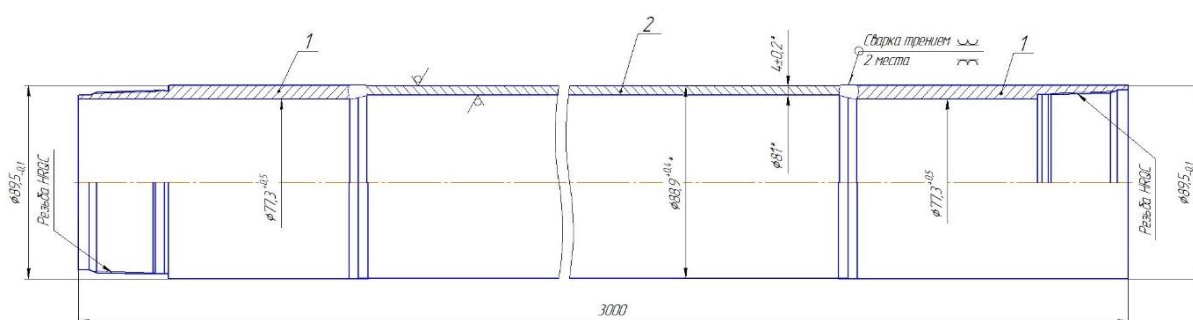


Рисунок 1.8 – Труба облегченная для комплексов ССК, вид общий

Снижение веса в этом случае достигается применением материалов более высокой прочности при уменьшении толщины стенки тела трубы. Данная конструкция становится возможной в случае достижения необходимой конструктивной прочности зоны сварного шва, способной выдержать весь спектр эксплуатационных нагрузок, возникающих при эксплуатации бурильной колонны. Это, в свою очередь, требует научно-обоснованного подхода к выбору материалов тела трубы и замка и режимов РСТ и послесварочной термической обработки зоны сварного шва.

Подобная задача возникла и при проектировании трубы технологической для капитального ремонта нефтяных и газовых скважин (КРС). Основной проблемой нефтесервисных компаний, осуществляющих ремонт нефтяных и газовых скважин, является отсутствие специализированного инструмента для ремонтных работ. На сегодняшний день сервисное обслуживание скважин или

их ремонт осуществляется либо с помощью бурильных труб (ГОСТ 32696 [32]), либо с помощью насосно-компрессорных труб (ГОСТ 632 [43]). И те и другие имеют совершенно разное искомое назначение и не предназначены для сервисного обслуживания или ремонта скважин. Назначение разрабатываемых труб – сервисное обслуживание и ремонт скважин, обеспечивая способность разбуривать цементные пробки, вести подконтрольное бурение на значительную глубину. Данные трубы необходимы ведущим нефтесервисным компаниям России, таким как «КРС Евразия», «Сургутнефтегаз» и другие. Их общий объем потребления оценивается миллиардами рублей в год.

Конструкция бурильной трубы для КРС представлена на рисунке 1.9.

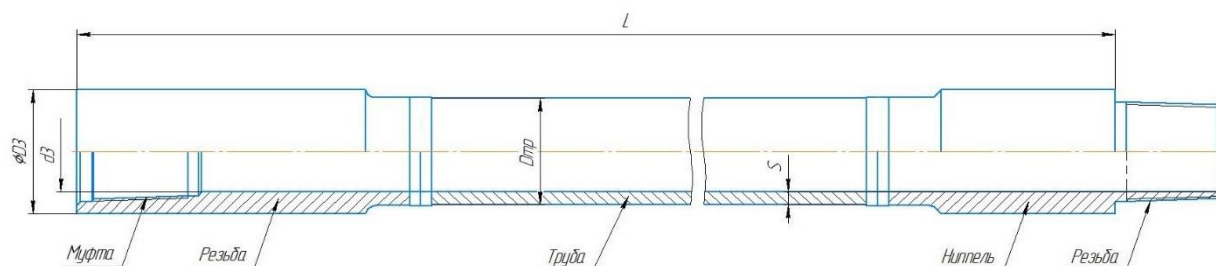


Рисунок 1.9 – Труба технологическая для КРС, вид общий

В качестве тела такой трубы для удовлетворения требований по прочности необходимо применение трубных заготовок групп прочности X-95 и G-105, согласно ГОСТ 32696-2014 [32]. Для данного типа труб актуальными явились вопросы снижения веса и сокращения производственного цикла их изготовления, поэтому перспективной в этом отношении является конструкция без высадки в зоне сварного шва.

При решении задачи обеспечения равнопрочности бурильных труб без высадки необходимо учитывать, что в процессе эксплуатации бурильная колонна испытывает комплексное нагружение, включающее [44]:

- растяжение от собственного веса, определяемого глубиной скважины;

- сжатие, обусловленное усилием на забой;
- крутящий момент при вращении;
- знакопеременный изгиб, вызываемый искривлением ствола и центробежными силами;
- ударные нагрузки вследствие колебаний колонны и перепадов давления бурового раствора.

Таким образом, надёжность сварного соединения определяется его способностью воспринимать весь комплекс указанных эксплуатационных нагрузок [44].

Известно, что основными материалами при производстве бурильных труб являются среднеуглеродистые легированные стали. Так, например, для изготовления замковых деталей преимущественное распространение получили стали марок 40ХН, 40ХН2МА, 40ХМФА [45, 46]. Для тела труб используются стали с меньшим содержанием углерода (0,25-0,35 %) и легирующим комплексом в зависимости от группы прочности: 32Г2 – группа прочности Л по ГОСТ 32696-2014 или X-95 по API 5DP; 32ХГА, 32ХГМА, 30ХГСА, 30ХМА – группа прочности М для тела трубы по ГОСТ 32696-2014 или G-105 по API 5DP [47-49]. Поэтому задача исследования зоны сварного шва в первом приближении ограничивается применением вышеуказанных марок сталей в состоянии после закалки и отпуска.

1.4 Структура и механические свойства сварных соединений, полученных РСТ

1.4.1 Микроструктура сварных соединений, полученных РСТ

Фундаментальным преимуществом РСТ перед традиционными методами сварки плавлением является реализация процесса фазового взаимодействия исключительно в твердом состоянии [50]. В отличие от электродуговой,

лазерной или электронно-лучевой сварки, где металл переходит в жидкую фазу [51, 52], при РСТ температура в зоне соединения не достигает температуры плавления (ликвидуса) [53, 54]. Соединение формируется за счет интенсивной пластической деформации и диффузии в пластичном состоянии при температурах порядка $0,8T_{пл}$.

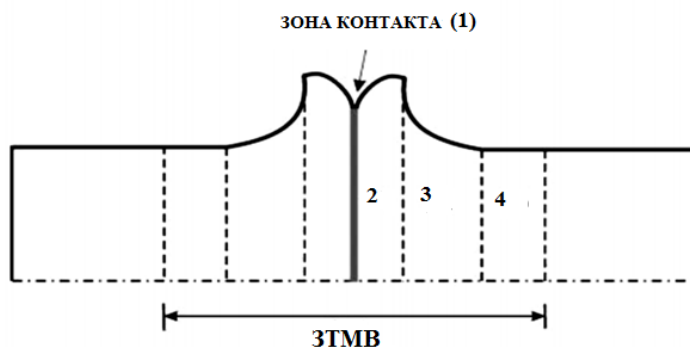
Следствием отсутствия расплава является иной характер структурообразования. Поскольку отсутствует стадия кристаллизации жидкого металла, в зоне сварного шва не формируется дендритная (литая) структура, характеризующаяся химической неоднородностью и крупным зерном. Более того, полностью исключаются дефекты, неразрывно связанные с процессами затвердевания и газовыделения из сварочной ванны [3, 4, 5, 19, 22, 25, 55].

Характер структурных изменений в зоне воздействия РСТ определяется как термодеоформационными условиями сварки, так и природой свариваемых материалов. В областях металла, подверженных воздействию высокой температуры и деформации, развиваются процессы динамической рекристаллизации [56-60]. В ряде случаев динамическая рекристаллизация приводит к измельчению зерен в приконтактных областях свариваемых заготовок по сравнению с исходным материалом [57-61]. В материалах, испытывающих полиморфное превращение, происходит фазовая перекристаллизация с образованием широкого спектра составляющих микроструктуры, формирующихся при охлаждении. Так, например, микроструктура углеродистых сталей в зоне воздействия сварки может быть представлена игольчатым ферритом и цементитом [62-64], бейнитными и мартенситными микроструктурами различных морфологий [20, 65-68].

Анализ литературных источников также показал, что отсутствует единое представление о классификации структурных зон сварного соединения при РСТ. В большинстве работ в структуре сварного соединения выделяют зону сварки (стыка), зону термомеханического влияния (ЗТМВ), зону термического влияния (ЗТВ) и основной металл (ОМ) [20, 69-72]. В отдельных работах авторы

констатируют отсутствие ЗТВ [73, 74]. Авторы работ [46, 72] делят ЗТМВ на полностью деформированный участок и частично деформированный участок.

Согласно представлениям [76, 77] «сварное соединение условно разделяется на четыре участка (рисунок 1.10):



1 – участок контакта; 2 – участок динамической рекристаллизации; 3 – участок частичной деформации; 4 – основной металл

Рисунок 1.10 – Схематическое изображение участков зоны сварочного воздействия при РСТ [76, 77]

- участок контакта (1): зона трения, взаимной диффузии и рекристаллизации. Характеризуется сильной пластической деформацией и, как следствие, очень мелкозернистой структурой, что обусловлено высокими давлениями и перекристаллизацией;

- участок динамической рекристаллизации (2): область значительной пластической деформации и чрезвычайно высокой плотности дислокаций из-за воздействия высоких температур. Микроструктура представлена мелкими равноосными зёрнами;

- участок частичной деформации (3): здесь температура и деформация ниже, чем в зоне (2), что приводит к формированию более грубой (крупнозернистой) микроструктуры;

- участок основного металла (4): исходная область, не затронутая фазовыми превращениями и пластическим течением» [36].

Следует подчеркнуть, что формирование специфических структурных характеристик ЗТМВ определяется не только природой соединяемых материалов, но и термомодеформационными условиями, которые зависят от режимов сварки. В связи с этим реальная структура зоны сварки может отличаться от рассмотренных в [76, 77].

1.4.2 Влияние параметров РСТ на механические свойства сварных соединений

Свойства сварного соединения при РСТ определяется комплексом технологических параметров, каждый из которых оказывает существенное влияние на тепловложение и характер пластической деформации в зоне воздействия сварки. Как следует из технологии РСТ, процесс сварки условно можно разделить на 2 основных этапа: этап трения и этап проковки. Первый этап включает в себя выделение сварочного тепла для пластической деформации материала и образования грата на границе раздела [4, 5]. Этап проковки предполагает остановку вращения при одновременном увеличении давления и имеет решающее значение в образовании сварного соединения [4, 5].

Качество и свойства соединения определяются оптимальным выбором параметров процесса, основными из которых для РСТ с непрерывным приводом являются: давление при нагреве P_n (МПа), давление проковки $P_{пр}$ (МПа), частота вращения при нагреве n (об/мин.), время нагрева t_n (с), осадка при нагреве l_n (мм), время проковки $t_{пр}$. При этом взаимозависимыми являются время нагрева и осадка при нагреве. Исходя из этого, процесс сварки можно регламентировать (ограничивать его длительность) либо по времени нагрева, либо по величине осадки при нагреве [50].

Параметры РСТ для сварки различных материалов преимущественно определяются опытным путем. В этом случае в качестве ориентиров могут быть использованы табличные данные по уже отработанным в разных странах

режимам [3, 50, 68, 77, 79]. Например, в работах [3, 50], рекомендуют для каждого сочетания сплавов, в зависимости от диаметра, линейную скорость вращения выбирать из следующих значений: для чёрных металлов ($v \approx 1 \div 2$ м/с), для цветных металлов ($v \approx 2$ м/с), для титана ($v \approx 4$ м/с).

Давление при нагреве P_n для большинства черных и цветных металлов рекомендуется выбирать из диапазона 10-100 МПа. Давление проковки $P_{пр}$ обычно выбирается из соотношения $P_{пр}/P_n=2$, в ряде случаев $P_{пр}/P_n=3,5 \dots 4$ [3, 50].

Низкое давление при ротационной сварке трением может привести к образованию слабых мест в соединении и появлению трещин [80], что значительно ухудшает механические свойства. Слишком высокое давление может привести к тому, что большая часть размягченного металла переместится в грат, что также приведет к образованию дефектов в плоскости контакта сталей [81].

Время нагрева t_n обычно выбирают опытным путем для конкретных материалов (в зависимости от диаметра заготовок, частоты вращения и давления при нагреве). Преимущественно t_n находится в диапазоне 1...30 с. В ряде случаев, например при сварке заготовок большого диаметра t_n может составлять 60 с и более [3].

Время проковки $t_{пр}$ обычно составляет от 1,5 до 5 с [3].

Значения осадки нагрева l_n могут составлять от нескольких миллиметров при сварке сталей до 10...15 мм при сварке цветных металлов [3].

В литературе широко представлены работы, исследующие влияние отдельных параметров на свойства сварных соединений. Например, в работах [82-86] исследовано влияние частоты вращения на тепловыделение и пластическую деформацию материалов при сварке во взаимосвязи с механическими свойствами сварных соединений. Установлено, что с уменьшением скорости вращения происходит уменьшение генерируемого тепла в зоне сварки и снижение прочностных характеристик как однородных, так и разнородных сварных соединений. Увеличение частоты вращения почти всегда

приводит к измельчению зерна и сокращению протяженности зоны сварки, что положительно сказывается на механических свойствах [64, 74, 82, 86].

Большое количество работ посвящено исследованию влияния силовых параметров на микроструктуру и механические свойства сварных соединений [20, 67, 70, 79, 80, 86-98]. Анализ этих источников показал, что для отдельных сочетаний свариваемых материалов закономерности влияния давления при нагреве и давления проковки на свойства соединений могут различаться. В общем понимании с увеличением давления при трении при фиксированном значении осадки на данном этапе происходит сокращение времени трения и, как следствие, протяженности ЗТМВ [3, 50]. Однако, важно подобрать оптимальное значение, так как чрезмерное давление при трении может привести к интенсивному вытеснению металла (образованию грата) и искажению геометрии [95]. В ряде работ подчеркивается, что с увеличением давления проковки прочность соединений возрастает [67, 88-98]. Однако, авторы работы [20] говорят об обратном. По их данным при инерционной сварке углеродистой стали AISI 8630 характерна следующая зависимость: оптимальные механические свойства (прочность и пластичность) достигаются при использовании максимального давления при трении и минимального давления проковки. Также в работе [99] утверждается, что отдельное рассмотрение этих параметров иногда приводит к ошибочным выводам.

Очевидно, что для получения качественного соединения требуется оптимизация всех параметров с учетом специфики свариваемых материалов. Для поиска оптимальных режимов широкое распространение получили статистические методы планирования и обработки эксперимента [100-104]. В частности, за рубежом широкое распространение получил метод Тагучи [101], нашедший применение для оптимизации параметров не только РСТ [100, 102-104], но и сварки трением с перемешиванием [105-107] и линейной сварки трением [108-110] из различных материалов.

В качестве критериев оптимизации преимущественно выступают прочностные характеристики сварных соединений, полученные при испытаниях

на статическое растяжение. Иногда для оценки прочности стыка соединяемых материалов дополнительно подвергают испытаниям образцы сварных соединений с нанесённым концентратором напряжений в зоне стыка [102]. Также полученные модели оптимизации позволяют установить какие параметры оказывают наибольшее влияние на прочность соединений.

Анализ литературных данных показывает, что вклад различных параметров РСТ в формирование прочности соединения зависит от класса свариваемых материалов. Для однородных соединений из среднеуглеродистой стали AISI 1035 (аналог стали 35) установлено, что наибольшее влияние на прочность стержней диаметром 12 мм оказывает частота вращения; по убыванию степени влияния следуют давление проковки и давление при нагреве [102]. Для низкоуглеродистых сталей (аналог 15ХГМ) иерархия параметров иная: после частоты вращения наиболее значимым является давление при нагреве, затем – давление проковки [111]. Частота вращения также признана доминирующим фактором для прочности соединений из алюминиевого сплава АА6063 [103].

Для разнородных соединений характер зависимости параметров варьируется в зависимости от сочетания материалов. Так, для пары аустенитная нержавеющая сталь AISI 304 – медь повышение прочности достигается при комбинации высоких значений усилия при нагреве с низкими значениями усилия проковки [104]. Для разнородных сталей AISI 304L и AISI 1040 оптимальная прочность фиксируется при более высокой частоте вращения и меньшем усилии при нагреве [112], тогда как в исследовании [113] наиболее значимым параметром признано время трения, за которым по степени влияния следуют давление трения, давление проковки и время проковки. В работе [114] оптимизированы параметры РСТ для соединения алюминиевого сплава со среднеуглеродистой. Установлено, что максимальная прочность соединений достигается при максимальном уровне параметра давления проковки/время проковки. При этом ранжированная последовательность параметров сварки по степени влияния представляет собой: давление трения/время трения – давление проковки/время проковки – скорость вращения.

Для соединения сталей С45 и 16NiCr6 при инерционной сварке трением наиболее значимым параметром, оказывающим влияние на прочность, оказывает время трения [64].

Данные результаты исследований отдельных сочетаний материалов демонстрируют отсутствие какой-либо общей закономерности по влиянию параметров РСТ на прочность сварных соединений. Полученные математические зависимости в каждом случае индивидуальны и обусловлены природой соединяемых материалов, различий в их химическом составе, свойствах и размерами заготовок. Поэтому важным при оптимизации параметров РСТ является понимание физических процессов, происходящих в зоне сварки, а именно получение данных о температуре, деформации и напряжениях, влияющих на изменение микроструктуры и механические свойства сварных соединений. Как отмечается в литературе, экспериментальное определение полей температур и напряжений в зоне сварки крайне затруднено из-за высоких скоростей вращения, значительной пластической деформации и экстремальных температурных градиентов на границе раздела. Для прогнозирования температуры и напряженно-деформированного состояния материалов при РСТ широко используются методы математического моделирования [115-126]. Наиболее распространенным является метод конечных элементов, который позволяет проанализировать формирование грат, конечную осадку, изменение температуры и напряжений [116-121, 124]. Подобный подход устанавливает связь микроструктурных изменений с температурно-деформационными условиями, обеспечивая целенаправленное управление технологическим процессом.

Анализ литературных источников в фокусе внимания получаемых свойств сварных соединений показал, что при оптимально подобранных режимах сварки механические свойства сварных соединений при растяжении соизмеримы или превышают прочность исходных материалов [46, 79, 83, 127-130]. Наличие эффекта деформационного упрочнения отмечается в работах [83, 130]. Усталостная прочность сварных соединений существенным образом зависит от

остаточных напряжений, которые возникают вследствие резкого температурного перепада, структурных изменений и упругопластического деформирования. Согласно данным литературы, сварные соединения, выполненные фрикционными способами сварки, демонстрируют более высокие характеристики усталостной прочности, чем сварные соединения, выполненные сваркой плавлением [134-136]. В некоторых случаях, установленные характеристики усталостной прочности на гладких образцах превышают таковые для исходных материалов [137]. Данный факт обусловлен возникновением преимущественно сжимающих напряжений в зоне сварного шва [138-140]. Влияние параметров сварки на структурные изменения и остаточные напряжения в сварных соединениях рассматривается в работах [134, 138-140] на примере сварных соединений разнородных алюминиевых сплавов АА7075 с АА5083 [143], разнородных соединений углеродистой стали с нержавеющей сталью [134, 141-142]. Также большое влияние на сопротивление циклическим нагрузкам оказывает наличие сварочного грата на испытываемых образцах, который играет роль концентратора напряжений [137]. При удалении сварочного грата, усталостная прочность повышается [144].

На основе анализа научной литературы выявлено ограниченное количество исследований, непосредственно посвященных ударной вязкости (KCV) сварных соединений. В работах [20, 46, 145] говорится, что ударная вязкость существенным образом зависит от параметров сварки.

Одним из инструментов управления механическими свойствами сварных соединений является послесварочная термическая обработка, которая позволяет снизить остаточные напряжения и градиент свойств по сечению изделия, что продемонстрировано в работах [146-149]. Однако, целесообразность проведения послесварочной термической обработки базируется на требуемых эксплуатационных свойствах сварных соединений. Зачастую, удается добиться необходимых свойств сварных соединений и без термической обработки [150].

1.5 Выводы по разделу 1

1. Снижение металлоемкости и себестоимости изготовления бурового инструмента обуславливает актуальность разработки высокопрочных бурильных труб из среднеуглеродистых легированных сталей с конструкцией, исключаящей наличие высаженной части в зоне сварного соединения «замок – тело трубы». Практическая реализация такой конструкции требует обеспечения конструкционной прочности сварного шва на уровне, достаточном для восприятия эксплуатационных нагрузок.

2. Ротационная сварка трением является основным технологическим процессом при производстве бурильных труб. Это обусловлено высокой производительностью, стабильностью качества сварных соединений и твердофазным характером процесса, исключающим типичные дефекты сварки плавлением.

3. Анализ литературы показывает, что статическая прочность сварных соединений при растяжении является наиболее изученной областью знаний. Наименее исследованными аспектами конструкционной прочности остаются усталостное поведение и вязкость разрушения. В то же время именно эти характеристики определяют работоспособность и ресурс бурильных труб в условиях циклического и динамического нагружения.

4. В доступных источниках практически отсутствуют системные данные о процессах структурообразования на различных масштабных уровнях (субзеренная структура, плотность дислокаций, характер распределения упрочняющих фаз). Не установлены корреляции между микроструктурными параметрами сварных соединений среднеуглеродистых сталей и их поведением при статическом, циклическом и динамическом нагружении. Отсутствие подобных взаимосвязей не позволяет прогнозировать конструкционную прочность сварных соединений на основе микроструктурных критериев и целенаправленно управлять формированием комплекса эксплуатационных характеристик варьированием технологических параметров сварки.

2 ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

В разделе представлены результаты детального исследования микроструктуры сварных соединений из среднеуглеродистых легированных сталей 32ХГМА-40ХН2МА и 32Г2-40ХН2МА. На основании моделирования в программной среде DEFORM-3D выполнен анализ температурных полей и напряженно-деформированного состояния на характерных этапах процесса сварки. Полученные результаты опубликованы в работах [151, 152] и доложены на конференциях [153, 154]. Доля личного вклада составляет 70 %.

Образцы для микроструктурных исследований вырезались вдоль оси трубы, содержащей сварной шов. Исследованию подвергалось сечение поперек образующей трубы. Подготовка микрошлифов осуществлялась по стандартным методикам шлифования и полирования с использованием шкурок зернистостью P150-P1000 и алмазных суспензий дисперсностью 6, 3 и 1 мкм. Травление микрошлифов осуществлялось 4-хпроцентным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Построение панорамных изображений микроструктуры сварных соединений осуществлялось с применением цифрового микроскопа OLYMPUS DSX 1000.

Исследование методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) производилось с использованием различных микроскопов в зависимости от решения поставленных задач и возможностей коллаборации с другими лабораториями.

Исследование микроструктуры сварных соединений осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Tescan Mira, оснащенного приставкой ЭДС Ultim Max 100 (ускоряющее напряжение 30 кВ) в Центре

коллективного пользования Центра выявления и поддержки одаренных детей «Гагарин» (Оренбургская область).

Исследование микроструктуры методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD – Electron Back-Scattering Diffraction) осуществлялось на растровом электронном микроскопе ThermoScience Scios 2 LoVac с приставкой Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector с использованием программного комплекса AZtec в лаборатории структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (г. Екатеринбург). Параметры микроскопа в момент съемки были следующие: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток зонда – 410 нА. Шаг сканирования – 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0,6^\circ$).

При проведении текстурного анализа в качестве лабораторной принята система координат (X, Y, Z). Ось X параллельна горизонтальной оси образца, совпадающей с направлением деформации при сварке (соответственно, оси симметрии трубных изделий), ось Y параллельна вертикальной оси образца, ось Z направлена нормально плоскости рисунка, то есть плоскости, с которой производилась съемка (рисунок 2.1). На всех, приведенных в работе микроструктурах, ось Y направлена вертикально, ось X – горизонтально, ось Z – перпендикулярно к плоскости рисунка.

Для анализа локальных текстурных состояний использовались ориентационные карты, расшифровка которых производилась в соответствии со стандартным стереографическим треугольником с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений (рисунок 2.2). Межкристаллитные границы строились на ориентационных картах при разориентациях, превышающих 15° .

Исследование тонкой структуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопа Tescan G²30 Twin с системой GATAN EELS, оснащённого энергодисперсионным спектрометром EDAX для элементного анализа и другими приставками, при

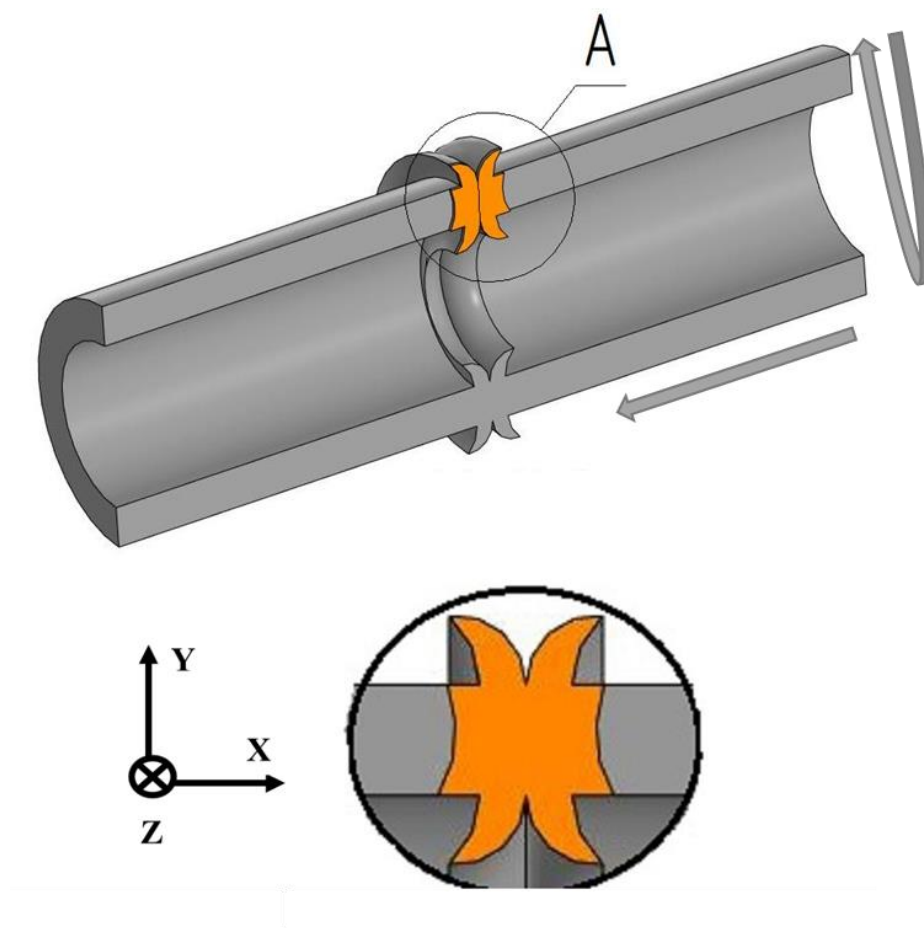


Рисунок 2.1 –Плоскость съемки различных зон сварных соединений для EBSD-анализа с указанием системы координат (стрелками обозначено направление движения заготовки при сварке)

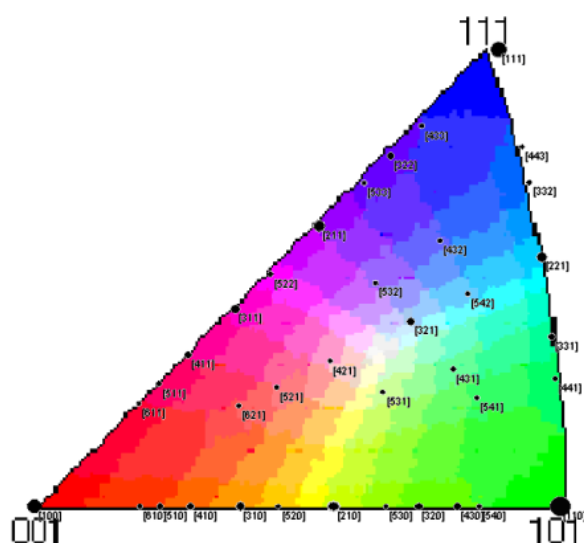


Рисунок 2.2 – Стандартный стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений

ускоряющем напряжении 300 кВ в Институте физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург). В необходимых случаях использовали темнопольный и микродифракционный анализ.

Для приготовления тонких фольг заготовки вырезали на электроискровом станке параллельно сварному шву. Для подготовки фольг к просмотру проводили механическое и электролитическое утонение заготовок в растворе хромового ангидрида и ортофосфорной кислоты (в реактиве Ленуара).

Измерения микротвердости осуществляли на микротвердомере HVS-1000 при нагрузке 2Н. Профили микротвердости были построены с шагом измерения 0,5 мм на трех образцах из серии с расчетом среднего арифметического в соответствующих точках.

2.1 Материалы и сварка экспериментальных образцов

Для сварки 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). Химический состав сталей представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сталей (в % по масс.), предназначенных для производства бурильных труб

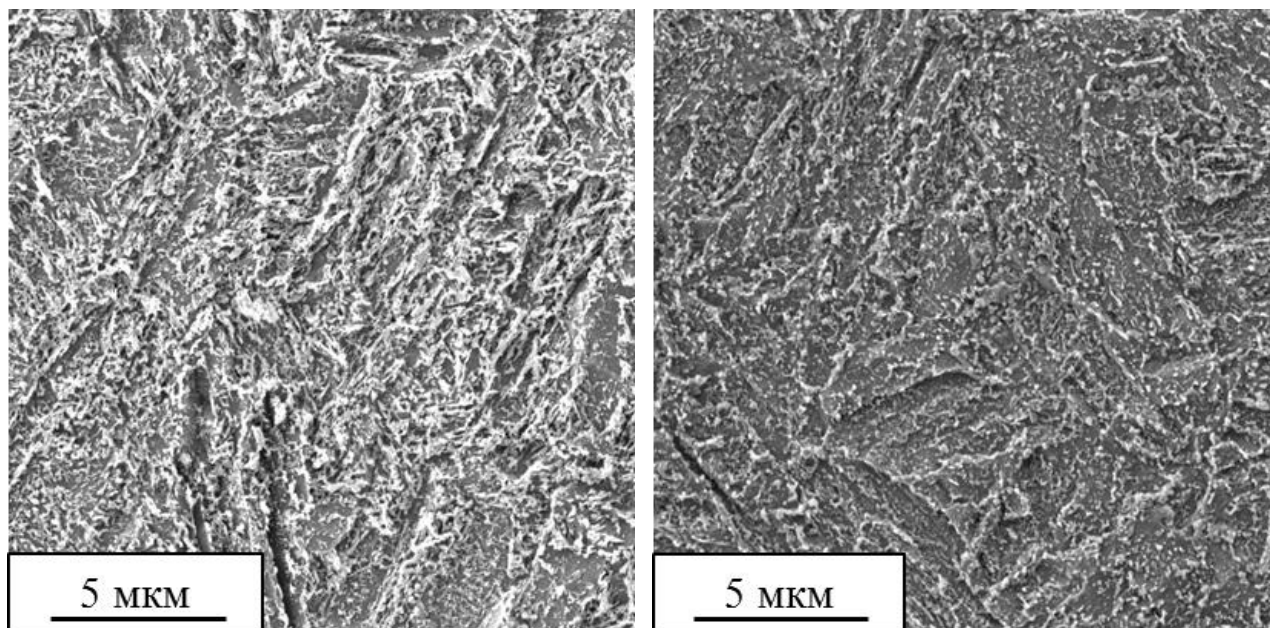
Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
32Г2	0,33	1,36	0,31	0,003	0,007	0,08	0,07	0,13	-
32ХГМА	0,32	0,82	0,36	0,005	0,010	0,98	0,15	0,14	0,31
40ХН2МА	0,42	0,56	0,22	0,017	0,013	0,67	1,39	0,26	0,17

Предварительно трубные заготовки из указанных сталей на заводе-изготовителе были подвергнуты горячей прокатке с последующей упрочняющей

термической обработкой для достижения необходимых механических свойств. Для стали 32Г2 термообработка заключалась в закалке от 880 °С и отпуска при 550 °С с охлаждением водой в спрейнере, для стали 32ХГМА – в закалке от 870 °С и отпуска при 580 °С с охлаждением водой в спрейнере. После данной термической обработки в указанных сталях сформировалась микроструктура отпущенной мартенсито-бейнитной смеси (рисунок 2.3, а, б). Сталь 40ХН2МА подвергалась закалке от 860 °С в масле и отпуску при 580 °С с охлаждением на воздухе, что позволило сформировать микроструктуру отпущенного мартенсита (рис. 2.3., в). Размер бывшего зерна аустенита в сталях составляет от 10 до 15 мкм.

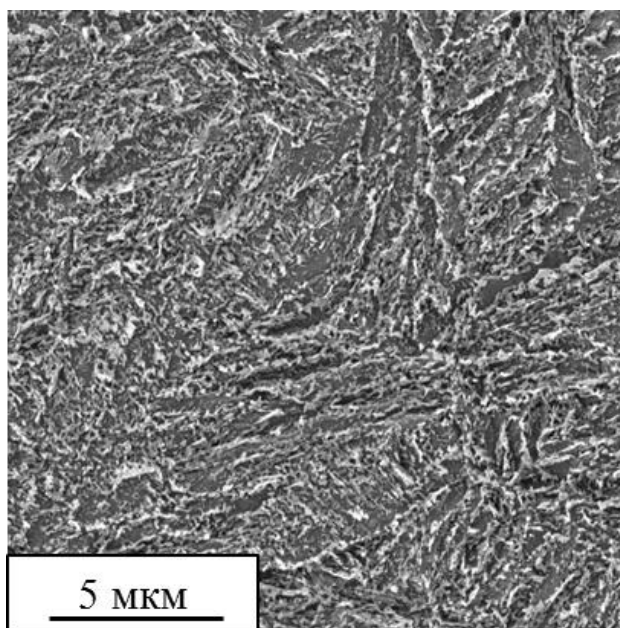
Экспериментальные исследования РСТ выполнены на автоматизированной машине для сварки трением «Thompson-60» (Thompson Friction Welding, Великобритания), установленной на АО «Завод бурового оборудования» (г. Оренбург). Оборудование оснащено системой автоматического управления параметрами сварки, предназначено для соединения цилиндрических заготовок сплошного и трубчатого сечения и обеспечивает максимальное усилие до 60 тс (рисунок 2.4).

Процесс РСТ на данной установке условно разделяется на четыре фазы (рисунок 2.5). На первой фазе осуществляется установка заготовок, одной из которых придаётся вращение относительно общей оси (замковая часть), а другая остаётся неподвижной (тело трубы). Заготовки сближаются, и происходит начальная притирка контактных поверхностей с целью их очистки и обнажения ювенильных слоёв металла. Вторая фаза характеризуется увеличением осевого усилия, что вызывает рост числа взаимодействующих микровыступов, увеличение фактической площади контакта и повышение температуры в стыке. На данном этапе наблюдается вытеснение деформированного металла из зоны соединения с образованием грата, а к концу фазы температура в стыке достигает максимальных значений. Третья фаза соответствует торможению вращения и занимает до 0,5 с. После полной остановки вращения соединение подвергается дополнительному осевому сжатию (четвёртая фаза), представляющему собой



а)

б)



в)

Рисунок 2.3 – Микроструктура исходных сталей перед сваркой:

а) 32Г2; б) 32ХГМА; в) 40ХН2МА



Рисунок 2.4 – Машина для РСТ «Thompson-60»

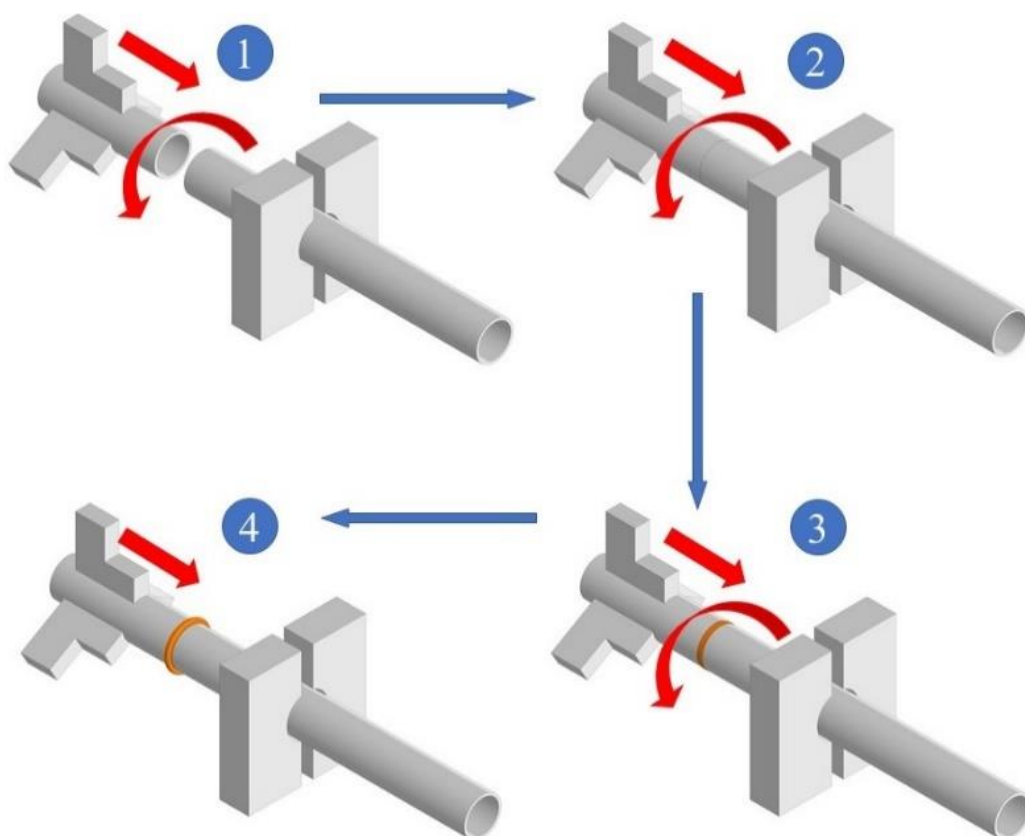


Рисунок 2.5 – Фазы ротационной сварки трением

высокотемпературную обработку давлением. Продолжительность данной стадии составляет несколько секунд, после чего сваренная деталь освобождается из зажимов и охлаждается на воздухе.

Графически технологический процесс РСТ представлен на рисунке 2.6, а внешний вид сваренной заготовки – на рисунке 2.7.

Базовые режимы сварки были следующими: сила притирки $F_0=50$ кН, время притирки $t_1=5$ с, частота вращения $n_1=n_2=600$ об/мин, сила при нагреве (трении) $F_n=145$ кН, осадка при нагреве $\Delta l_1=7$ мм, время задержки проковки $t_3=0,3$ с; сила проковки $F_{пр}=260$ кН, время проковки $t_4=3$ с. Фактическое время нагрева t_2 , зафиксированное машиной, составило для 32Г2-40ХН2МА 3,4-3,5 с, для 32ХГМА-40ХН2МА – 5,3-5,4 с. Осадка при проковке Δl_2 составила 2,1 мм и 2,7 мм соответственно.

2.2 Разработка модели процесса РСТ с использованием САЕ-системы «DEFORM-3D»

Распределение температур и деформаций, возникающих в процессе РСТ, определялось путем его моделирования на основе метода конечных элементов. Соответствующая конечно-элементная модель, приведенная на рисунке 2.8, была построена в САЕ-системе «DEFORM-2D/3D» с использованием осесимметричных элементов, что обусловлено осесимметричной геометрией решаемой задачи. Расчетная сетка состояла из элементов четырехугольной формы, организованных в четыре блока, соотнесенных с фрагментами моделируемых труб и удерживающих их захватов. Для улучшения сходимости нелинейного решения и повышения его точности сетка была подвергнута градиентному уплотнению в области непосредственного стыка труб.

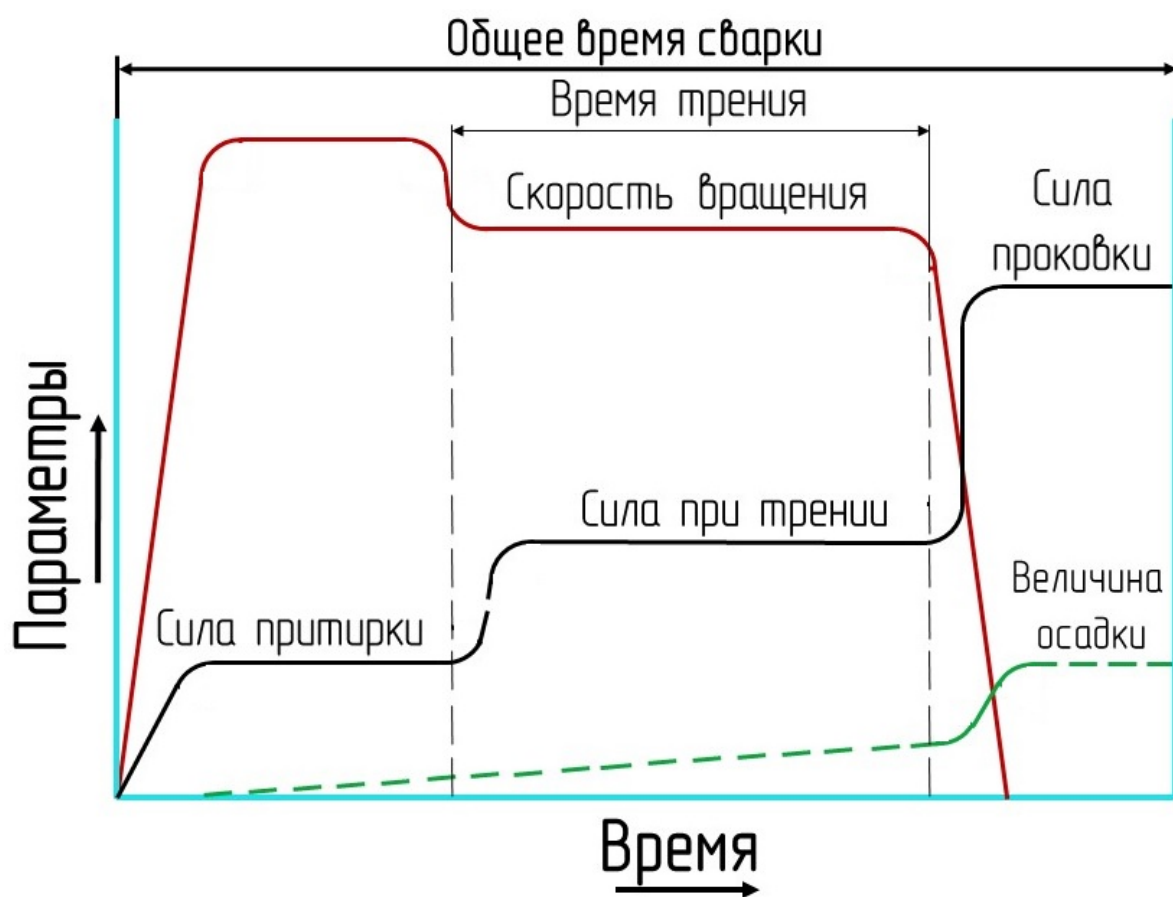


Рисунок 2.6 – Графическое представление процесса РСТ

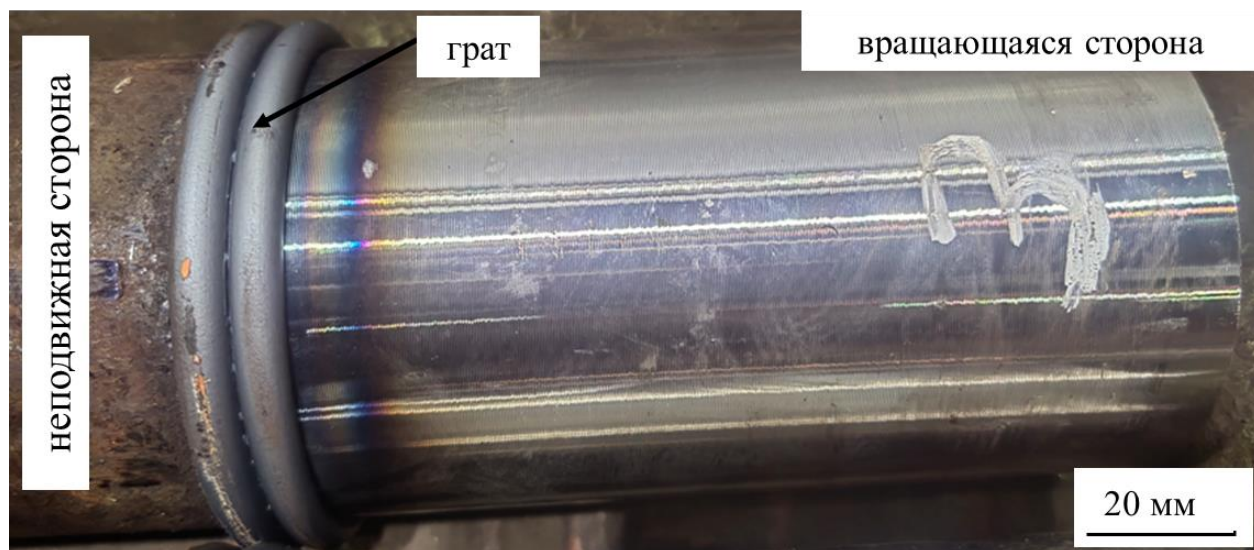


Рисунок 2.7 – Внешний вид трубной заготовки со сварным соединением

Контактное взаимодействие труб моделировалось с использованием модели скользящего стыка с трением, подчиняющегося закону Амонтона-Кулона. Данная модель позволяла оценить тепловыделение на поверхностях контакта на основе заданных величин коэффициента трения и угловой скорости. Значения коэффициента трения определялись на основе данных, приведенных в соответствующих работах [117, 120, 155, 156], и задавалось в виде зависимостей от времени, которые аппроксимировали более сложные зависимости коэффициента трения от температуры, контактного давления и относительной скорости движения контактных поверхностей для рассматриваемых условий. Необходимая форма этих зависимостей для каждой исследуемой пары сталей была установлена на основе ряда предварительных итерационных расчетов, направленных на поиск корреляции между модельными и экспериментальными результатами. Характер этих зависимостей иллюстрируется рисунком 2.9.

Контакт между трубами и захватами имитировался посредством создания моделей абсолютно жесткого соединения, исключающих возможность независимого относительного перемещения связанных деталей. Правомерность этого допущения обуславливается фактическим отсутствием перемещений труб относительно захватов, благодаря большим силам зажима, использованным в натурном эксперименте.

Условия теплопереноса через контактный интерфейс в модели стыка определялись значениями коэффициента теплопередачи. Эти значения задавались в модели в функции контактного давления, как показано на рисунке 2.10. Приведенная на рисунке функция, получена с использованием эмпирических зависимостей на базе нескольких известных параметров труб, таких как шероховатость их контактных поверхностей.

Теплообмен с окружающей средой в моделях учитывался посредством задания соответствующих коэффициентов теплоотдачи на свободных границах фиксированной и вращающейся трубы. Коэффициенты задавались в виде их функции от температуры, которая предварительно вычислялась для каждой границы на основе физических свойств воздуха и заданной угловой скорости.

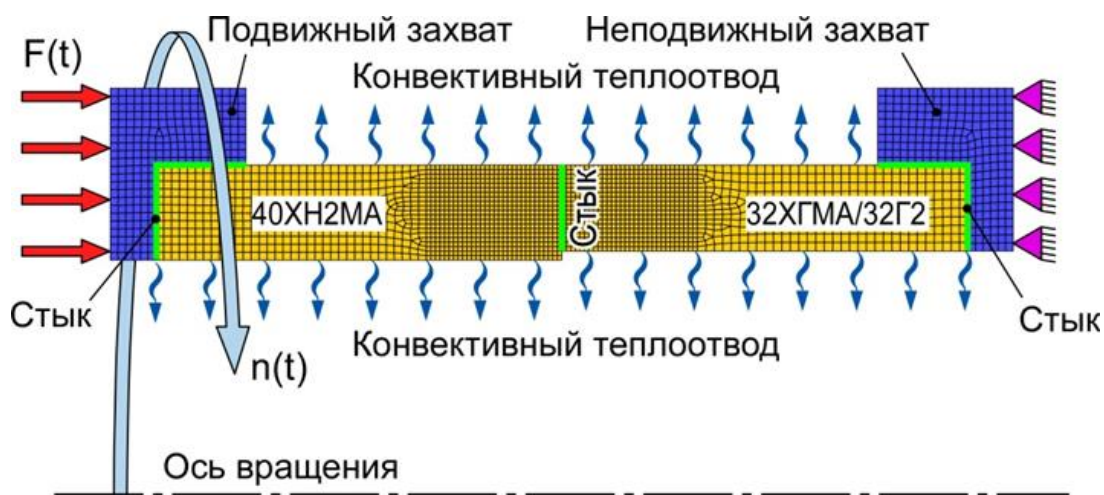


Рисунок 2.8 – Конечно-элементная модель сварного соединения

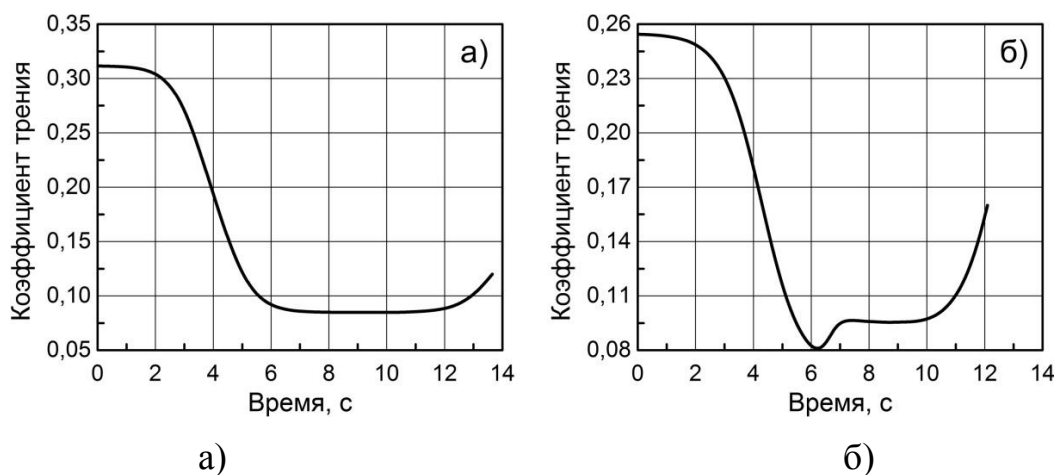


Рисунок 2.9 – Зависимости коэффициента трения от времени, использованные в моделях стыков для пар сталей: а) 32XГМА-40XH2MA; б) 32Г2-40XH2MA

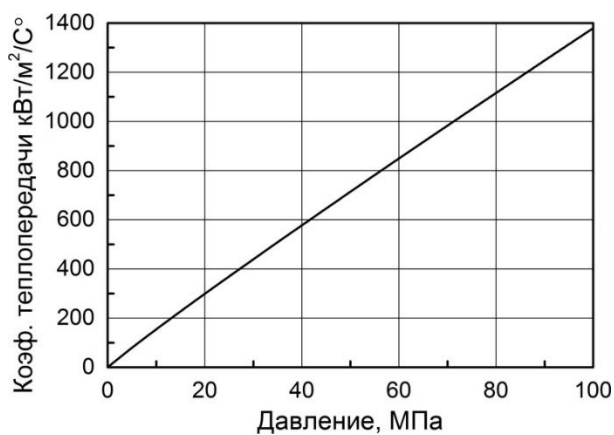


Рисунок 2.10 – Зависимость коэффициента теплопередачи от контактного давления, использованная в модели

Примеры таких функций, вычисленных для внутренней и наружной поверхности вращающейся и фиксированной трубы, представлены на рисунке 2.11.

Тепловыделение, обусловленное трением в стыке между трубами, вычислялось на основе математической модели, по умолчанию интегрированной в программное обеспечение «DEFORM-2D/3D», которая использует для вычислений геометрические размеры сопряженных тел, контактное давление, угловую скорость и параметры заданного закона трения. Контактное давление определялось осевой силой, приложенной к модели подвижного захвата, как показано на рисунке 2.8. Величина этой силы являлась переменной и зависела от текущего этапа сварки. Угловая скорость также задавалась в форме зависимости от времени и варьировалась от 600 об/мин для этапа нагрева до нуля для этапа проковки.

Для моделирования термомеханического поведения труб под действием комбинированной нагрузки в конечно-элементную модель были введены соответствующие модели материалов. Каждая из этих моделей определялась набором параметров, включающих: модуль упругости, коэффициент Пуассона, температурный коэффициент линейного расширения, коэффициент теплопроводности, удельную теплоемкость и объемную плотность. Все эти параметры задавались как функции температуры. Кроме того, в каждую модель материала включались данные, характеризующие течение напряжений в материале. Эти данные задавались в форме функциональных зависимостей напряжений от температуры, относительных деформаций и скорости относительных деформаций. Пример таких данных приведен на рисунке 2.12.

Несмотря на то, что представленные графики поверхностей, для обеспечения возможности их визуализации построены для постоянной скорости деформации равной 1 мм/мм/с, эта скорость деформации также была переменной и задавалась в диапазоне от 0,001 до 1000 мм/мм/с.

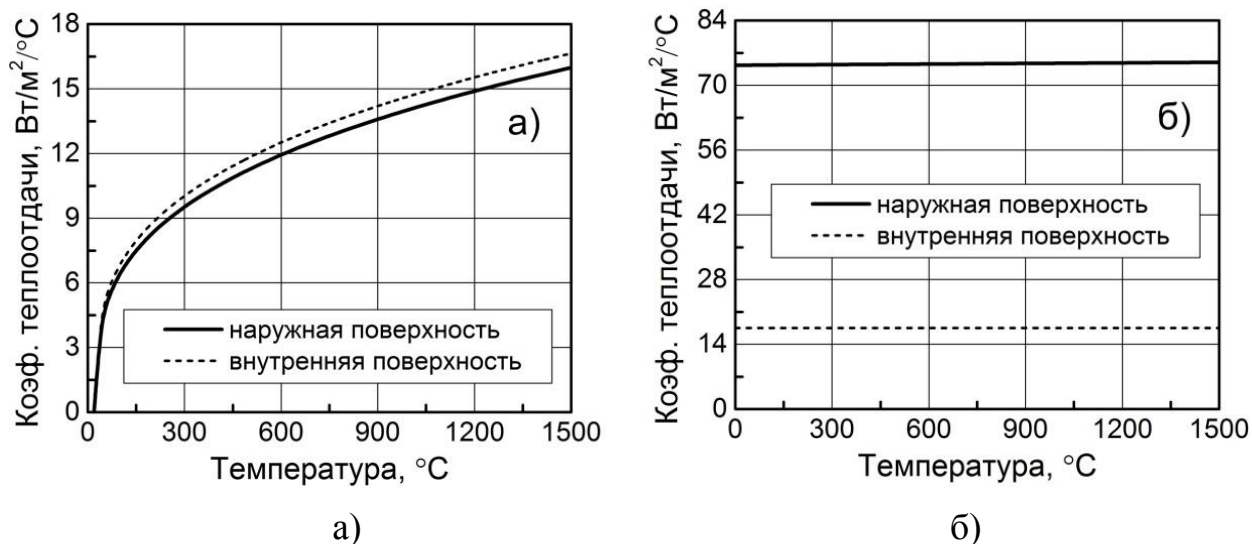


Рисунок 2.11 – Зависимости коэффициентов теплоотдачи от температуры, вычисленные для фиксированной (а) и подвижной трубы (б) при угловой скорости 600 об/мин

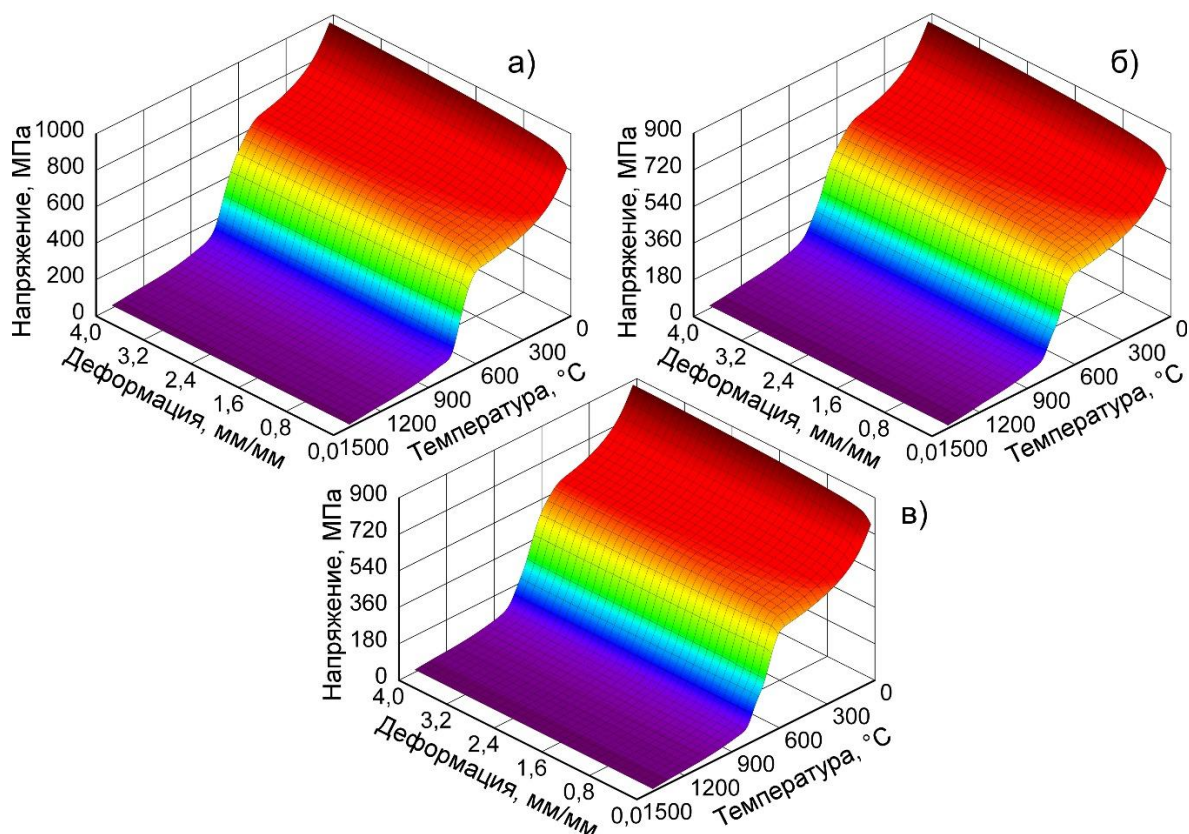


Рисунок 2.12 – Зависимости напряжений от относительной деформации и температуры при фиксированной скорости деформации 1 мм/мм/с, использованные для определения моделей материалов:

а) 40ХН2МА, б) 32ХГМА, в) 32Г2

Описанные модели материала были получены с использованием специализированного программно-математического обеспечения JMatPro, предназначенного для прогнозирования широкого набора свойств многокомпонентных металлических сплавов. Каждая из этих моделей соотносилась с одной из трех рассматриваемых марок сталей.

Разработанная конечно-элементная модель позволила смоделировать процесс ротационной сварки труб на его различных этапах.

2.3 Результаты моделирования процесса РСТ

Изменение температуры и линейной осадки труб в течение заданной продолжительности процесса сварки для каждой пары сталей представлены на рисунке 2.13 в виде зависимостей от времени. Кривые, изображенные на рисунке 2.13, а, показывают рост максимальной температуры на границе раздела сталей и осадки (относительного укорочения) для труб, изготовленных из сталей 32ХГМА и 40ХН2МА. Аналогичные кривые для сварного соединения, образованного трубами из сталей 32Г2 и 40ХН2МА, приведены на рисунке 2.13, б.

Анализ полученных зависимостей показывает, что уже на этапе притирки температура контактных поверхностей достигает 750 °С для пары 32Г2-40ХН2МА и 900 °С для пары 32ХГМА-40ХН2МА. Осадка при этом практически не увеличивается. На втором этапе температура повышается до 1400 °С для обеих пар сталей и поддерживается до достижения заданной осадки 7 мм. Таким образом, процесс сварки не достигает температуры плавления сталей и осуществляется в твердой фазе.

В период остановки вращения (0,3 с) температура начинает снижаться и продолжает снижаться на этапе проковки. Линейная осадка на этапе проковки продолжает расти в течение нескольких долей секунды, а затем стабилизируется.

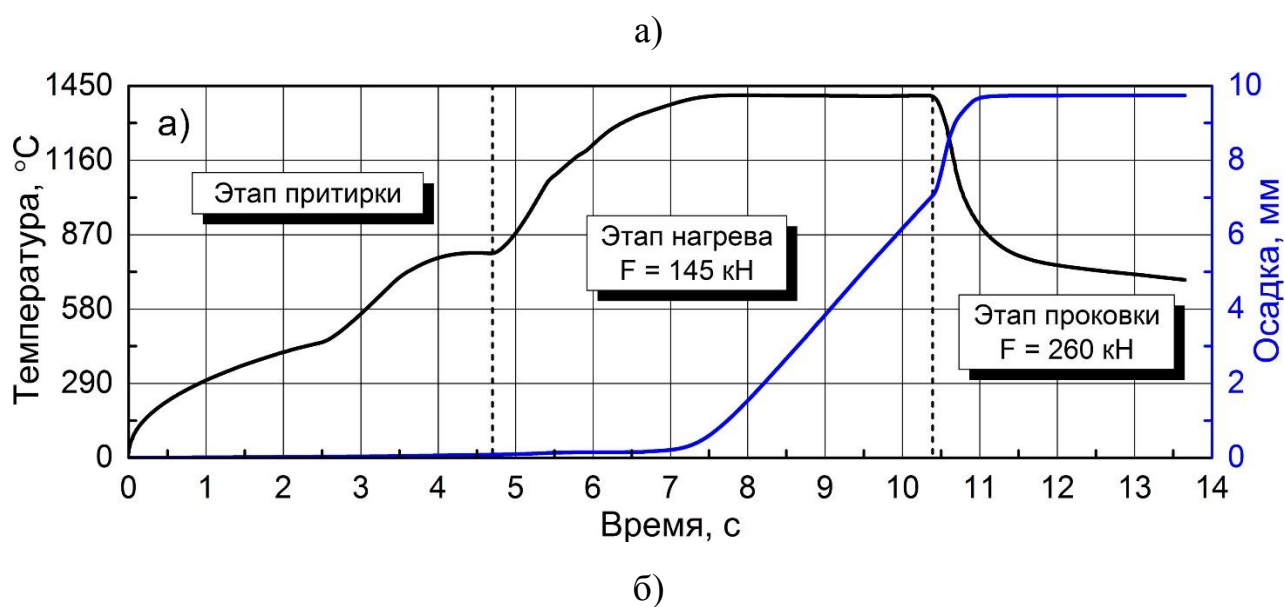
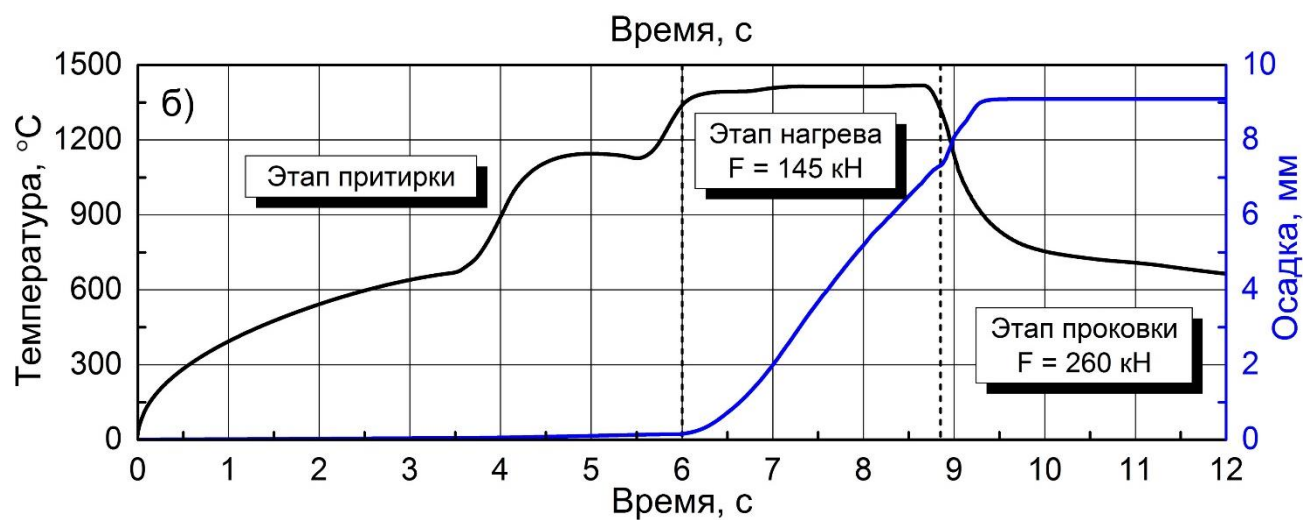


Рисунок 2.13 – Расчетные зависимости температуры и осадки труб от времени, полученные для пар сталей: а) 32Г2-40ХН2МА; б) 32ХГМА-40ХН2МА

Рассмотрение приведенных диаграмм на рисунке 2.13 позволяет заключить, что расчетные кривые осадки хорошо согласуются с экспериментальными данными по длительности этапа нагрева и осадки на этапе проковки для обеих пар сталей. Данный факт служит косвенным подтверждением адекватной аппроксимации расчетных температурных кривых.

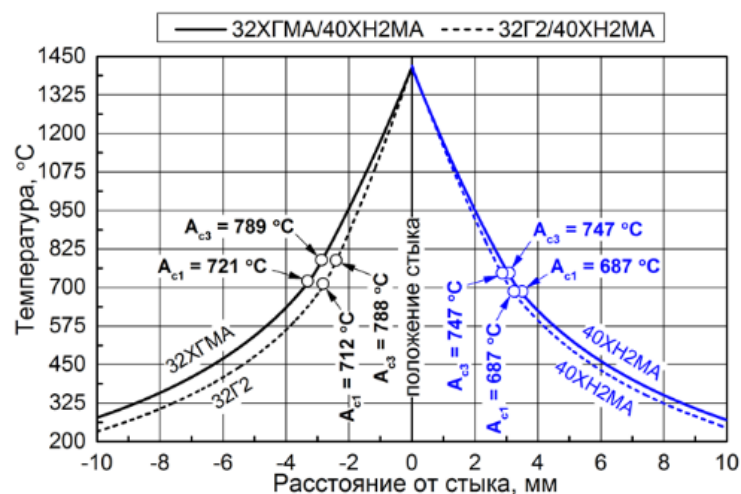
На рисунке 2.14 представлены графики распределения температур, построенные для различных этапов процесса сварки. На графики нанесены температуры критических точек исследуемых сталей, рассчитанные в соответствии с [157] для заданного химического состава.

Анализ изменения температурных полей производился для следующих моментов времени:

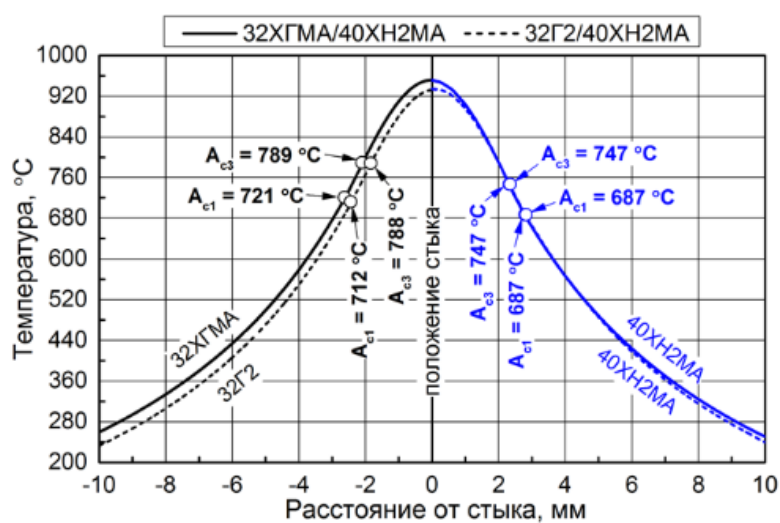
- в момент завершения этапа нагрева и остановки вращения труб;
- в момент прекращения роста суммарной осадки, то есть образования соединения на границе;
- в момент завершения проковки, когда на соединение перестают действовать заданные нагрузки.

Как показано выше, максимальная температура на границе раздела по завершении этапа нагрева составляет около 1400 °С. На этапе проковки, когда осадка стабилизируется температура составляет 920-930 °С. По завершении этапа проковки температура в зоне сопряжения составляет 660 °С для пары 32Г2-40ХН2МА и 690 °С для пары 32ХГМА-40ХН2МА.

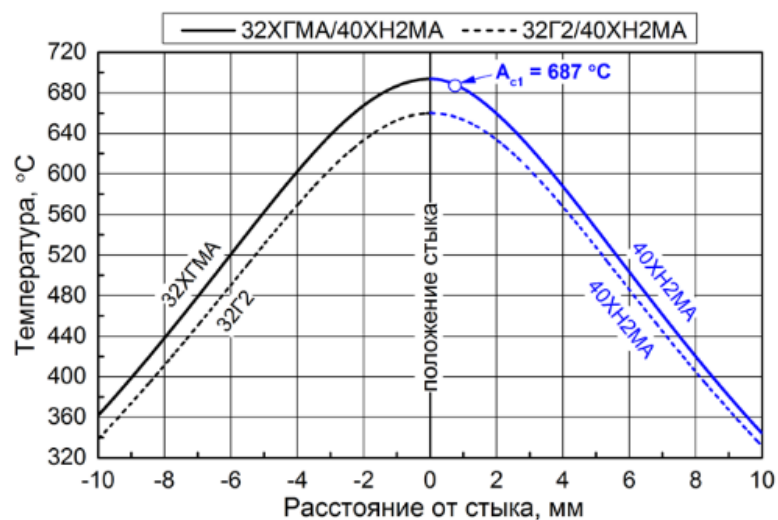
Зону воздействия сварки (ЗВС) можно оценить, по протяженности участка, в котором температура превышала температуру отпуска исходных сталей (550 °С для сталей 32Г2 и 32ХГМА и до 580 °С для стали 40ХН2МА). Как можно видеть на рисунке 2.14, а ЗВС на этапе нагрева составляет около 4 мм для каждой из используемых сталей. Дополнительное выдавливание разогретого металла в грат во время проковки приводит к уменьшению ЗВС до 3,2-3,3 мм, что можно оценить на рисунке 2.14, б.



а)



б)



в)

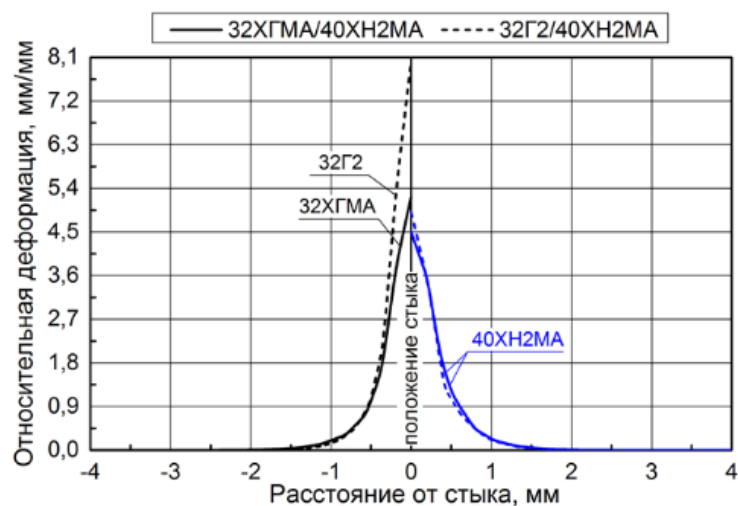
Рисунок 2.14 – Распределение температуры от стыка сталей на различных этапах РСТ: а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки; в) по завершении этапа проковки

Графики, приведенные на рисунке 2.15, изображают распределение эквивалентных относительных деформаций по глубине ЗВС.

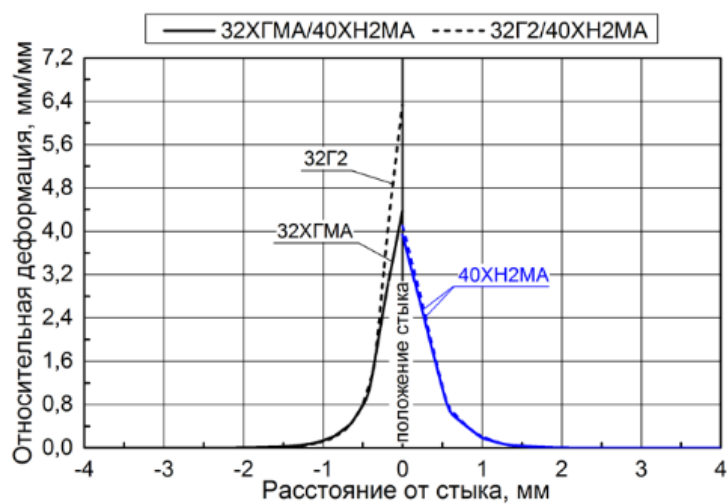
Анализ этих графиков позволяет заключить, что максимальные относительные деформации в обоих сварных соединениях наблюдаются на поверхностях контакта в момент завершения этапа нагрева. Это можно объяснить существенным размягчением материалов свариваемых труб вследствие высокого роста температуры в зоне контакта. При этом деформации в паре сталей 32ХГМА-40ХН2МА сопоставимы друг с другом, а деформации в паре из сталей 32Г2-40ХН2МА заметно различаются. Деформации трубы из стали марки 32Г2 намного выше, чем для трубы из стали марки 40ХН2МА по причине того, что первая сталь более чувствительна к тепловой нагрузке, то есть обладает более низкой высокотемпературной прочностью, чем сопряженная с ней сталь. Это обусловлено отсутствием в ее составе легирующих элементов (Cr, Mo), повышающих сопротивление пластической деформации при высоких температурах. Подобная качественная картина сохраняется для всех рассматриваемых временных точек при уменьшении величины относительных деформаций.

Глубина зоны деформационного воздействия при переходе от этапа нагрева до этапа проковки увеличивается и по завершении проковки по данным моделирования составляет около 2,6-3 мм.

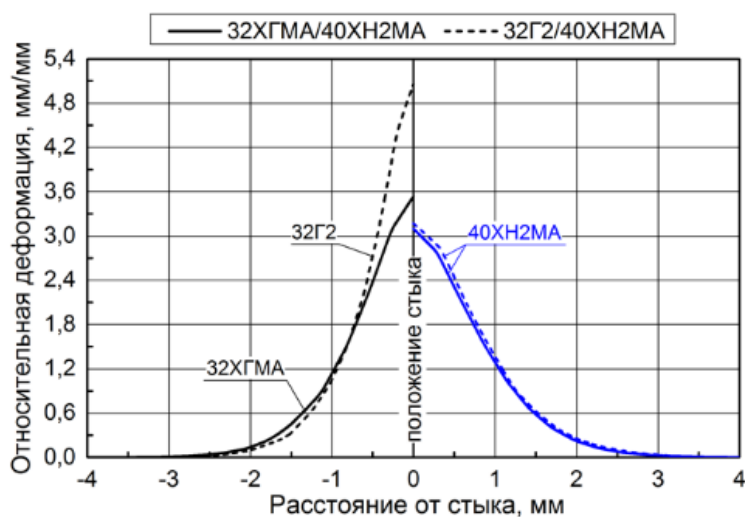
Распределение эквивалентных напряжений по глубине стыка для различных этапов процесса сварки представлено на рисунке 2.16. Как можно заметить, напряжения имеют характерное «М»-образное распределение, что согласуется с работами [116, 118, 123]. Пик напряжений наблюдается в периферийных областях зоны сварочного воздействия, на расстоянии около 4 мм от контактной зоны. В момент стабилизации осадки напряжения достигают своих максимальных значений в рамках всего рассматриваемого временного интервала процесса сварки (рисунок 2.16, б).



а)

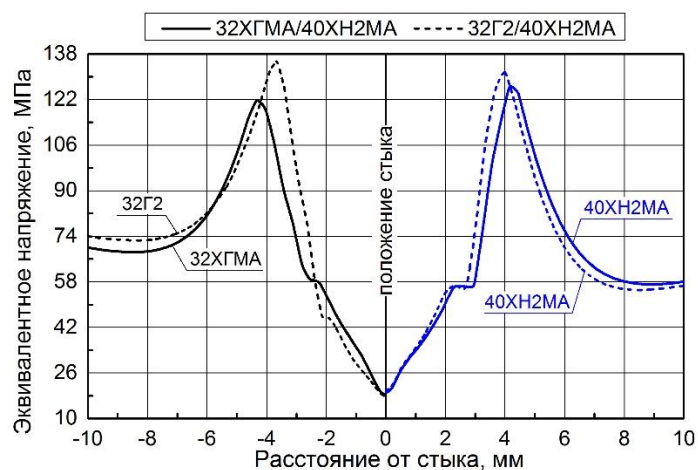


б)

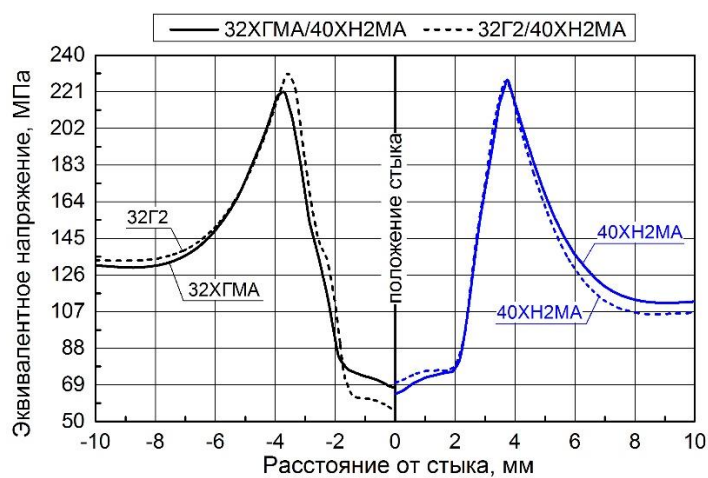


в)

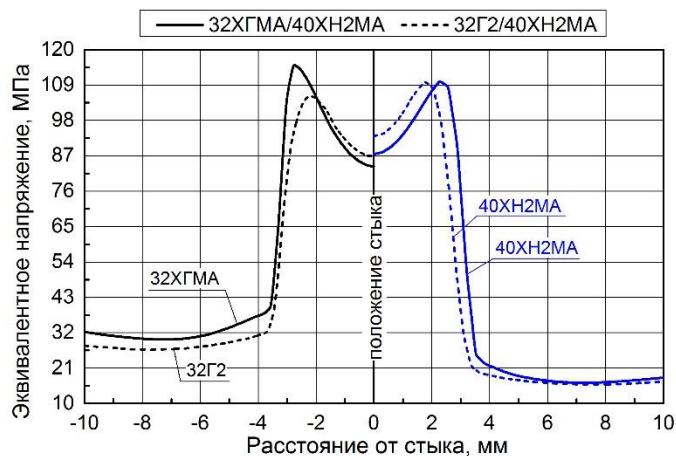
Рисунок 2.15 – Распределение степени деформации от стыка сталей на различных этапах РСТ: а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки; в) по завершении этапа проковки



а)



б)



в)

Рисунок 2.16 – Эквивалентные напряжения, вычисленные в зоне контакта труб для различных моментов времени процесса сварки: а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки; в) по завершении этапа проковки

Графики распределения напряжений, полученные для момента завершения этапа проковки (рисунок 2.16, в), демонстрируют существенное выравнивание напряжений в зоне сварочного воздействия, что можно объяснить увеличением жесткости труб при их остывании.

На рисунках 2.17 и 2.18 показаны температурные поля в зоне сварки труб для различных этапов процесса, которые визуальным образом иллюстрируют характер температурного градиента и глубину температурного воздействия. В момент остановки вращения и прекращения генерации тепла область нагрева приконтактных объемов металла с температурой выше 1000 °C очень узкая. В дальнейшем тепло успевает распространиться на более глубокие слои металла, однако, к завершению сварки уровень температуры в отдаленных слоях не превышает температуру отпуска исходных сталей (550 °C). Данные области представлены сине-голубым цветом на рисунках 2.17 и 2.18, а на сваренных трубных заготовках проявляются цветами побежалости (рисунок 2.7).

Форма и объем грат, полученные в результате моделирования, в сопоставлении с экспериментальными образцами в одинаковом масштабе (рисунки 2.19 и 2.20) иллюстрируют удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных данных.

Для анализа движения приконтактных объемов материалов на различных этапах сварки была нанесена сетка на поперечное сечение свариваемых труб вдоль продольной оси и проанализировано движение отдельных точек в ходе деформационного течения материалов. Полученные результаты представлены на рисунках 2.21 и 2.22. Видно, что на этапе нагрева происходит непрерывное движение слоев материалов от центра плоскости контакта к периферии и непрерывное вступление в контакт новых слоев материалов. Поэтому изначально загрязненная оксидами и примесями поверхность металла выдавливается из зоны контакта.

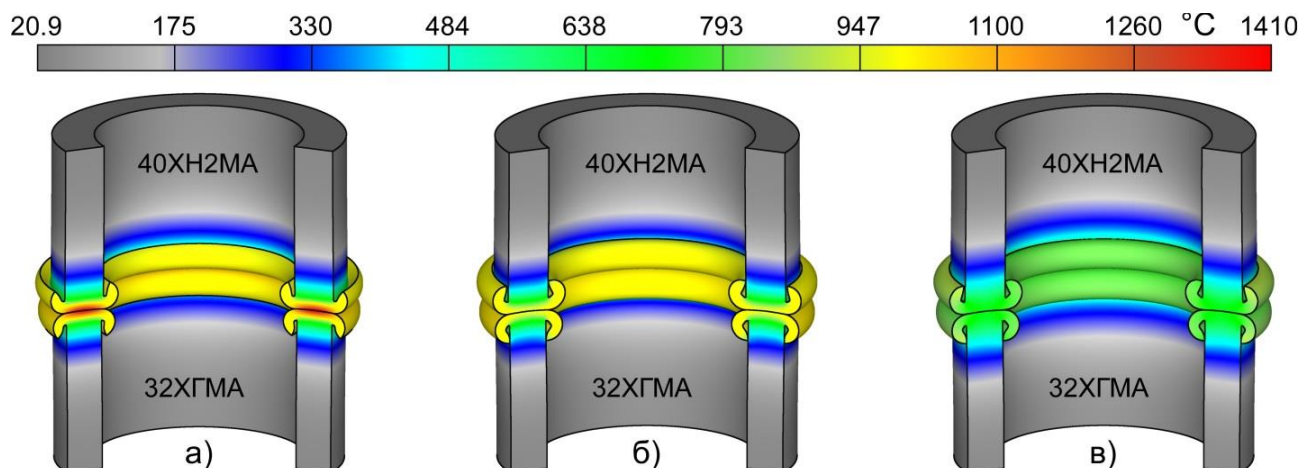


Рисунок 2.17 – Распределение температурных полей на различных этапах РСТ в сталях 32ХГМА-40ХН2МА: а) по завершении этапа нагрева; б) на этапе проковки в момент стабилизации осадки; в) по завершении этапа проковки

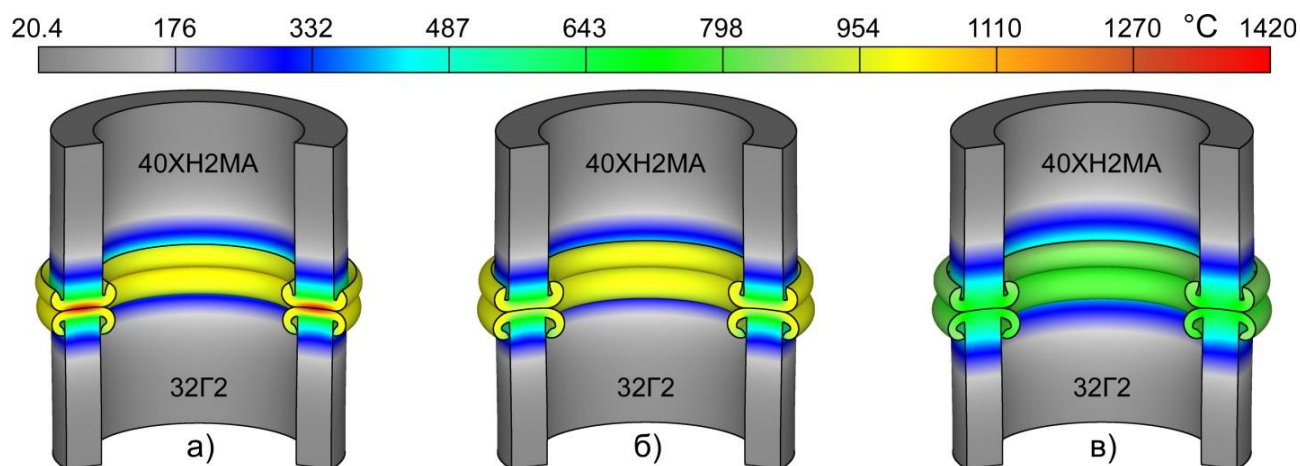


Рисунок 2.18 – Температурное поле и форма грата, вычисленные для соединения труб из сталей 32Г2-40ХН2МА в моменты времени: а) завершения этапа нагрева; б) стабилизации осадки; в) завершения этапа проковки



а)



б)

Рисунок 2.19 – Форма грата в поперечном сечении СС, образованного при РСТ сталей 32Г2 и 40ХН2МА: а) полученная в результате моделирования; б) экспериментальные образцы

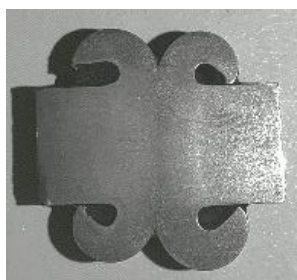
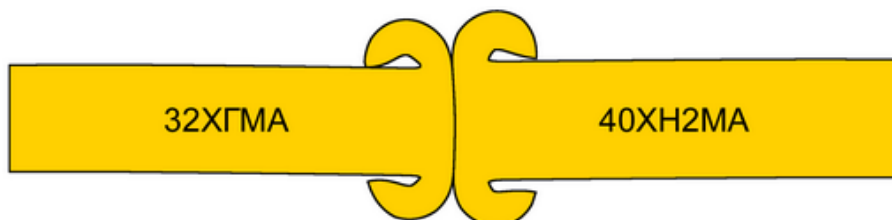
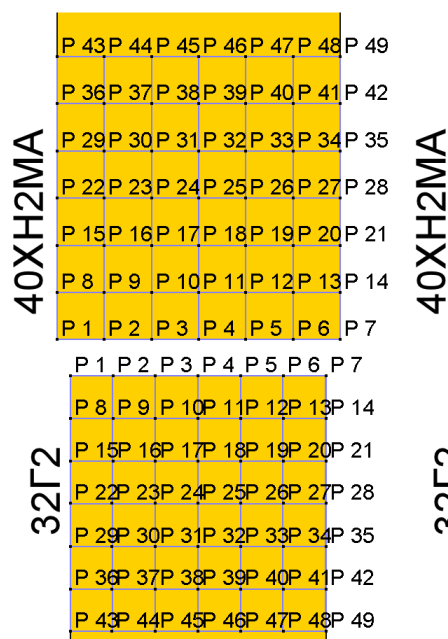
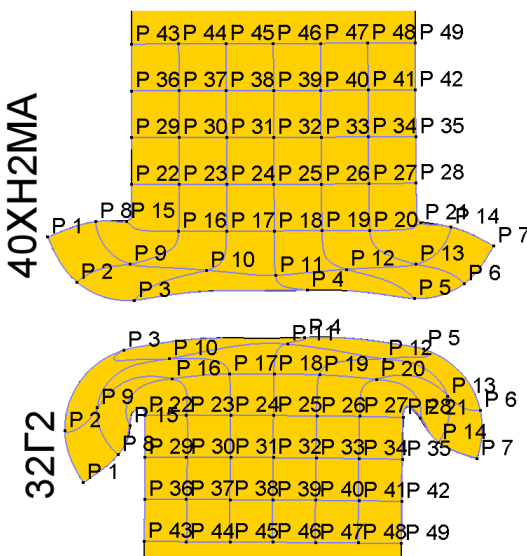


Рисунок 2.20 – Форма грата в поперечном сечении СС, образованного при РСТ сталей 32Г2 и 40ХН2МА: а) полученная в результате моделирования; б) экспериментальные образцы

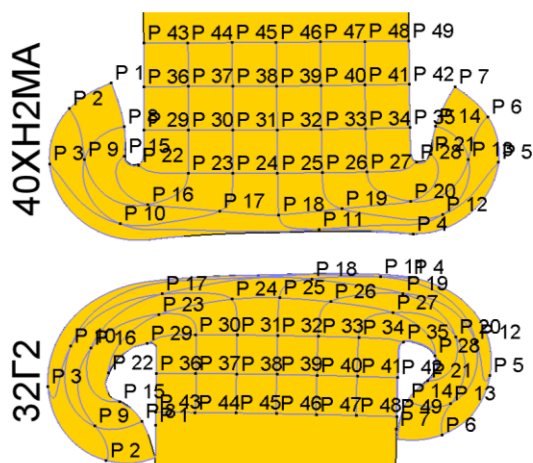
1. Исходная форма



2. Середина этапа нагрева



3. Завершение этапа нагрева



4. Завершение этапа проковки



Рисунок 2.21 – Движение приконтактных объемов материала на различных этапах РСТ труб из сталей 32Г2-40XH2MA

1. Исходная форма

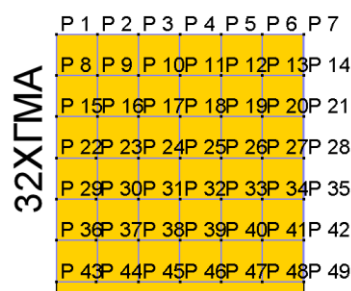
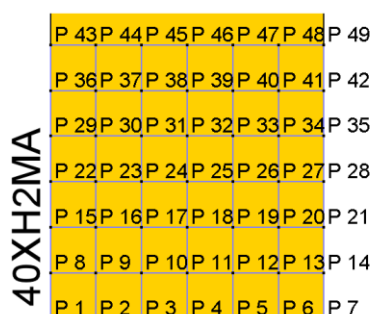
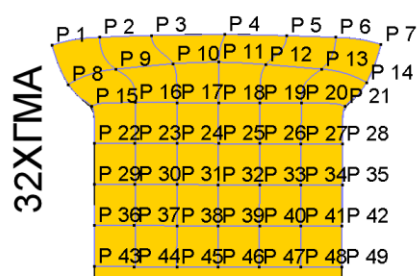
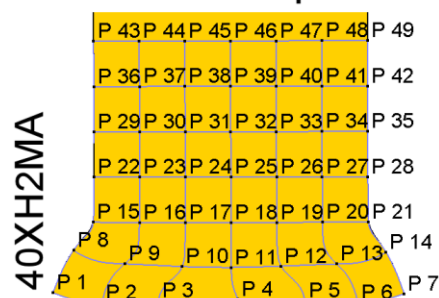
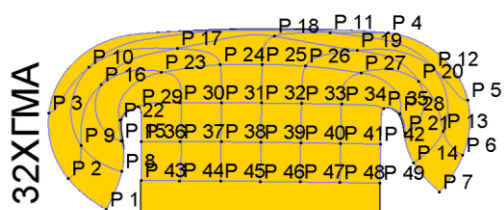
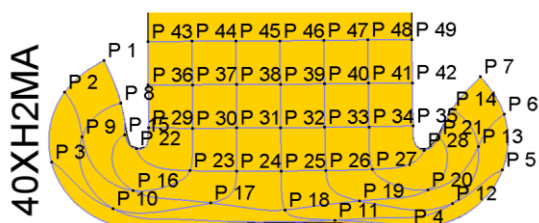
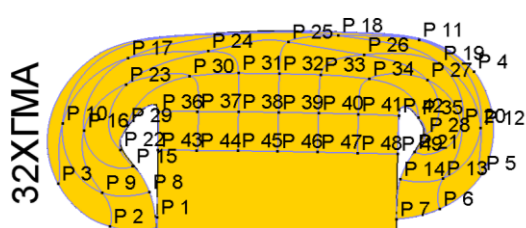
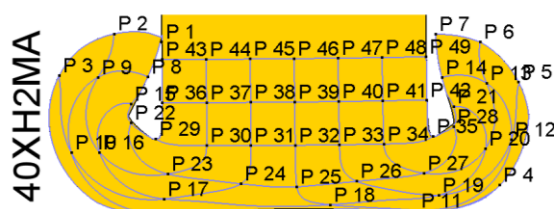
2. Середина
этапа нагрева3. Завершение
этапа нагрева4. Завершение
этапа проковки

Рисунок 2.22 – Движение приконтактных объемов материала на различных этапах РСТ труб из сталей 32Г2-40ХН2МА

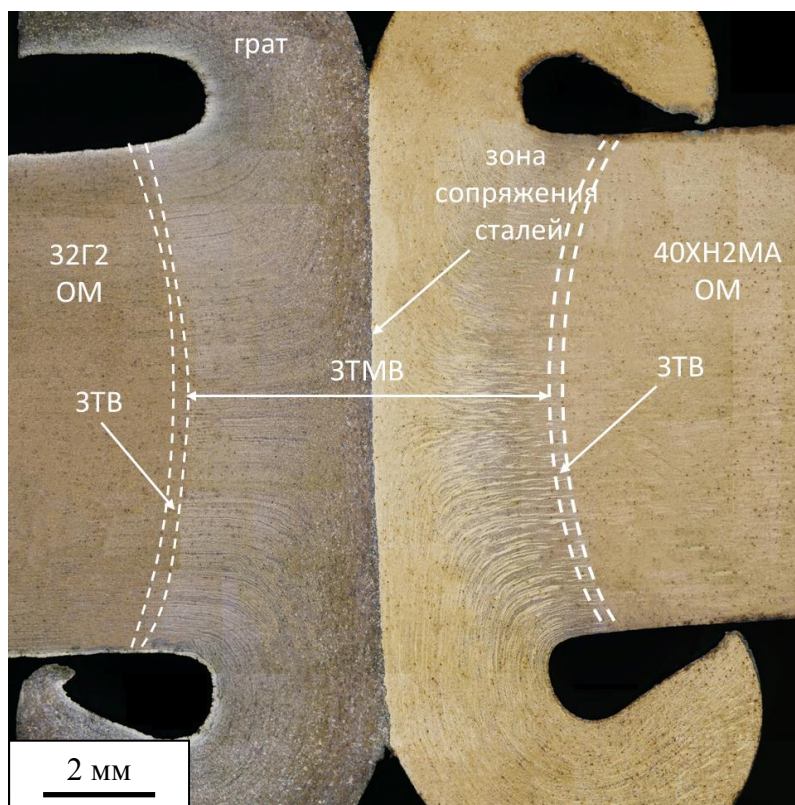
Важно отметить, что на этапе проковки происходит дополнительное выдавливание приконтактных объемов материалов в грат и вступление в контакт новых поверхностей. Таким образом, процесс формирования неразъемного соединения по всей площади контакта происходит на этапе проковки при температуре около 920-930 °С в фазе аустенита сопрягаемых сталей.

2.4 Классификация структурных зон сварных соединений в зависимости от температурно-деформационных условий их формирования

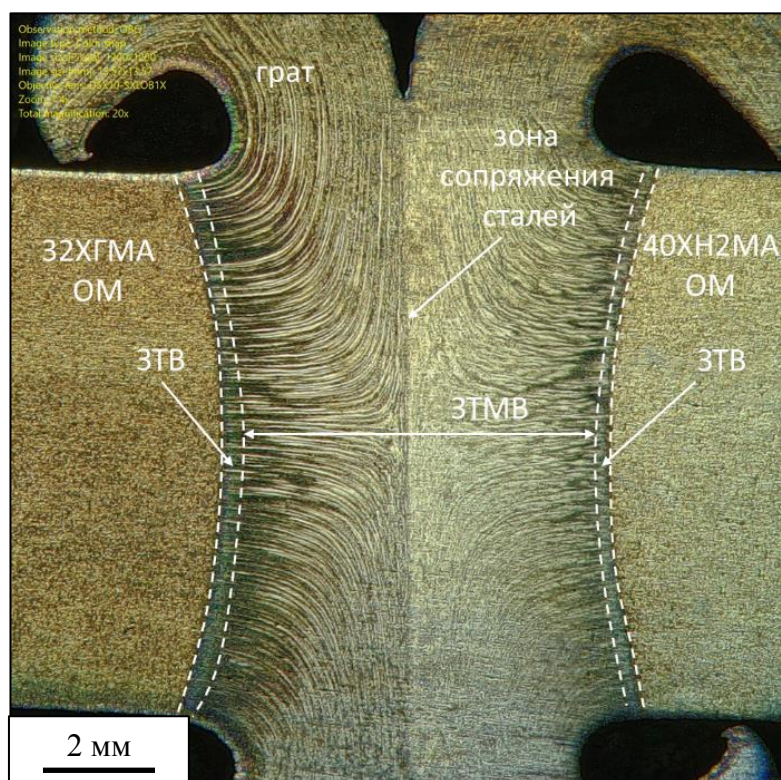
На рисунке 2.23 представлено панорамное изображение микроструктуры сварных соединений, полученное с помощью оптической микроскопии.

В представленных микроструктурах сварных соединений можно выделить характерные зоны: сварной стык или зона сопряжения (ЗС) сталей, зона термомеханического влияния (ЗТМВ), зона термического влияния (ЗТВ) и зона основного металла (ОМ). В ЗТМВ выявилась текстура проката трубных заготовок в виде светлых волокон. При этом, вблизи стыка располагается участок с параллельным расположением волокон. За ним следует частично деформированная зона, в которой волокна текстуры искривлены. Далее следует зона с линиями текстуры, параллельными плоскости проката трубной заготовки. Зона термического влияния в световом микроскопе выявляется в виде узкой полосы с более светлым контрастом, что также видно на увеличенных изображениях на рисунке 2.24.

В областях температурно-деформационного воздействия могут развиваться процессы рекристаллизации и перекристаллизации, которые зависят от соотношения температуры рекристаллизации T_p , и температур критических точек сталей A_{c1} и A_{c3} . В участках микроструктуры, не подвергшейся аустенизации, также может развиваться пластическая деформация, если действующие напряжения превышают предел текучести материала при данной температуре T_d .



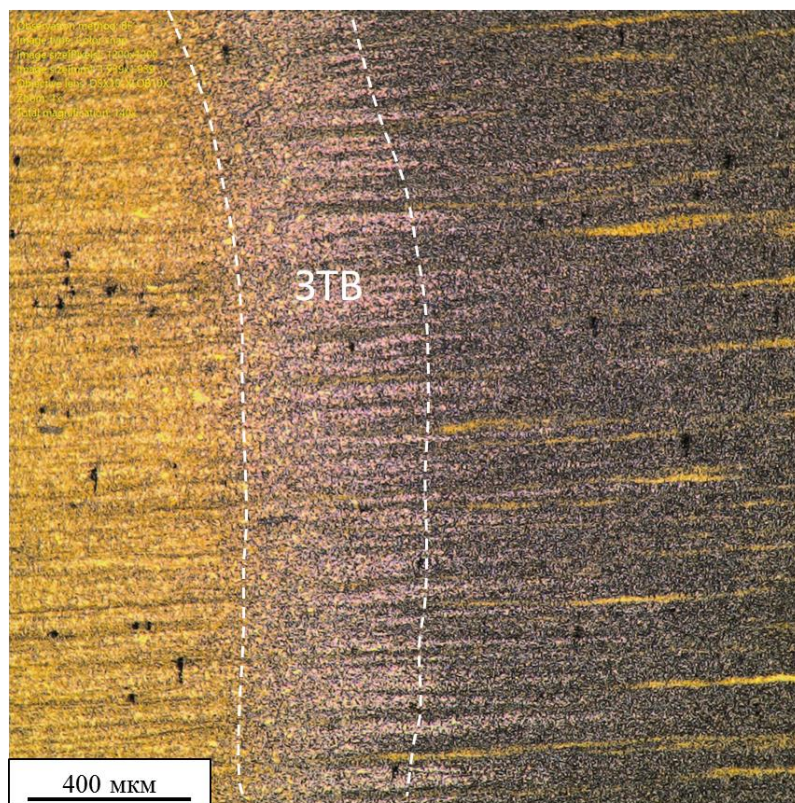
а)



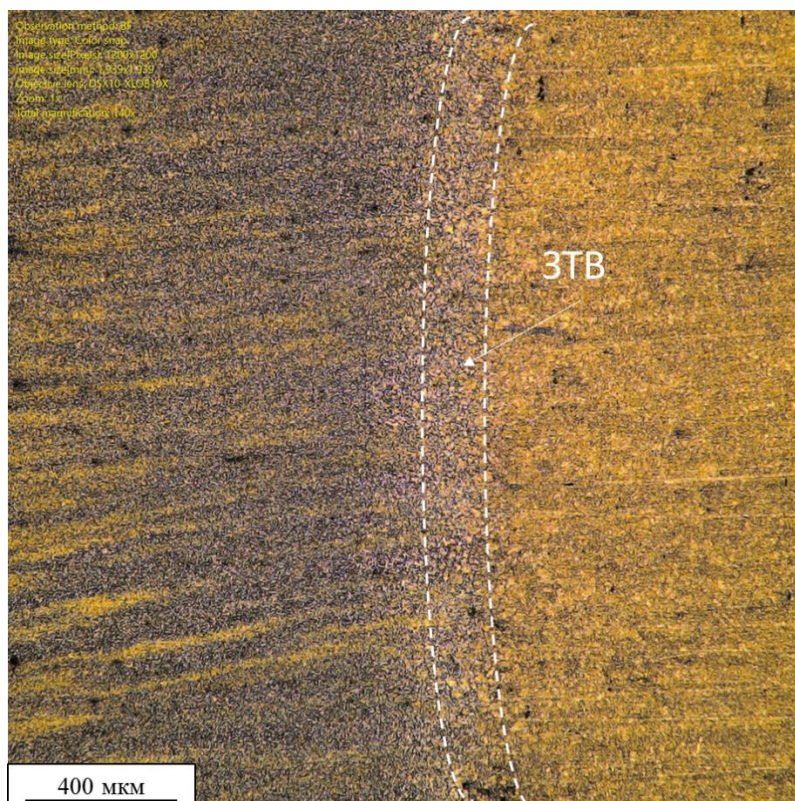
б)

Рисунок 2.23 – Панорамное изображение микроструктуры сварных соединений:

а) 32Г2-40ХН2МА; б) 32ХГМА-40ХН2МА



а)



б)

Рисунок 2.24 – Микроструктура зоны термического влияния:

а) стали 32ХГМА; б) стали 40ХН2МА

Детальный анализ микроструктуры в различных зонах показал, что для нее характерно наличие нескольких областей в зависимости от природы происходящих процессов. На рисунке 2.25 представлены температурно-деформационные условия формирования микроструктуры в характерных областях для исследуемых сталей, установленные в результате детальных исследований микроструктуры.

В таблице 2.2 приведены значения критических точек сталей, определенные расчетным путем в соответствии с [157], а также температура начала развития пластической деформации в базовом металле при действующем напряжении на этапе проковки 143 МПа при скорости нагружения 1 мм/(мм/с). На рисунке 2.26 показаны профили микротвердости в исследуемых сварных соединениях.

2.5 Исследование микроструктуры в характерных областях зоны сварки

2.5.1 Формирование микроструктуры сталей в области I ($T > A_{C3}$)

Из анализа полученных результатов следует, что область I представляет собой подзону, в которой микроструктура в процессе сварки была полностью аустенизирована ($T > A_{C3}$). Согласно исследованиям микроструктуры и тепловых полей это самая протяженная область зоны воздействия сварки, составляющая около 2 мм со стороны всех сталей. Ввиду непрерывной деформации на этапе нагрева аустенит подвергался динамической рекристаллизации [158]. Горячая деформация аустенита, как правило, сопровождается конкурирующими процессами наклепа, возврата и рекристаллизации [158].

В зависимости от содержания углерода и легирующих элементов, определяющих устойчивость переохлажденного аустенита при прочих равных условиях, в исследуемых сталях при охлаждении сформировалась различная микроструктура.

I	II	III	IV
$T > A_{c3}$	$A_{c1} < T < A_{c3}$ $T > T_p$	$T > A_{c1}$ $T > T_d$ $T < T_p$	$T > A_{c1}$ $T < T_d$

а)

I	II	III	IV
$T > A_{c3}$	$A_{c1} < T < A_{c3}$ $T > T_p$	$T > A_{c1}$ $T > T_d$ $T < T_p$	$T < A_{c1}$ $T < T_d$

б)

I	II	III	IV
$T > A_{c3}$	$A_{c1} < T < A_{c3}$ $T > T_p$	$T < A_{c1}$ $T > T_p$	$T < A_{c1}$ $T < T_d$

в)

Рисунок 2.25 – Температурно-деформационные условия формирования микроструктуры в характерных структурных областях ЗВС:
а) в стали 40ХН2МА; б) в стали 32ХГМА; в) в стали 32Г2

Таблица 2.2 – Характерные температуры для исследуемых сталей

Марка стали	40ХН2МА	32ХГМА	32Г2
A_{C1}	687 °C	721 °C	712 °C
A_{C3}	747 °C	789 °C	788 °C
T_d^*	700 °C	680 °C	650 °C

*Температура начала развития пластической деформации определялась при условии когда действующее напряжения на этапе проковки (143 МПа) превышало предел текучести стали при данной температуре (рисунок 2.12)

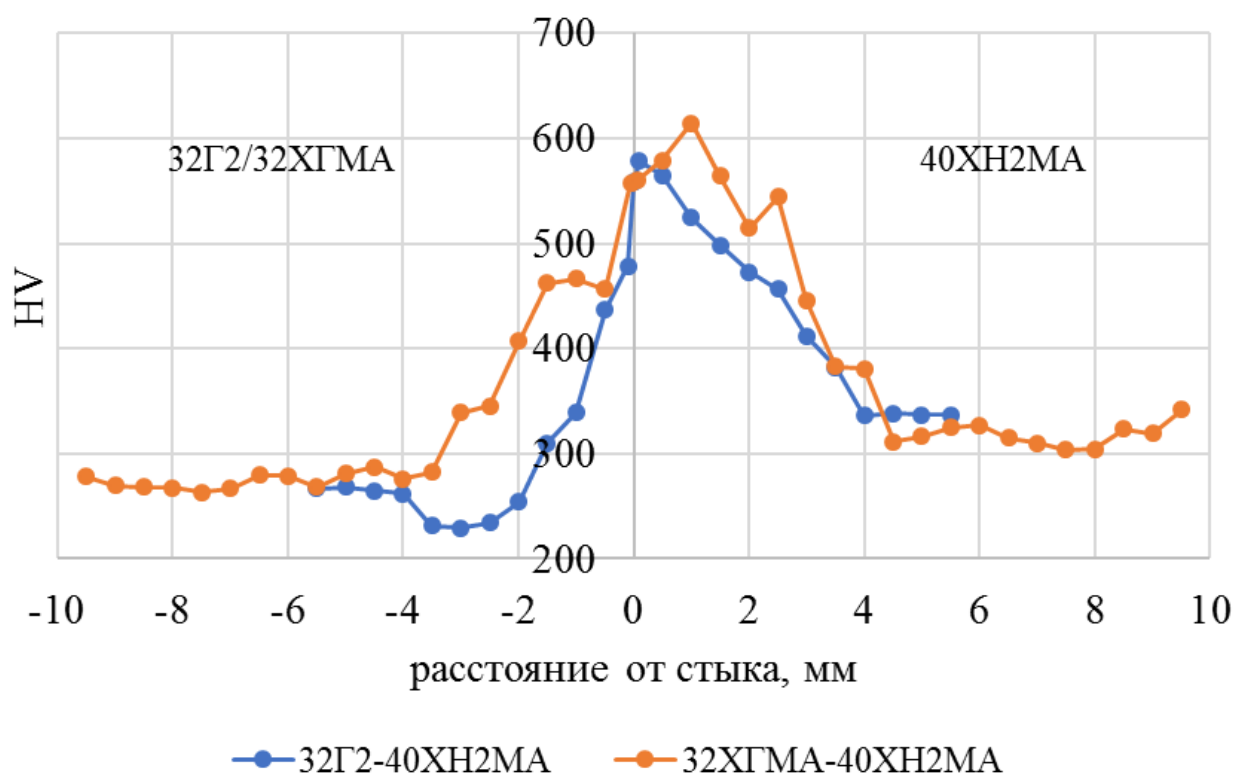
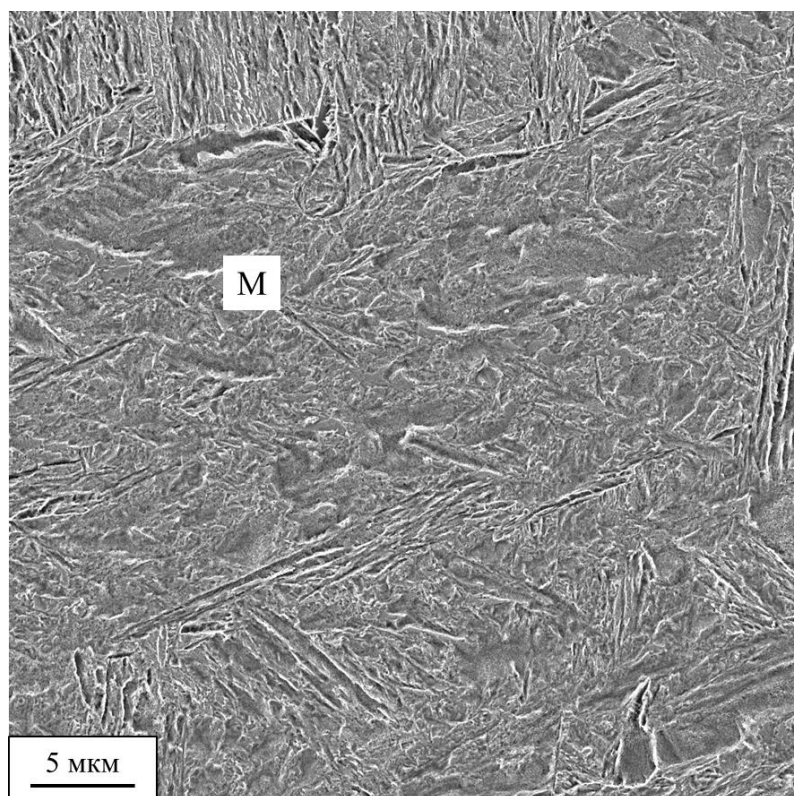


Рисунок 2.26 – Профили микротвердости в сварных соединениях

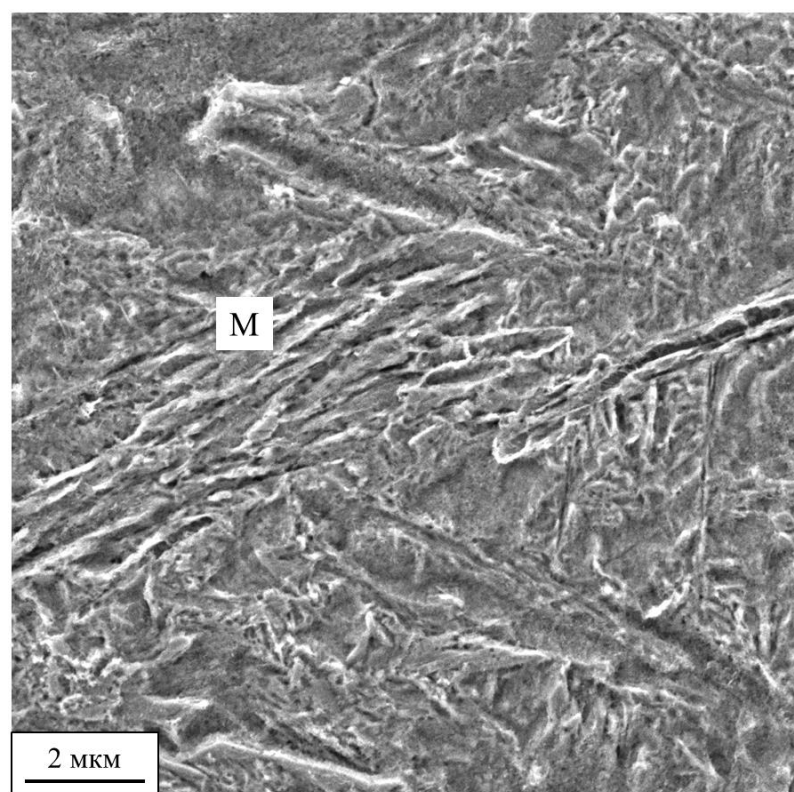
В стали 40XH2MA аустенит полностью трансформировался в мартенсит с микротвердостью 557-614 HV, в стали 32ХГМА – в смесь мартенсита и нижнего бейнита с микротвердостью 407-456 HV, а в стали 32Г2 – верхнего бейнита различной морфологии с микротвердостью 310-478 HV.

На рисунке 2.27 представлена микроструктура данной области в стали 40XH2MA, полученная с помощью СЭМ, а на рисунке 2.28 с помощью EBSD метода анализа. Из анализа изображений видно, что в стали 40XH2MA сформировалась микроструктура реечного мартенсита, рейки которого сгруппированы в пакеты. Длина реек составляет 3-4 мкм. Спектр большеугловых границ (БУГ) сосредоточен в углах разориентации 49-60°, что соответствует мартенситному превращению (рисунок 2.28, а). На EBSD-изображениях микроструктуры (рисунок 2.28, б, г) можно наблюдать границы бывшего аустенитного зерна, содержащего большие кластеры мартенситных пакетов. Размер аустенитного зерна находится в диапазоне от 10 до 30 мкм. В крупных аустенитных зернах наблюдается доминирование кристаллографической ориентировки (111) в направлении X и Z, и ориентировки (101) в направлении Y.

Снимки ПЭМ в данной области показали, что преобладающими структурными составляющими в стали 40XH2MA являются реечный и двойникованный мартенсит. В пределах пакета мартенсита присутствуют рейки, принадлежащие нескольким ориентировкам (рисунок 2.29). На темнопольных изображениях, полученных в рефлексах α -фазы, наблюдаются рейки шириной 85-120 нм, а также более широкие 300-400 нм (рисунок 2.29 б, в). Внутри реек наблюдаются дислокационные скопления большой плотности. В некоторых случаях между рейками обнаруживаются прослойки остаточного аустенита (рисунок 2.29, г). На дифракционной картине обнаруживаются рефлексы α -фазы и единичные рефлексы, принадлежащие остаточному аустениту (рисунок 2.29, д).



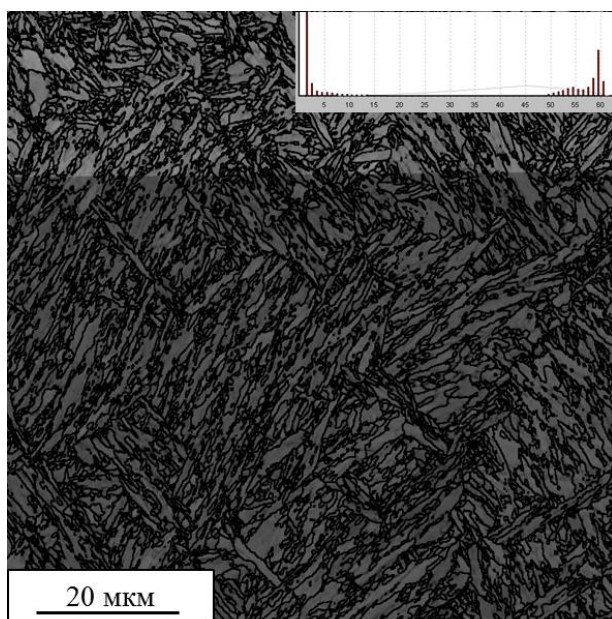
а)



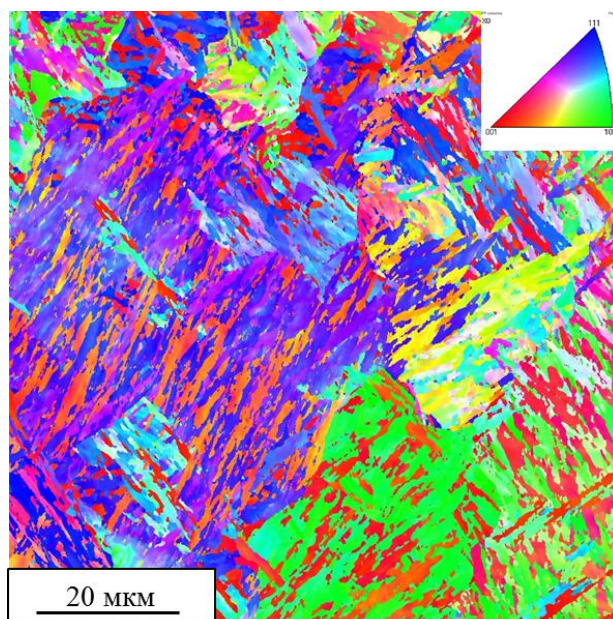
б)

М-мартенсит

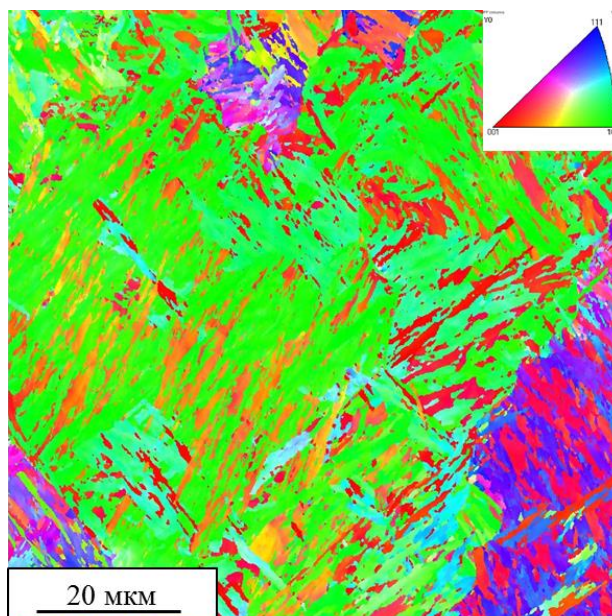
Рисунок 2.27 – Микроструктура области I ($T > A_{C3}$) стали 40ХН2МА



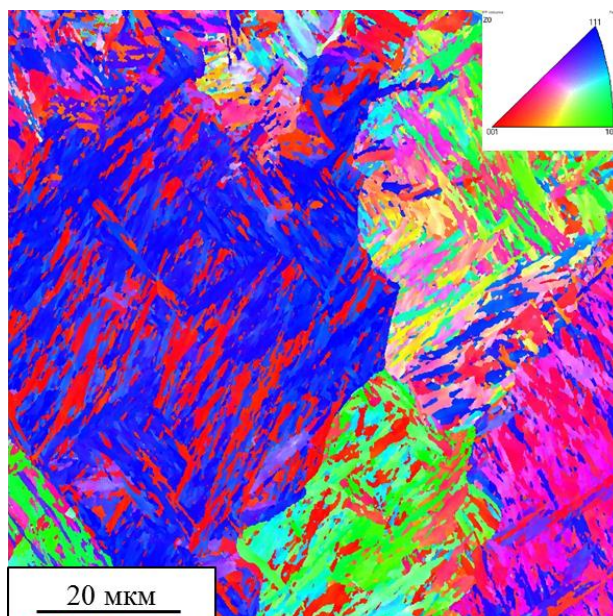
а)



б)



в)



г)

Рисунок 2.28 – Микроструктура области I стали 40XH2MA, полученная в результате EBSD-анализа: а) микроструктура с нанесением большеугловых границ 15° и гистограмма разориентировки границ зерен; б, в, г) микрокарты ориентировок зерен в направлении X (б), Y (в) и Z (г).

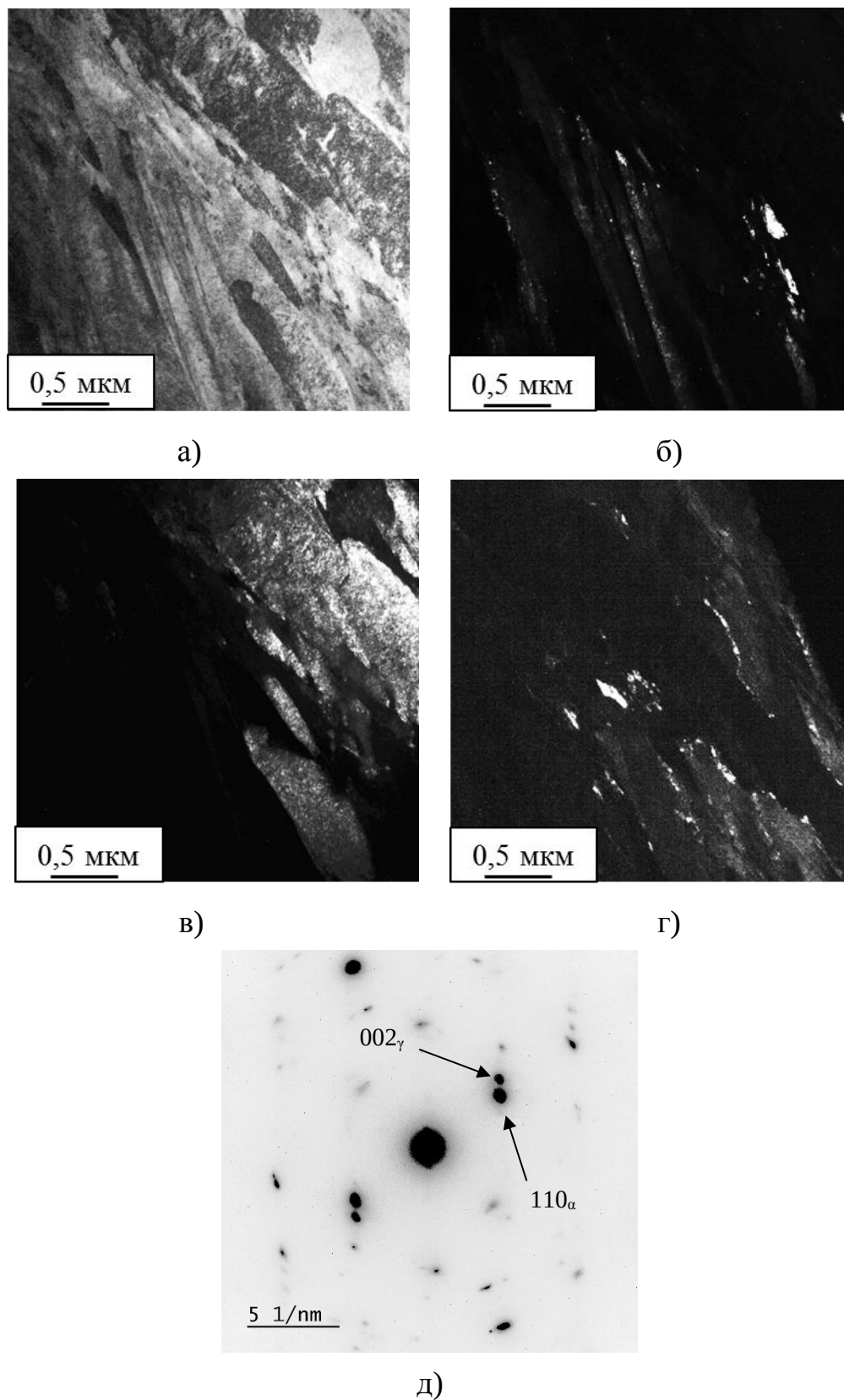


Рисунок 2.29 – Микроструктура речного мартенсита в области I стали 40ХН2МА: а) светлопольное изображение; б, в) темнопольные изображения в рефлексах $(013)_\alpha$ и $(112)_\alpha$, соответственно; г) темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\gamma$; д) электронограмма

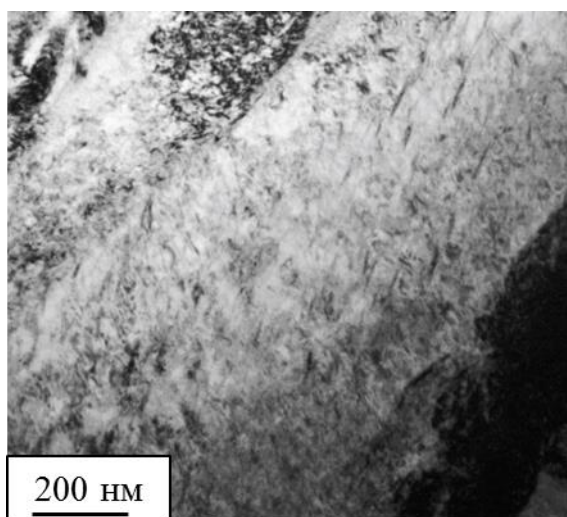
Внутри пластин реечного мартенсита зафиксированы нанодисперсные карбидные частицы цементитного типа (рисунок 2.30). На темнопольном изображении, полученном в рефлекссе $(210)_{\text{Fe}_3\text{C}}$ видно, что их расположение и размер составляет $\sim 5-7$ нм (рисунок 2.30, б). На дифракционной картине непосредственно в колонне микроскопа были проиндицированы рефлекссы $(210)_{\text{Fe}_3\text{C}}$, $(013)_{\text{Fe}_3\text{C}}$, $(110)_\alpha$, которые обозначены кружочками на рисунке 2.30, в.

Зарождение и рост игл мартенсита происходит как от границ, так и от субграниц деформационного происхождения, что проиллюстрировано на рисунке 2.31.

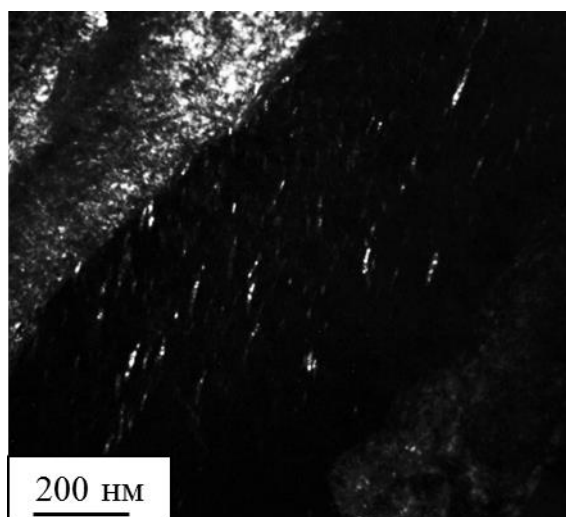
Области, в которых наблюдается двойникованный мартенсит, приведены на рисунке 2.32.

Образование двойникового мартенсита может происходить в областях аустенита, обогащенного углеродом. На темнопольном изображении на рисунке 2.32, б хорошо видно плотное расположение двойников, ширина которых составляет 3-5 нм. Механизм деформации при двойникованном мартенсите обеспечивают ориентационные соотношения $(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma$. Сдвиг по плоскости $(111)_\gamma$ в направлении $(11-2)_\gamma$ совпадает с системой двойникования в ГЦК-кристаллах.

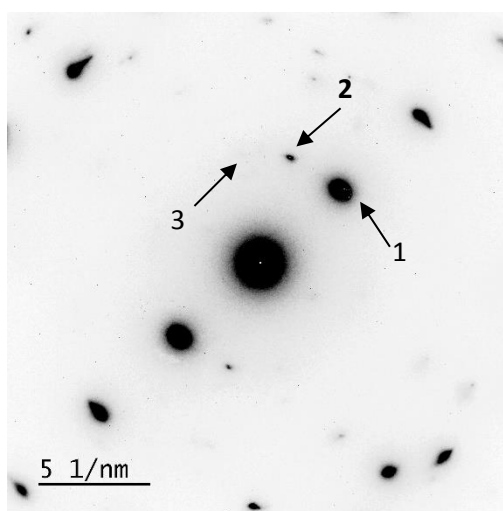
В области I стали 32ХГМА процессы превращения протекали с разной скоростью с образованием продуктов сдвигового и промежуточного превращений, отличающихся морфологией микроструктуры. Из рисунка 2.33 видно, что в пределах одного аустенитного зерна сформировалась микроструктура мартенсита и нижнего бейнита. Наблюдается пакетное строение α -фазы. Пакеты состоят из блоков, размером 5-7 мкм, с параллельным расположением реек. В нижнем бейните карбидные частицы имеют тонкое пластинчатое строение и расположены под характерным углом $50-60^\circ$ к продольной оси кристалла феррита.



а)



б)



в)

Рисунок 2.30 – Выделение нанодисперсных карбидов в мартенсите стали 40XN2MA: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в карбидном рефлексе; в) электронограмма

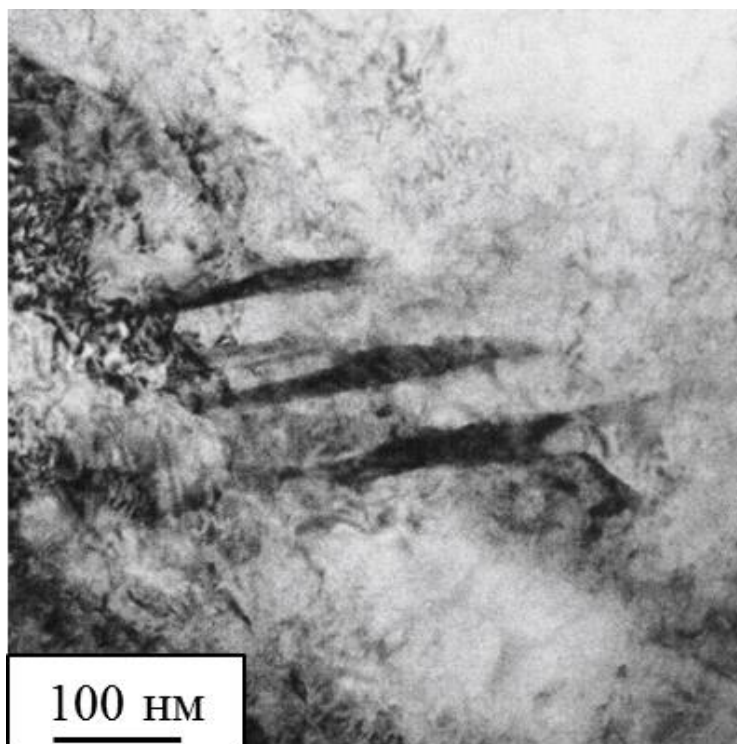
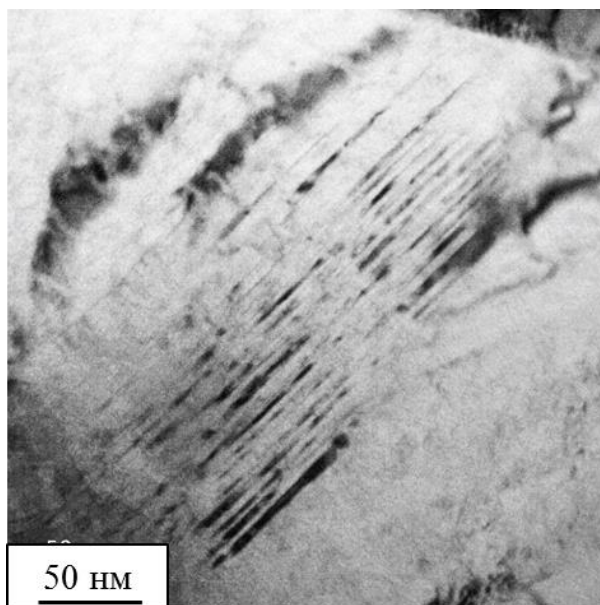
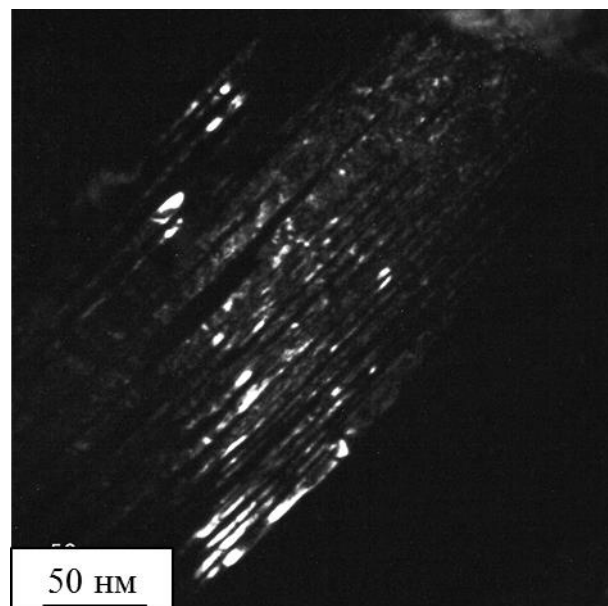


Рисунок 2.31 – Зарождение мартенситных кристаллов у субграниц в стали 40XH2MA

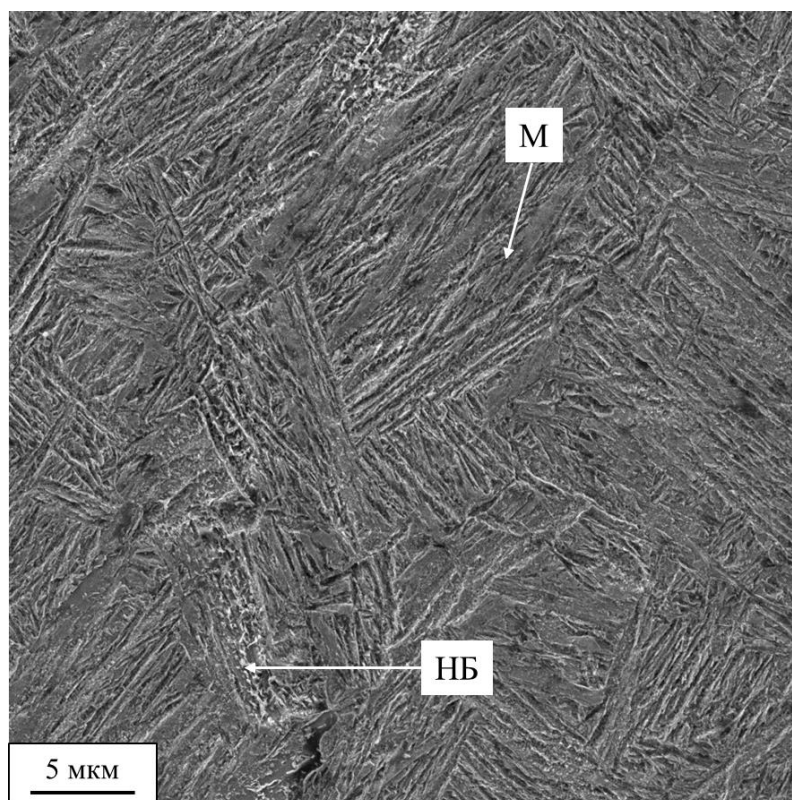


а)

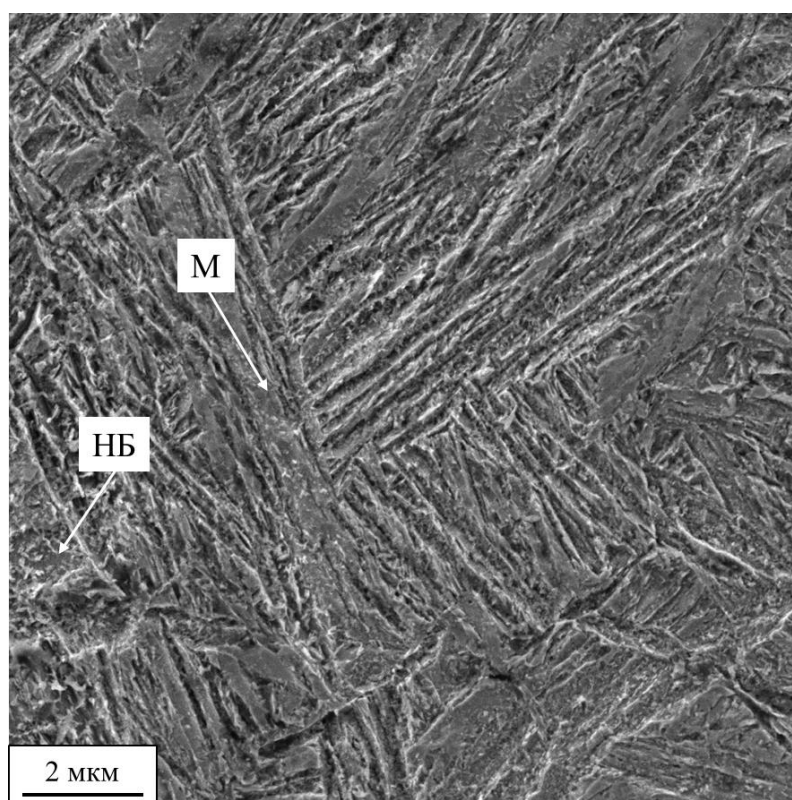


б)

Рисунок 2.32 – Микроструктура двойникового мартенсита в стали 40XH2MA: а) светлопольное изображения; б) темнопольное изображение в рефлексе двойника



а)



б)

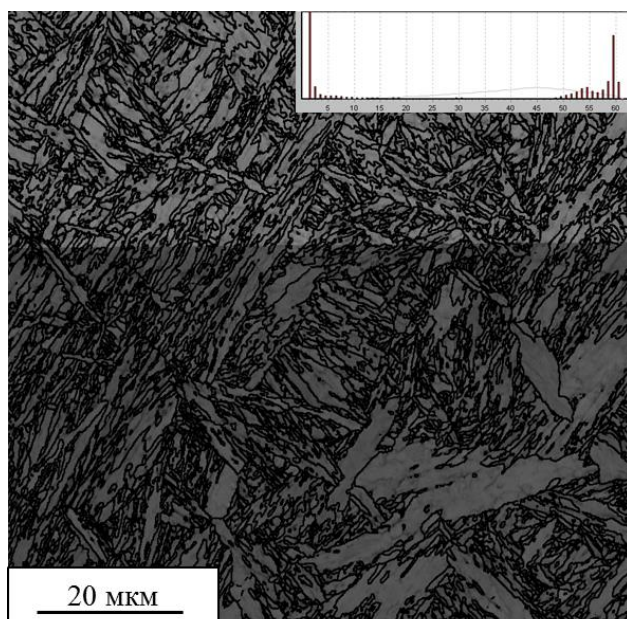
М-мартенсит; НБ – нижний бейнит

Рисунок 2.33 – Микроструктура области I ($T > A_{C3}$) стали 32ХГМА

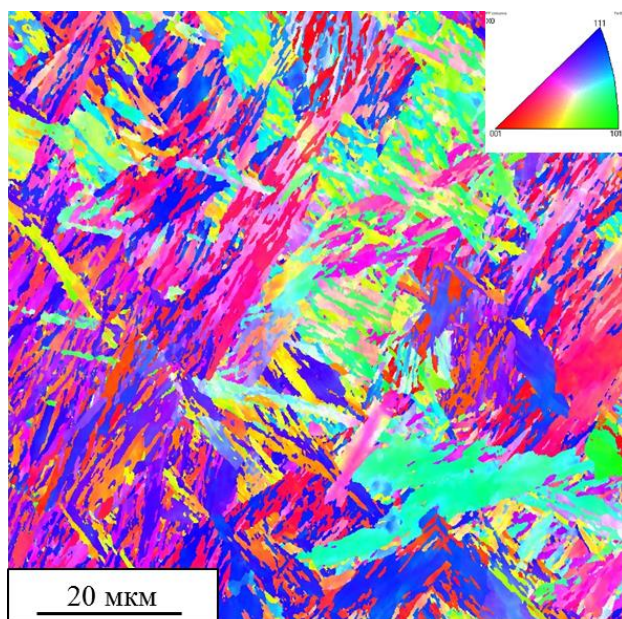
На EBSD изображениях также можно наблюдать преимущественно реечное строение α -фазы с шириной реек 0,5-0,7 мкм и длиной до 15 мкм, разделённых БУГ (рисунок 2.34). Все БУГ сосредоточены в углах разориентации 49-60°, что соответствует сдвиговому превращению. На фоне реечной микроструктуры просматриваются более крупные вытянутые участки бейнитных пакетов, очерченные БУГ. Ширина этих пакетов варьируется от 3 до 7 мкм, и они демонстрируют развитую внутреннюю субструктуру. На микрокартах ориентировок зерен можно наблюдать отдельные аустенитные зерна, в которых доминирует определенная кристаллографическая ориентировка (рисунок 2.34, в)

Разнообразие морфологических типов сформированной микроструктуры в стали 32ХГМА в области I продемонстрировали снимки, полученные с просвечивающего электронного микроскопа (рисунок 2.35). На рисунке 2.35, а показаны 2 пакета, состоящие из реек α -фазы. В каждом пакете имеются единоплавленные рейки. Края реек α -фазы имеют как прямые, так и неровные границы (рисунок 2.35, б), наблюдается неоднородный контраст по длине реек. На рисунке 2.35 в, г представлено светловое и темновое изображения, на которых присутствуют кристаллы гранулярного и реечного бейнита. На темновом изображении, полученном в рефлексе (110) α , в отражающем положении находятся фрагменты α -фазы неправильной огранки. Их размер составляет 300-900 мкм (рисунок 2.35, г).

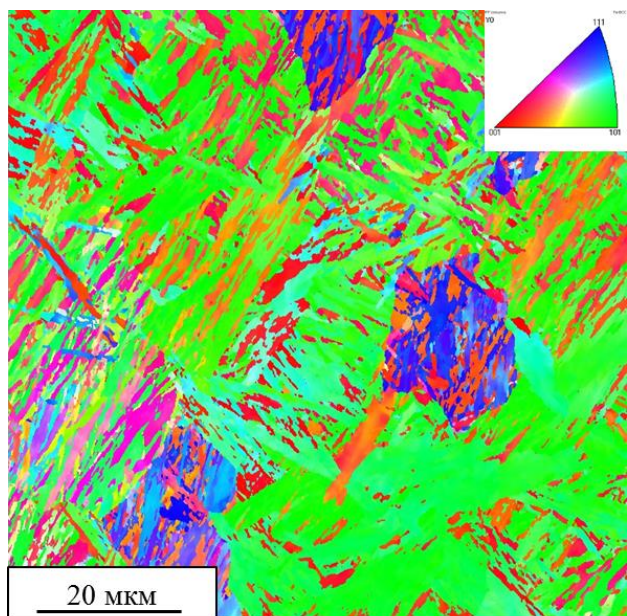
Микроструктура стали 32Г2 в области I характеризуется образованием микроструктуры верхнего бейнита, в котором карбидная фаза проявляет разнообразные формы (рисунок 2.36). В одном случае она имеет вытянутую пластинчатую форму и выстраивается в непрерывную линию протяженностью до 7 мкм. Такая морфология близка к перлиту и образована при более высоких температурах превращения. В другом случае карбиды имеют более тонкую стержневидную форму и размер 0,2-0,3 мкм. При этом они могут располагаться как внутри зерен бейнитного феррита, образуя прерывистые цепочки между рейками, так и по границам зерна.



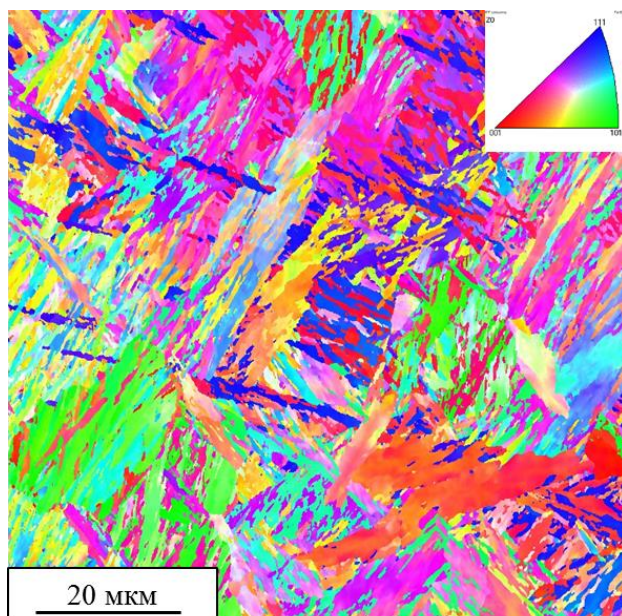
а)



б)

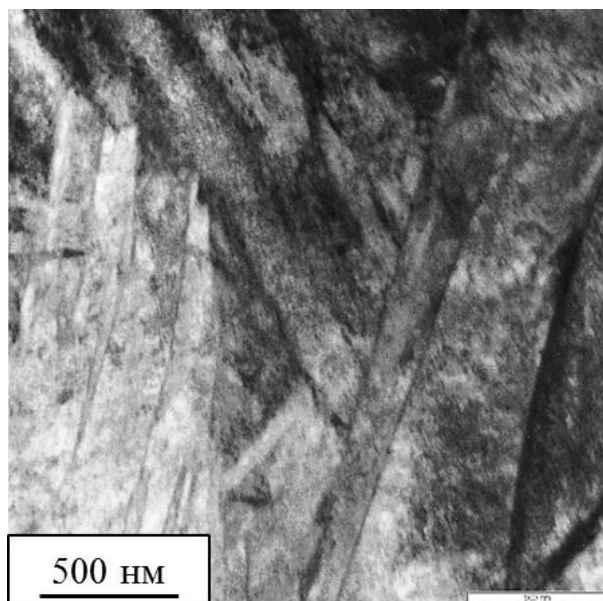


в)

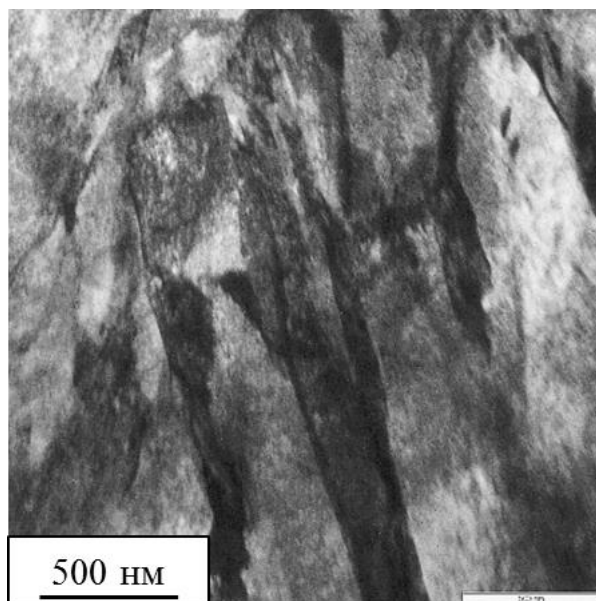


г)

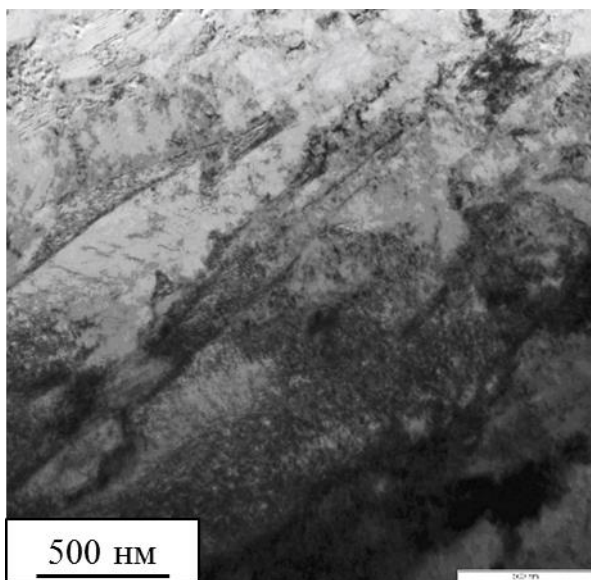
Рисунок 2.34 – Микроструктура области I стали 32ХГМА, полученная в результате EBSD-анализа: а) микроструктура с нанесением большеугловых границ 15° и гистограмма разориентировки границ зерен; б, в, г) микрокарты ориентировок зерен в направлении X (б), Y (в) и Z (г).



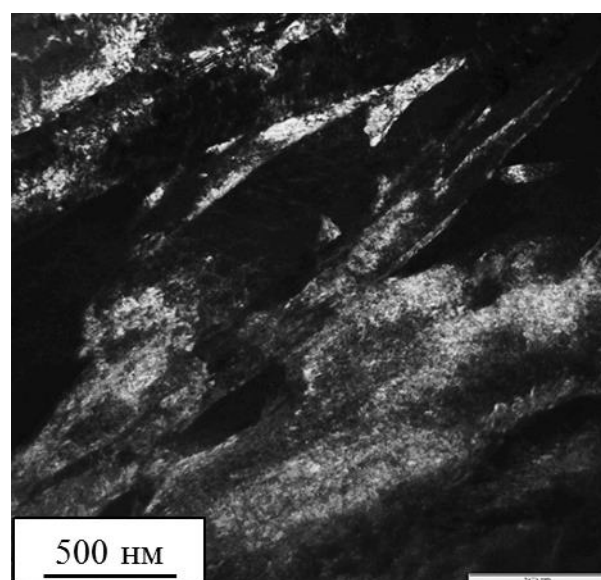
а)



б)

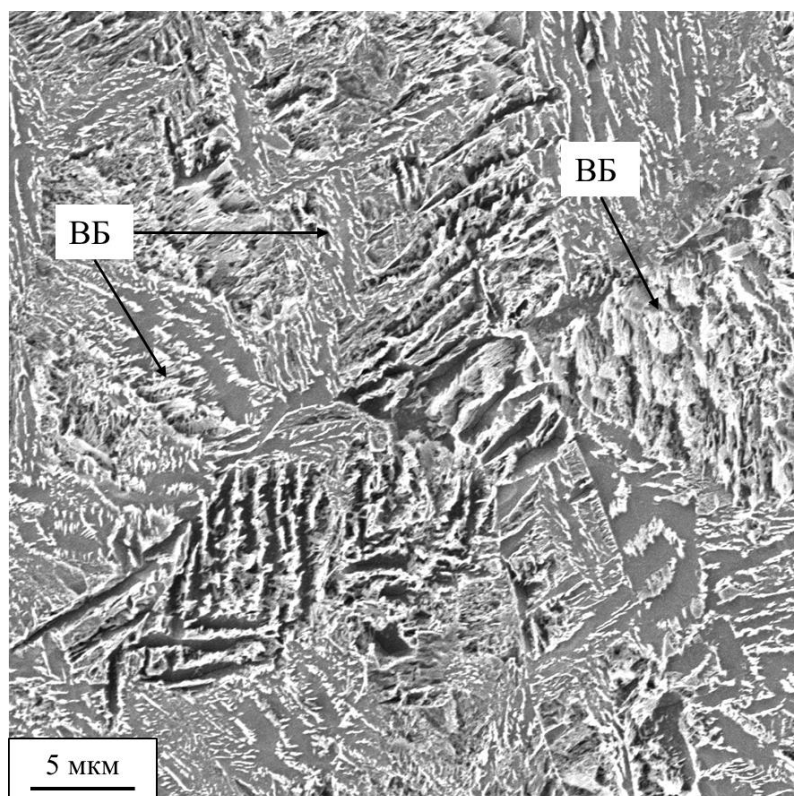


в)

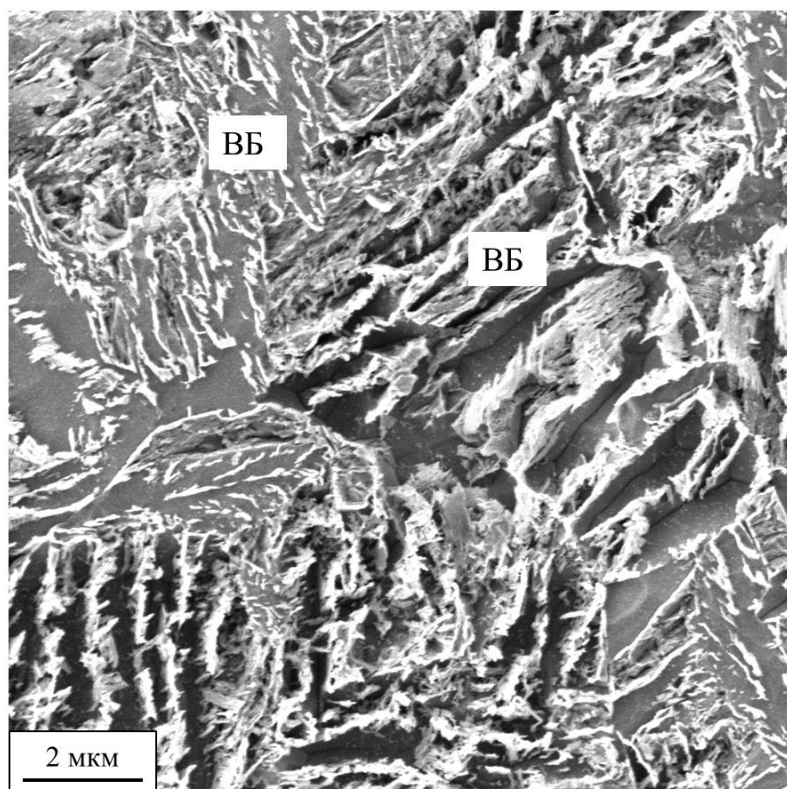


г)

Рисунок 2.35 – Микроструктура области I в стали 32XГМА: а, б) реечный мартенсит; в, г) гранулярный и реечный бейнит: а, б, в) светлопольное изображение; г) темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\alpha$



а)



б)

ВБ – верхний бейнит

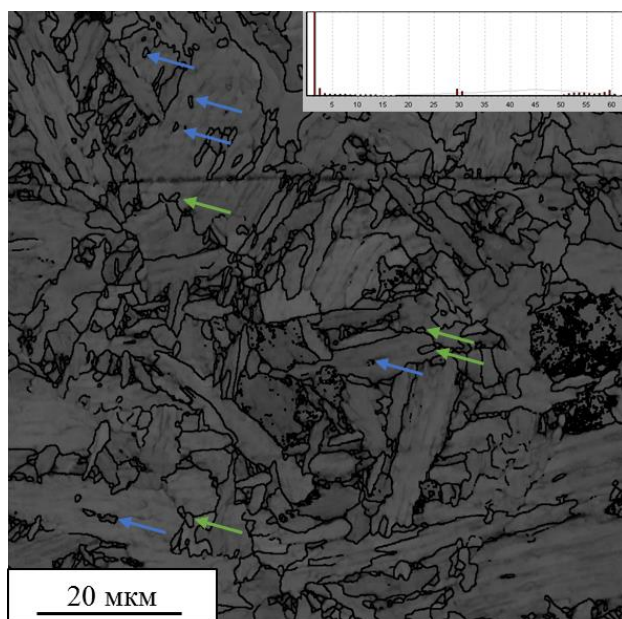
Рисунок 2.36 – Микроструктура области I ($T > A_{C3}$) стали 32Г2

EBSD-анализ данной области показал, что образование бейнитной микроструктуры в стали 32Г2 привело к существенному снижению доли БУГ (рисунок 2.37, а). В микроструктуре наблюдается округлая и вытянутая форма бейнитных кристаллитов с размерами от 1 до 20 мкм. Внутри зерен бейнитного феррита просматривается развитая субструктура сетчатого строения, образованная малоугловыми границами (МУГ). Также микрокарты разориентировок зерен показывают, что внутри аустенитного зерна наблюдаются градиенты ориентации, свидетельствующие о недостаточности деформации для полной рекристаллизации, но достаточной для образования субзерен.

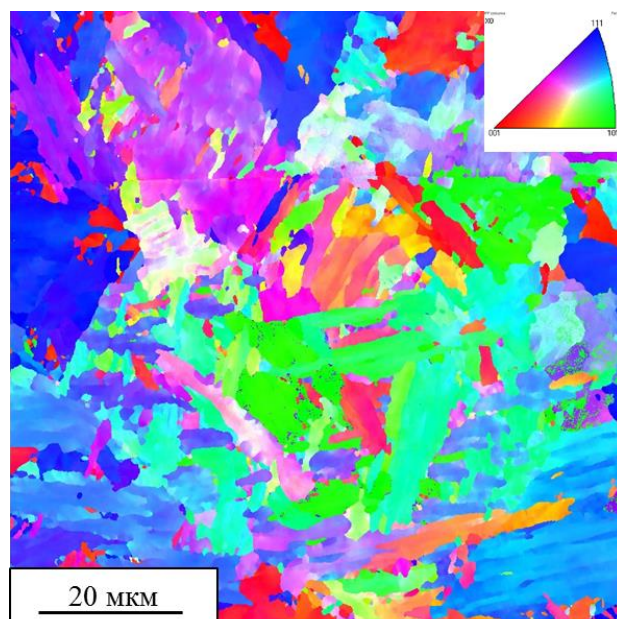
Сформированная зёрненная микроструктура, представленная на рисунке 2.37, а, позволяет проанализировать процессы динамической рекристаллизации в аустенитной фазе, происходящие при сварке. Видно, что появление новых мелких зерен, отделенных БУГ, происходит как на границах зерен (показаны зелеными стрелками на рисунке 2.37, а), так и в объеме зерен (показаны синими стрелками на рисунке 2.37, а). Первый случай характерен для механизма прерывистой динамической рекристаллизации, который заключается в локальном зарождении новых зерен путем миграции БУГ исходных зерен, когда плотность дислокаций в них достигает критического значения [159-161]. Второй случай характерен для механизма непрерывной динамической рекристаллизации, заключающейся в зарождении новых рекристаллизованных зерен путем трансформации дислокационных субграниц в большеугловые [159-161].

Таким образом формирование зёрненной микроструктуры в аустенитной области при РСТ контролируются процессами непрерывной и прерывистой динамической рекристаллизации, что также наблюдалось в работе [152].

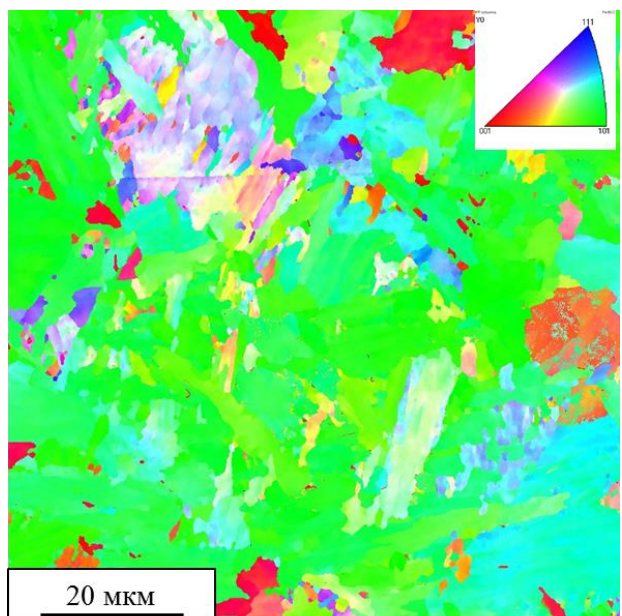
Интересные результаты были получены при изучении выделений карбидной фазы в стали 32Г2 методом ПЭМ (рисунок 2.38). На снимках видно, что выделения карбидной фазы вытянуты в одном направлении и принадлежат к



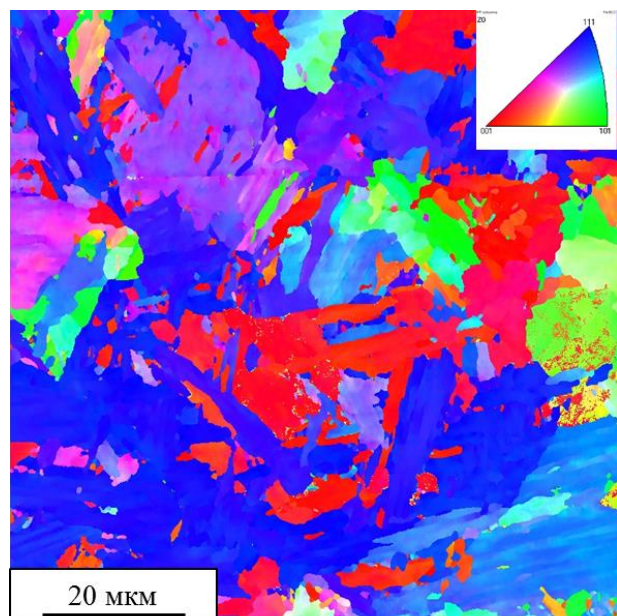
а)



б)

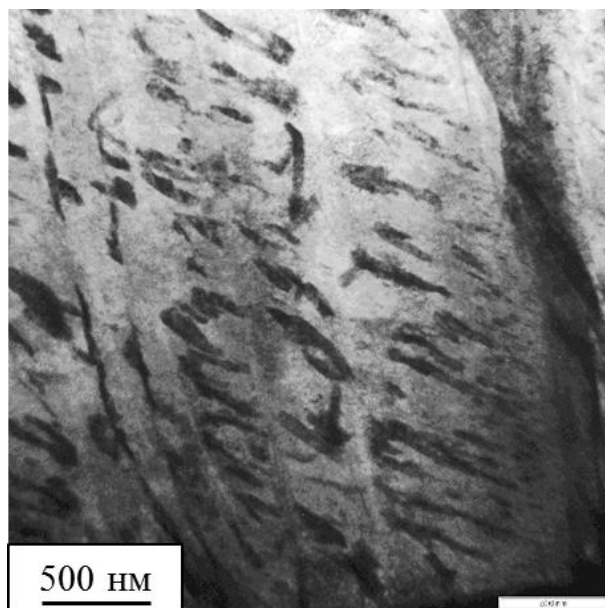


в)

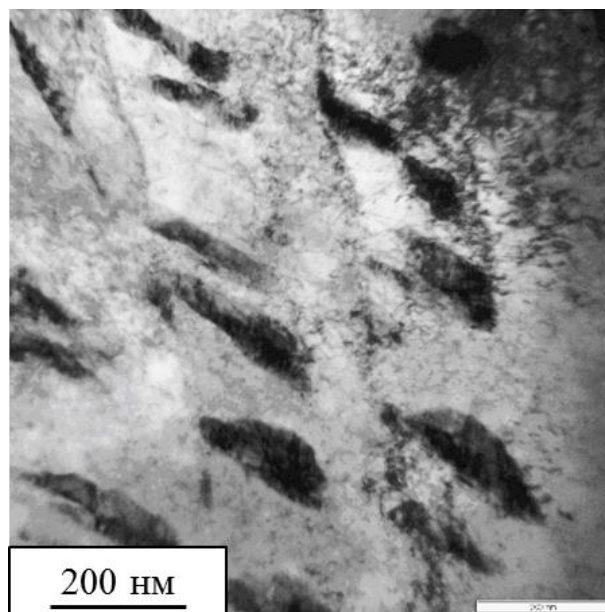


г)

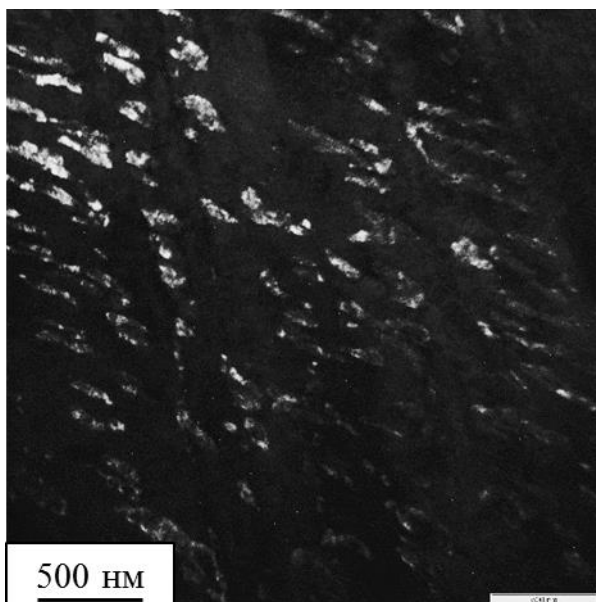
Рисунок 2.37 – Микроструктура области I стали 32Г2, полученная в результате EBSD-анализа: а) микроструктура с нанесением большеугловых границ 15° и гистограмма разориентировки границ зерен; б, в, г) микрокарты ориентировок зерен в направлении X (б), Y (в) и Z (г).



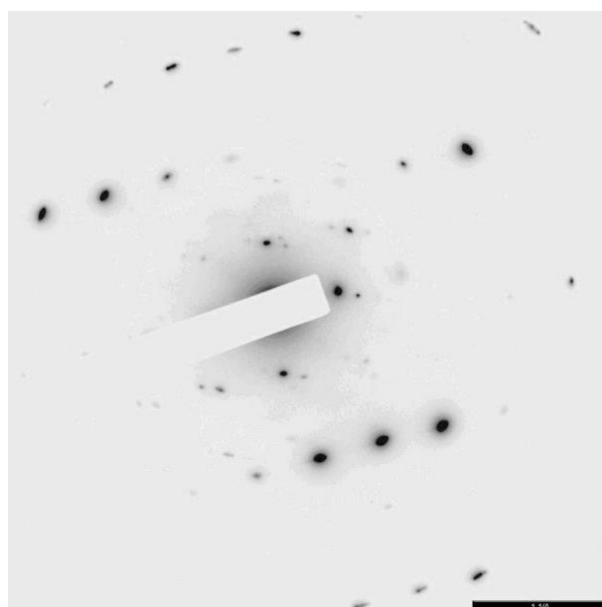
а)



б)



в)



г)

Рисунок 2.38 – Морфология карбидных частиц в верхнем бейните области II стали 32Г2: а, б) светлопольные изображения; в) темнопольное изображение в рефлексе $(201)_{\text{Fe}_3\text{C}}$; г) электронограмма

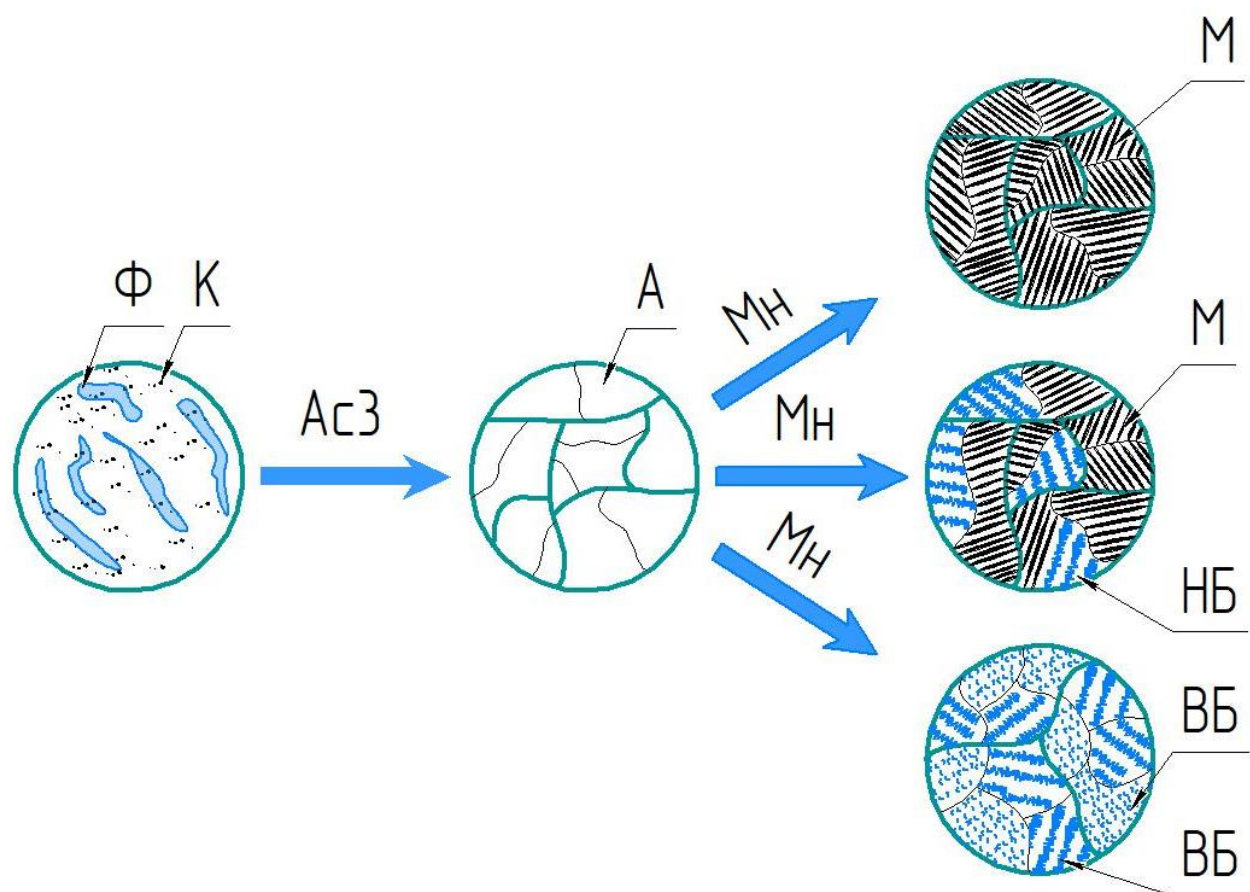
одной ориентировке кристаллической решетки, что хорошо видно на темнопольном изображении, полученном в рефлексе $(010)_{\text{Fe}_3\text{C}}$. В данном участке внутри пластин α -фазы, шириной 200-500 нм, наблюдаются единоплавленные выделения карбидной фазы (рисунок 2.38, а). Плоскость выделения таких карбидов близка плоскости $(112)_{\alpha}$. При большем увеличении хорошо видно, что выделения цементитной фазы имеют сложную морфологию (рисунок 2.38, б). На пластинчатые частицы карбидной фазы как на подложку происходило наслаивание карбидных частиц. Этот процесс в какой-то мере осуществляется при перераспределении углерода в ферритном бейните.

Ориентационные соотношения (ОС) между цементитом и α -фазой совпадают с ОС Багаряцкого, о чем свидетельствует параллельность плоскостей $(\bar{1}11)_{\text{ф}} \parallel (0\bar{1}0)_{\text{ц}}$ (рисунок 2.37, г). В случае реализации ОС Багаряцкого скольжение по системе $\frac{1}{2} [\bar{1}11](211)_{\text{ф}}$ происходит параллельно межфазной границе.

Формирование микроструктуры в исследуемых сталях в области I при температурах, превышающих критическую точку A_{C3} , схематично изображено на рисунке 2.39.

2.5.2 Формирование микроструктуры сталей в области II ($A_{\text{C1}} < T < A_{\text{C3}}$, $T > T_{\text{p}}$)

По мере приближения к основному металлу следует область температурного воздействия в межкуритическом интервале, в которой произошло частичное превращение структуры в аустенит. Участки исходной микроструктуры сталей подверглись процессам динамической рекристаллизации ввиду того, что температура деформации в данных областях достигла температуры рекристаллизации T_{p} . Протяженность области II для исследуемых сталей находится в диапазоне от 0,4 до 0,7 мм. Микротвердость в данной области составляет 514-544 HV в стали 40ХН2МА, 345-407 HV в стали 32ХГМА и 234-253 HV в стали 32Г2.



Φ – феррит; K – карбиды; A – аустенит; M – мартенсит; НБ – нижний бейнит;
ВБ – верхний бейнит

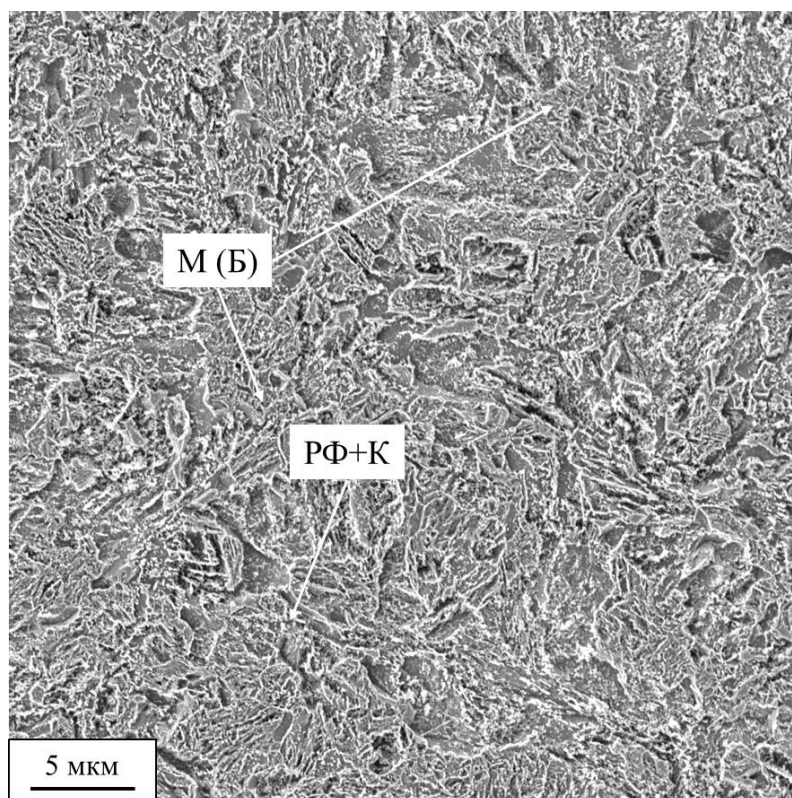
Рисунок 2.39 – Схема фазовых превращений в области I зоны воздействия РСТ

В сталях 40ХН2МА и 32ХГМА микроструктура в области II характеризуется похожим набором морфологических и структурных составляющих мартенсита и бейнита, зерен и субзерен феррита, отдельных участков исходной структуры феррито-карбидной смеси. Образовавшийся при нагреве аустенит претерпевает мартенситное (бейнитное) превращение. Данные зерна имеют размер от 1 до 3 мкм и различимую пластинчатую морфологию (рисунки 2.40, 2.41). В участках базового металла наблюдаются области, в которых произошло частичное растворение карбидных фаз и рекристаллизация ферритной матрицы, что подтверждает достижение температуры рекристаллизации базового металла в данных условиях.

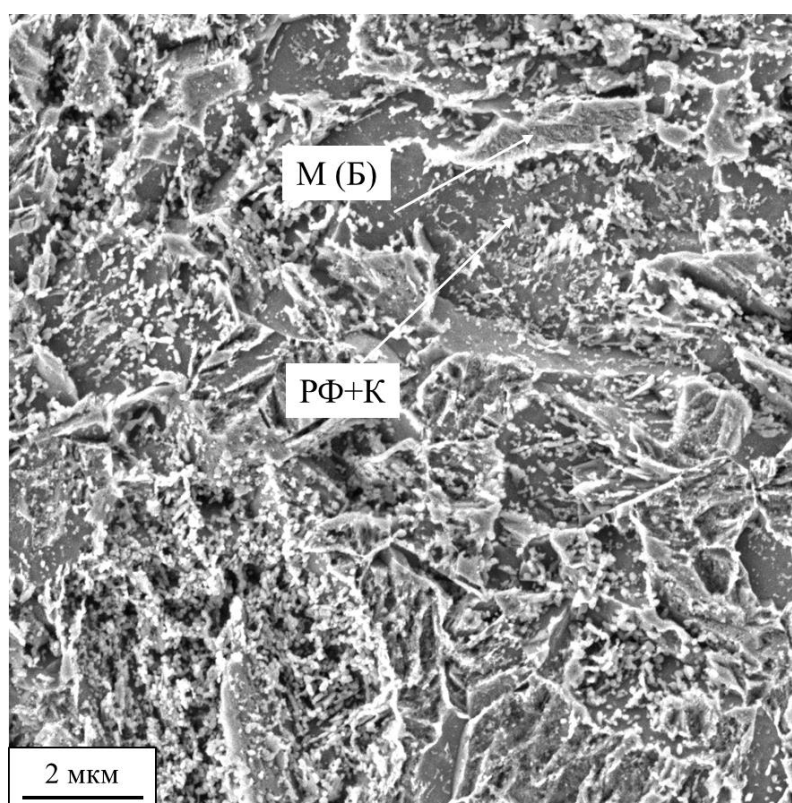
Интересно отметить, что в исследованной области стали 40ХН2МА методом ПЭМ обнаружен участок размером ~200 нм с двойникованным мартенситом (рисунок 2.42 а, б), что является следствием концентрационной неоднородности по углероду в аустените.

На рисунке 2.43 показана структура гранулярного бейнитного феррита в стали 32ХГМА, в который вклинился край рейки. На темнопольном изображении, полученном в рефлексе $(121)_\alpha$, наряду с рейкой высвечиваются отдельные зерна и субзерна размером 50-300 нм (рисунок 2.43, б). Аналогичные фрагменты и субзерна α -фазы наблюдаются на рисунке 2.44. На темнопольном изображении (рисунок 2.44, б) в отражающем положении находятся мелкие фрагменты α -кристаллов, размером от 50 до 200 нм. Более крупные зерна и субзерна, размером до 800 нм, представлены на рисунке 2.44 в, г.

В стали 32Г2 область II также характеризуется широким спектром структурных морфологий. На снимках СЭМ видно (рисунок 2.45), что в данной области, в отличие от области I произошло формирование отдельных мелких зерен с пакетным расположением кристаллитов. Размер таких зерен не превышает 3 мкм. Основную часть микроструктуры составляет верхний бейнит с очень грубой карбидной фазой пластинчатой морфологии. Образование такой микроструктуры связано с особенностями фазового превращения аустенита. В верхнем бейните на начальном этапе превращения весь углерод сначала



а)

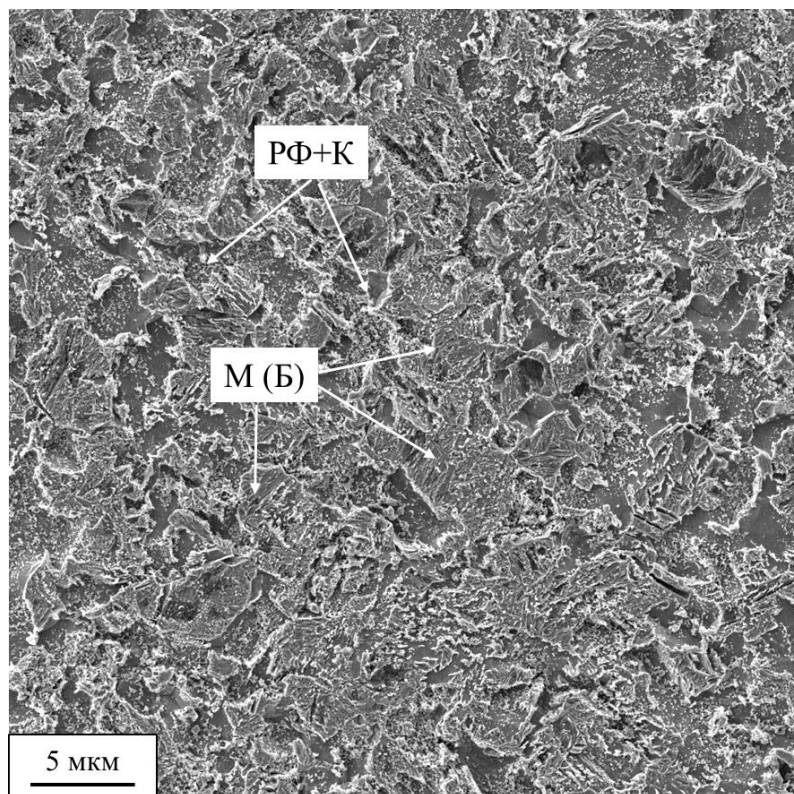


б)

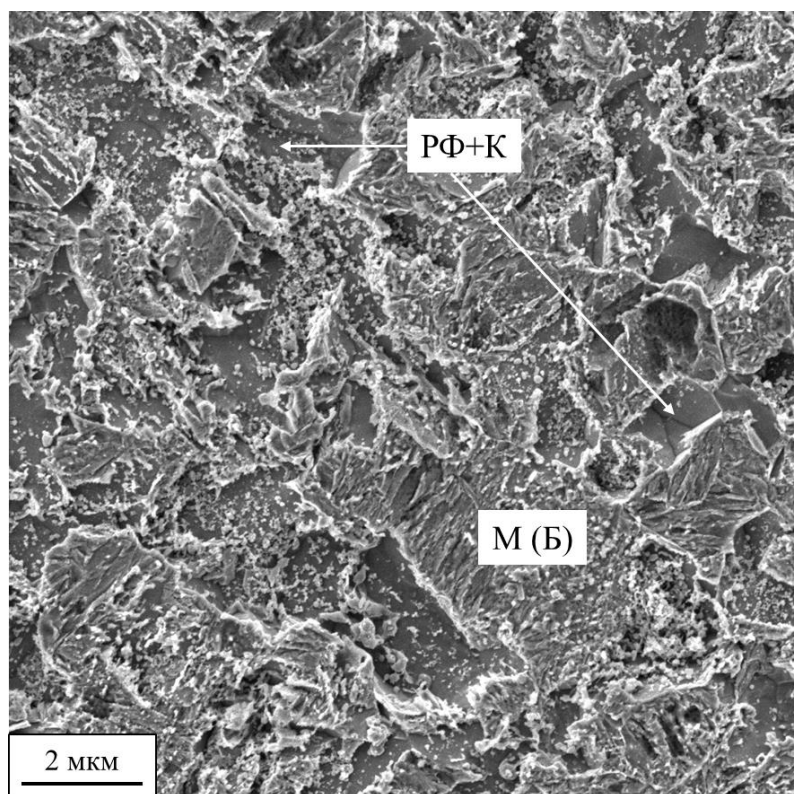
М – мартенсит; Б – бейнит; РФ – рекристаллизованный феррит; К – карбиды

Рисунок 2.40 – Микроструктура области II ($A_{C1} < T < A_{C3}$, $T > T_p$) стали

40XH2MA

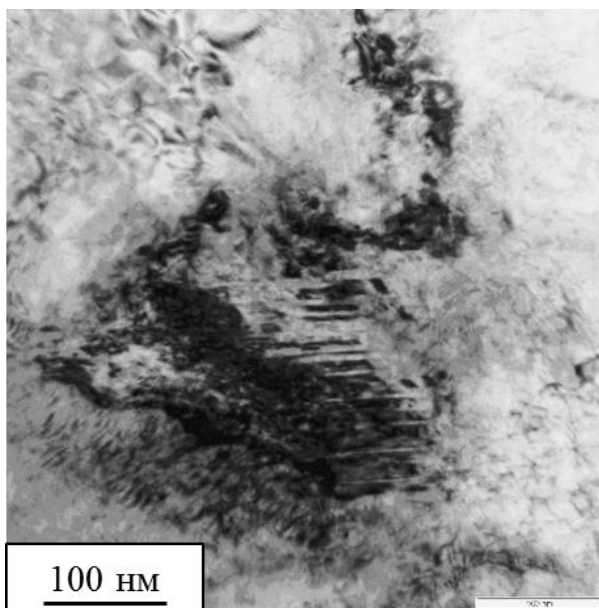


а)

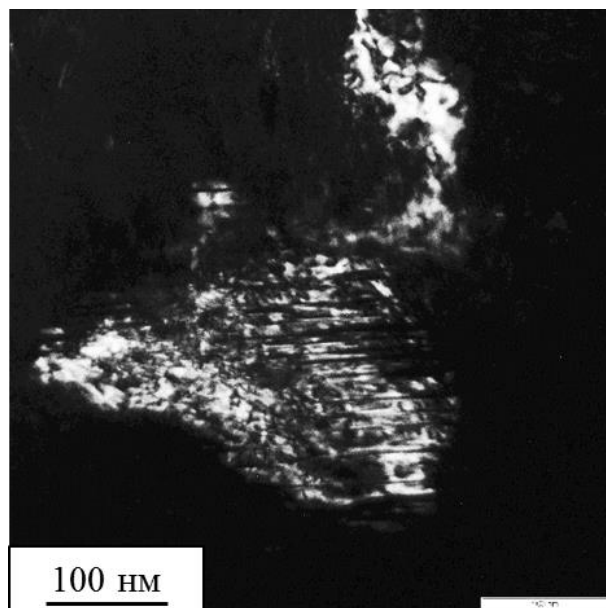


б)

М – мартенсит; Б – бейнит; РФ – рекристаллизованный феррит; К – карбиды
 Рисунок 2.41 – Микроструктура области II ($A_{C1} < T < A_{C3}$, $T > T_p$) стали 32ХГМА



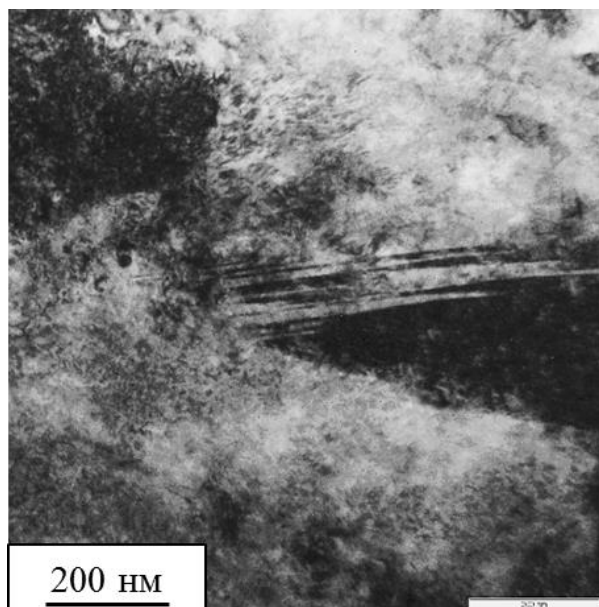
а)



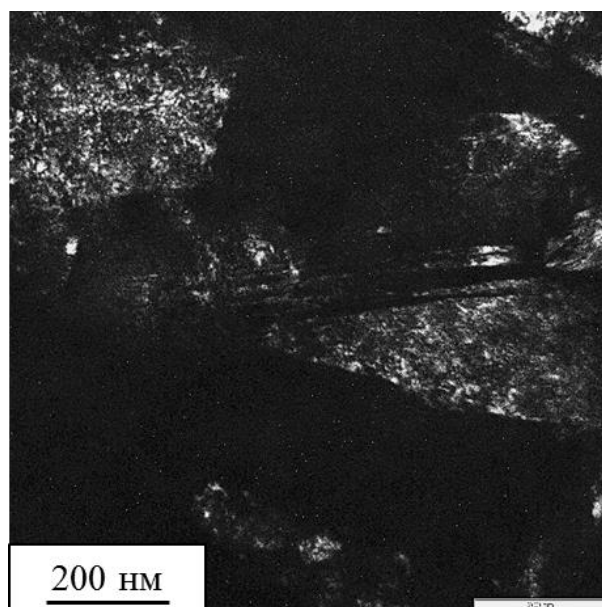
б)

Рисунок 2.42 – Микроструктура двойникового мартенсита области II стали 40XN2MA:

а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе $(101)_{\alpha}$;

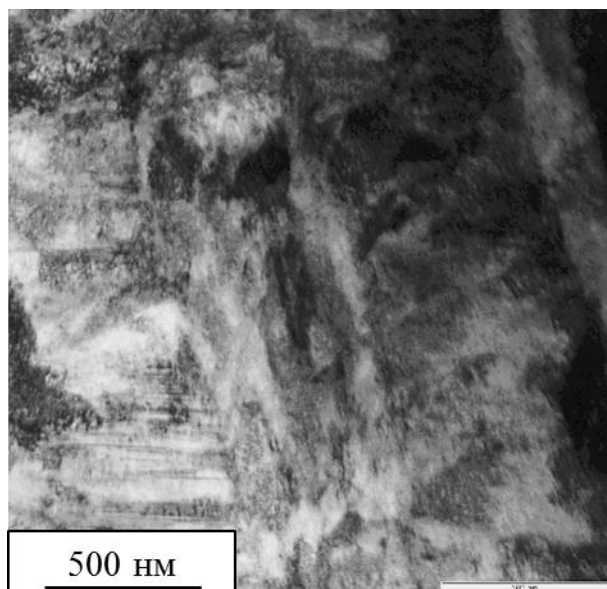


а)

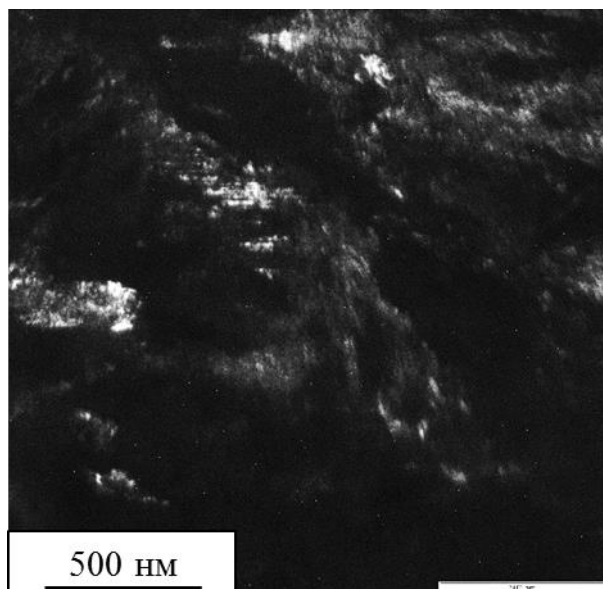


б)

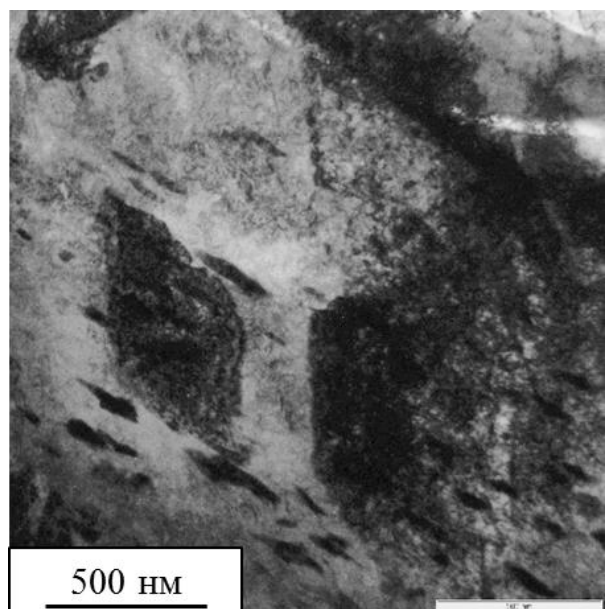
Рисунок 2.43 – Микроструктура гранулярного бейнита с рейкой двойникового мартенсита в области II стали 32XГМА: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение рисунка (а) в рефлексе $(121)_{\alpha}$;



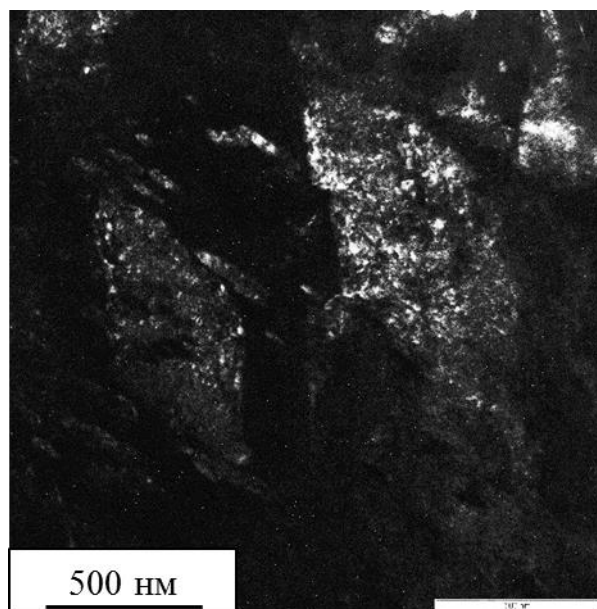
а)



б)

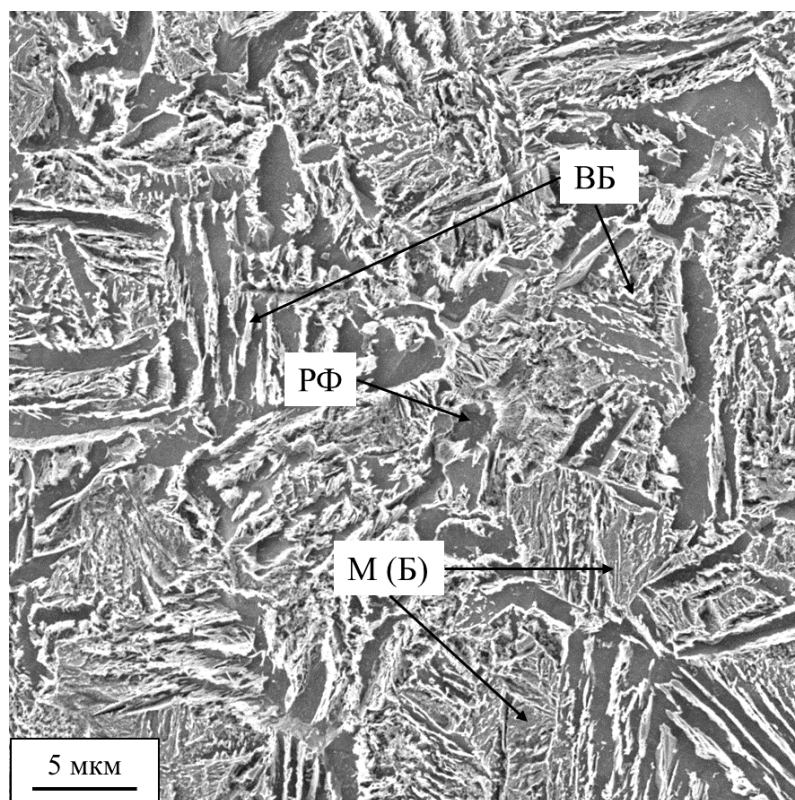


в)

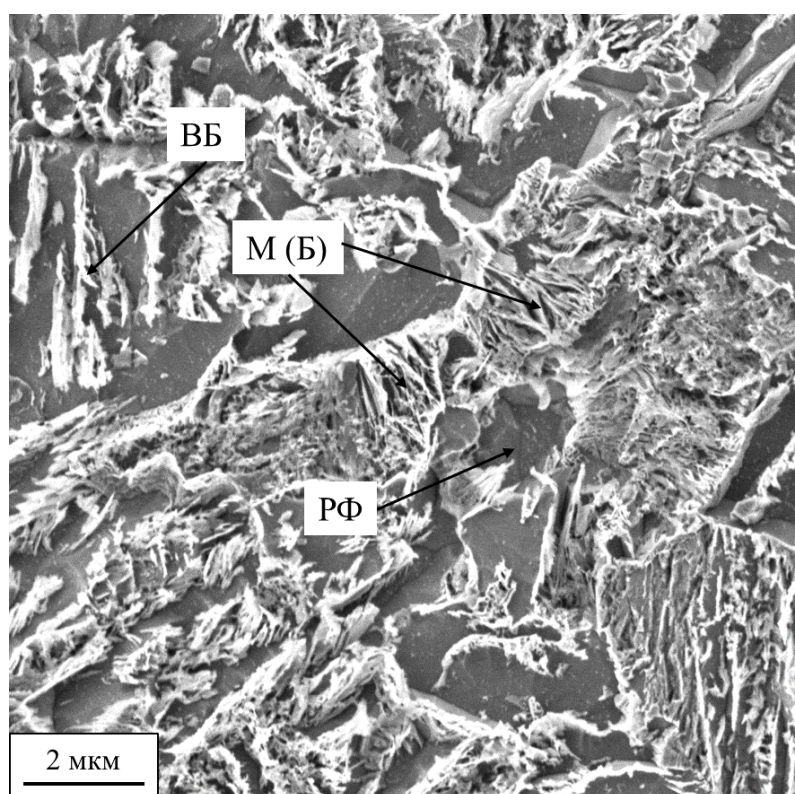


г)

Рисунок 2.44 – Микроструктура гранулярного бейнита в области II стали 32ХГМА: а, в) светлопольное изображение; б, г) темнопольное изображение рисунка (в) в рефлексе $(121)_\alpha$ и $(101)_\alpha$



а)



б)

М – мартенсит; Б – бейнит; ВБ – верхний бейнит; РФ – рекристаллизованный феррит; К – карбиды

Рисунок 2.45 – Микроструктура стали 32Г2 в области II ($A_{C1} < T < A_{C3}$, $T > T_p$)

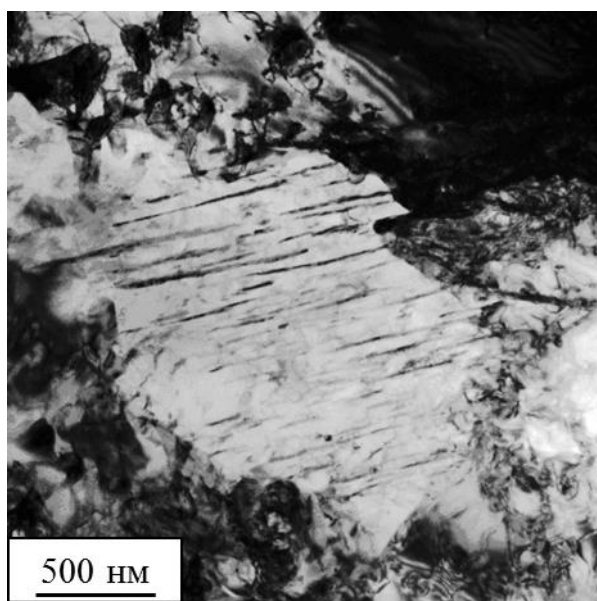
вытесняется в аустенитную фазу. Во время непрерывного охлаждения часть этого углерода выделяется в виде цементита, а часть обогащенного углеродом аустенита превращается в мартенсит. В отдельных участках микроструктуры наблюдается формирование отдельных зерен феррита с развитой субструктурой и дисперсными карбидными частицами нанометрового масштаба.

На темнопольных изображениях, полученных в рефлексах карбидной фазы, можно видеть размеры и расположения тонкопластинчатых выделений (рисунок 2.46). На темнопольном изображении виден прерывистый неоднородный контраст по длине пластины. Подобное расположение пластин цементита в феррите характерно для структуры вырожденного перлита или верхнего бейнита. Между α -фазой и цементитом выполняются ориентационные соотношения Багаряцкого: $(100)_{\text{Fe}_3\text{C}} \parallel (0-11)_{\alpha}$. Необходимо отметить, что обнаружены отдельные единичные участки с подобной структурой, их размер не превышает 3 мкм.

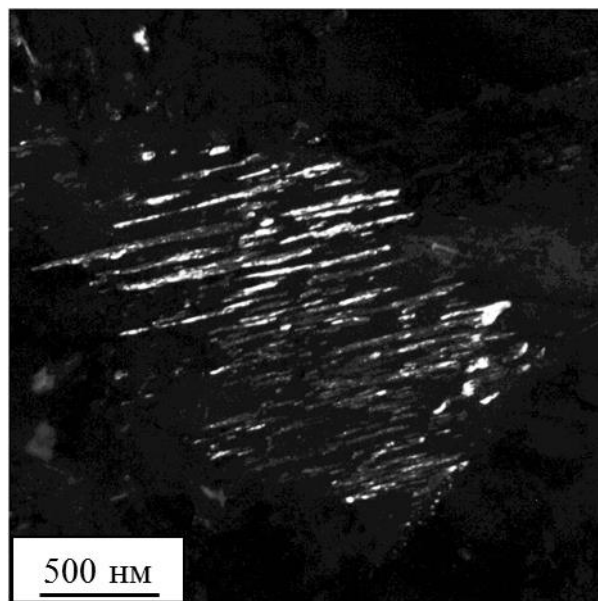
Схематичное изображение эволюции микроструктуры в области II изображено на рисунке 2.47.

2.5.3 Формирование микроструктуры сталей в области III

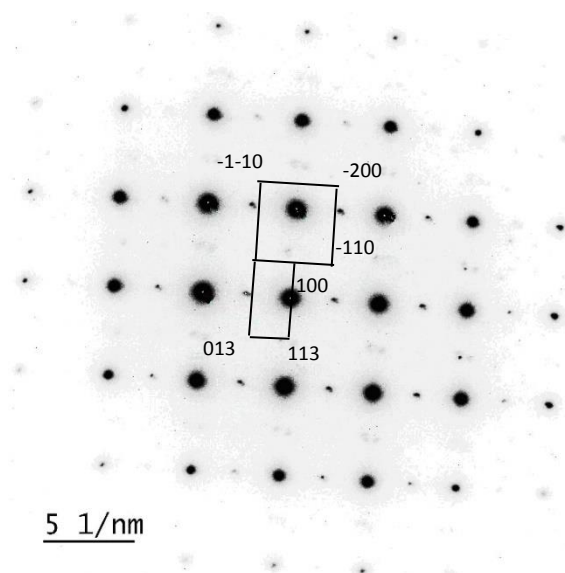
В области III механизм формирования микроструктуры исследуемых сталей различается из-за неодинакового механического поведения при высоких температурах, определяемого температурой рекристаллизации (T_p). В случае сталей 32ХГМА и 40ХН2МА протяженность области III составляет 0,1-0,2 мм. Микротвердость в данной области находится на уровне 330-339 HV в стали 32ХГМА и 438-446 HV в стали 40ХН2МА. Микроструктура данных сталей в области III отличается от области II тем, что участки неаустенизированной микроструктуры не достигли температурно-деформационных условий развития рекристаллизации. В этих участках наблюдаются процессы полигонизации,



а)

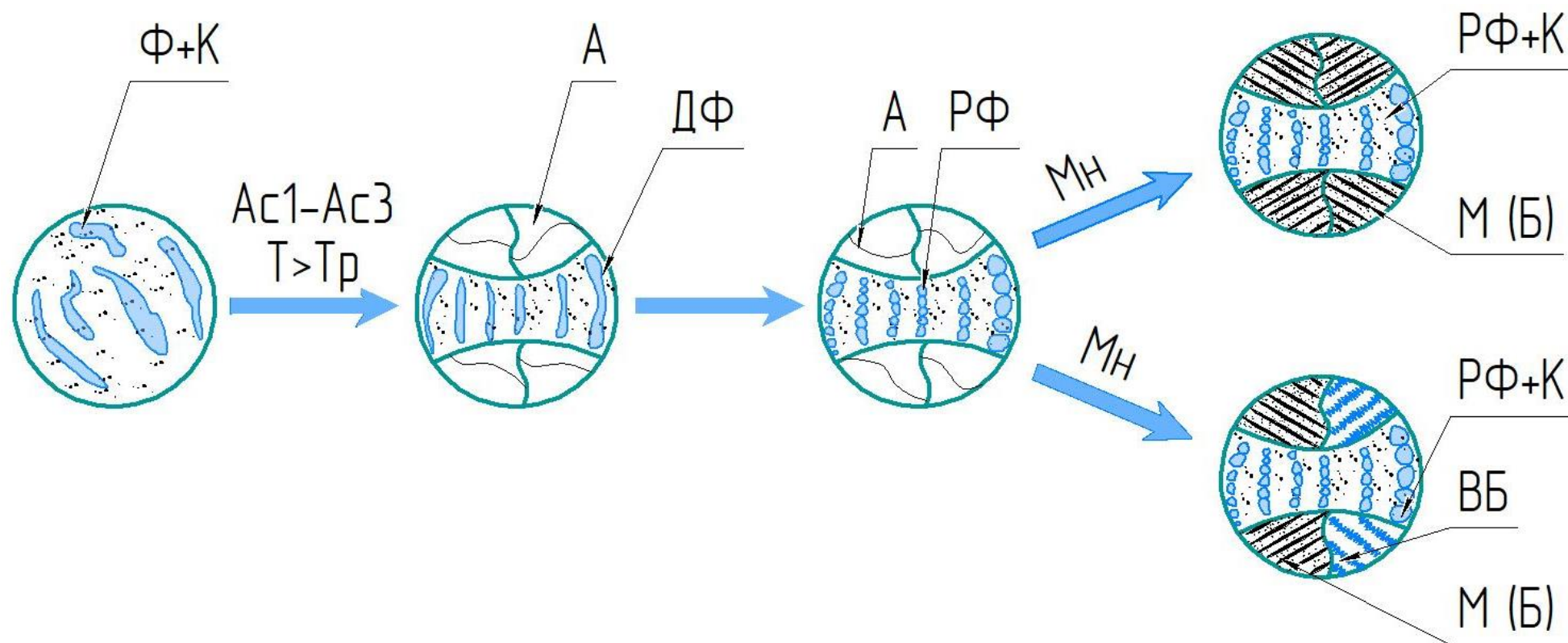


б)



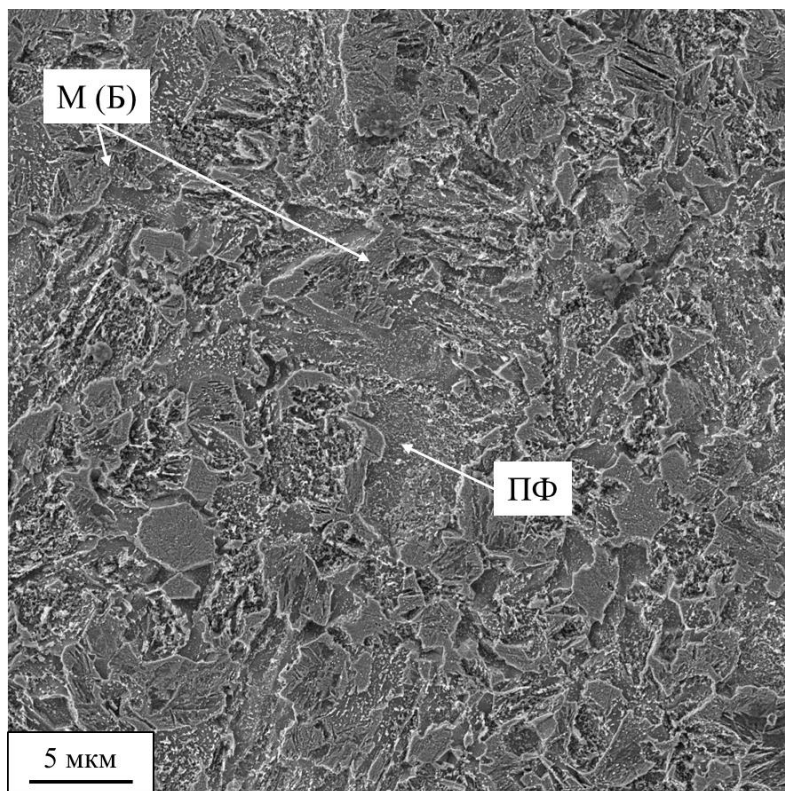
в)

Рисунок 2.46 – Строение карбидной фазы в области II стали 32Г2:
а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе
 $(100)_{\text{Fe}_3\text{C}}$; в) электронограмма

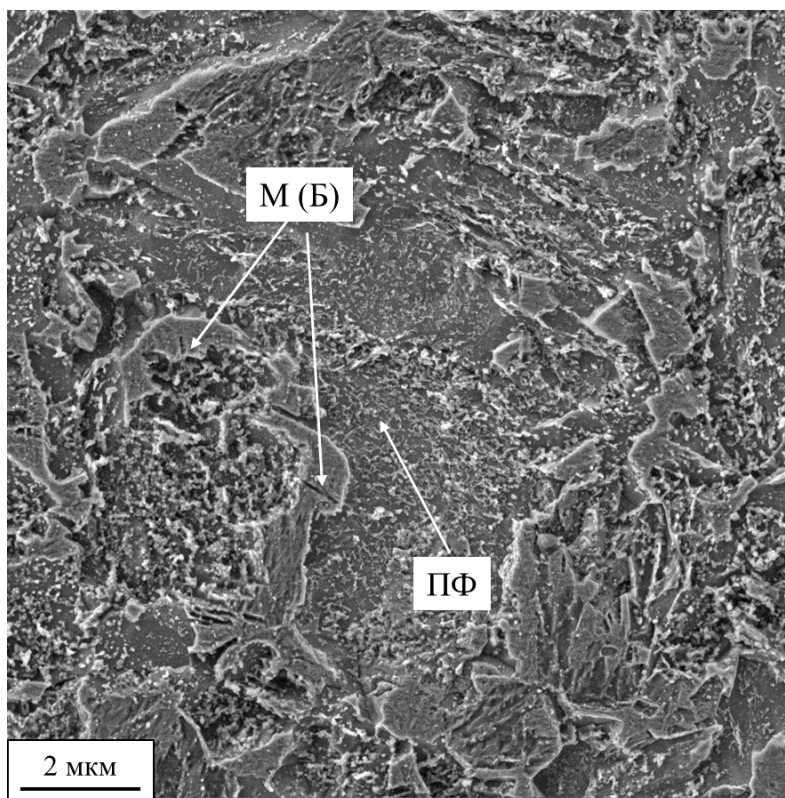


Ф – феррит; К – карбиды; А – аустенит; ДФ – деформированный феррит; М – мартенсит; МБ – нижний бейнит;
ВБ – верхний бейнит

Рисунок 2.47 – Схема фазовых превращений в области II зоны воздействия РСТ



а)

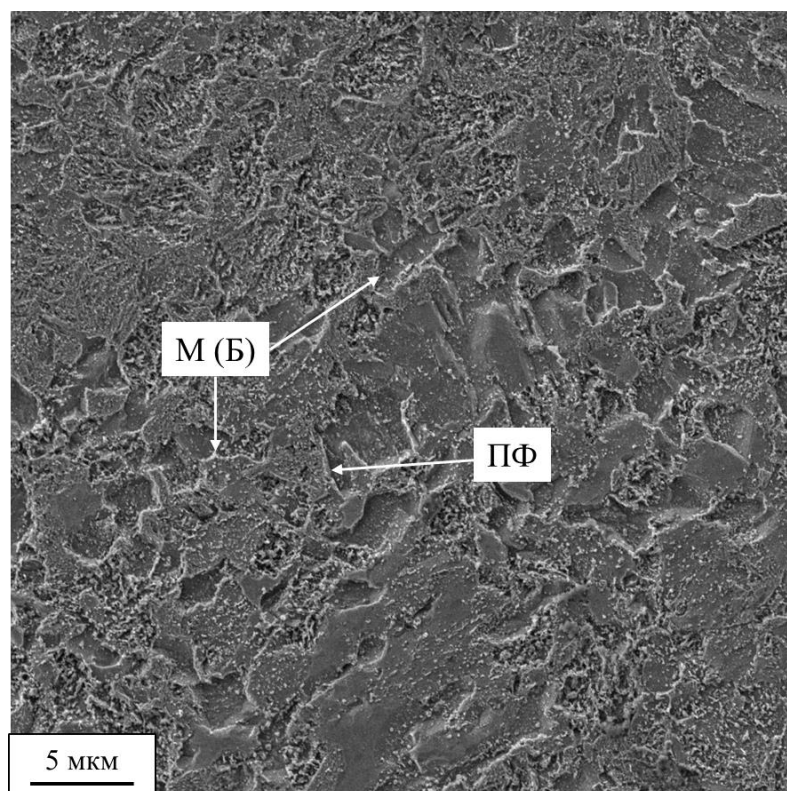


б)

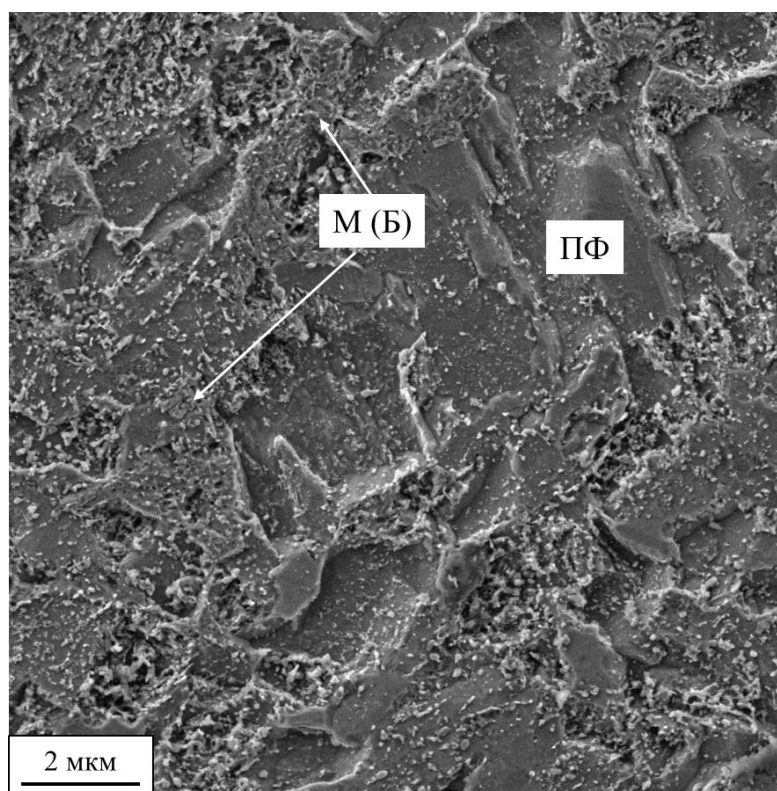
М – мартенсит; Б – бейнит; ПФ – полигонизованный феррит

Рисунок 2.48 – Микроструктура стали 40ХН2МА в области III

($A_{C1} < T < A_{C3}$, $T < T_p$, $T > T_d$)



а)



б)

М – мартенсит; Б – бейнит; ПФ – полигонизованный феррит

Рисунок 2.49 – Микроструктура стали 32ХГМА в области III
 $(A_{C1} < T < A_{C3}, T < T_p, T > T_d)$

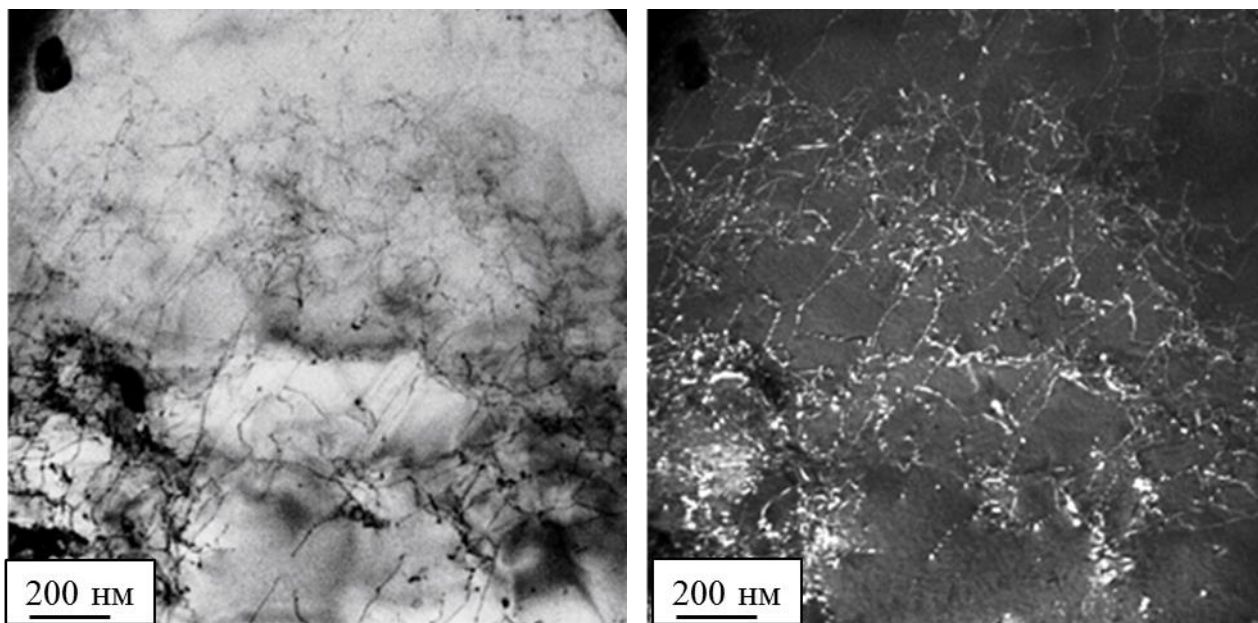
частичного растворения и коагуляции карбидных частиц. На снимках СЭМ (рисунок 2.48, 2.49) ферритные зерна в стали 32ХГМА отличаются сглаженным микрорельефом. Разрешение микроскопа позволило выявить сетчатую субструктуру этих зерен в стали 32ХГМА с размером субзерен 0,1-0,2 мкм. На снимках ПЭМ ферритного зерна данной стали также можно наблюдать сетку выстроившихся дислокаций, декорированных мелкодисперсными карбидными частицами, размером около 10 нм (рисунок 2.50).

Таким образом температура в области III сталей 40ХН2МА и 32ХГМА была выше температуры начала развития пластической деформации T_d для базового металла, но ниже температуры рекристаллизации T_p .

Сталь 32Г2 отличается от предыдущих сталей температурным порогом рекристаллизации T_p , находящимся ниже критической точки A_{C1} . В связи с этим в области III стали 32Г2 произошло формирование микроструктуры рекристаллизованного феррита и карбидов (рисунок 2.51). Протяженность данной области составляет около 0,8 мм. Исследования микротвердости показали, что в области рекристаллизации произошло некоторое разупрочнение микроструктуры по сравнению с основным металлом стали 32Г2 (рисунок 2.26). Значения микротвердости здесь находятся в диапазоне 229-231 HV против значений в основном металле 261-267 HV.

На снимках СЭМ данной области стали 32Г2 можно наблюдать извилистые границы ферритных зерен, свидетельствующие о преобладании процессов прерывистой динамической рекристаллизации (рисунок 2.51, б). Карбидная фаза подверглась частичному растворению с выделением карбидных частиц нанометрового масштаба внутри ферритных зерен.

Снимки ПЭМ также демонстрируют формирование мелких зерен в данной области размером от 3 до 5 мкм (рисунок 2.52, а, б). На темнопольных изображениях, полученных в рефлексах α -фазы и принадлежащим двум разным ориентировкам, хорошо видно, что кристаллы имеют неровные извилистые границы (рисунок 2.52 в, г). На электронограмме, полученной с данного участка



а)

б)

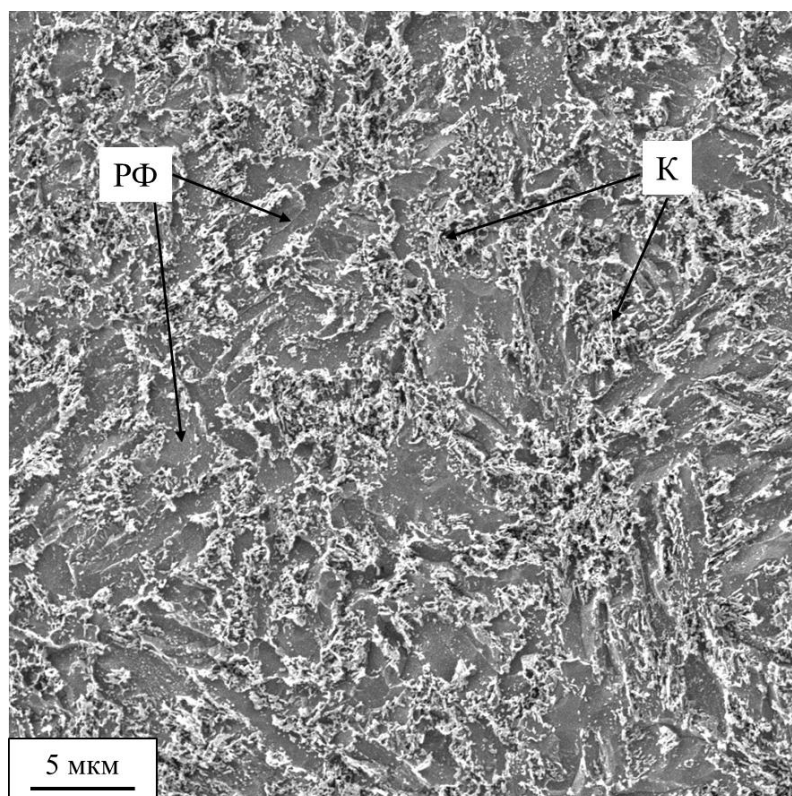
Рисунок 2.50 – Микроструктура ферритного зерна области III стали 32ХГМА:

а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе

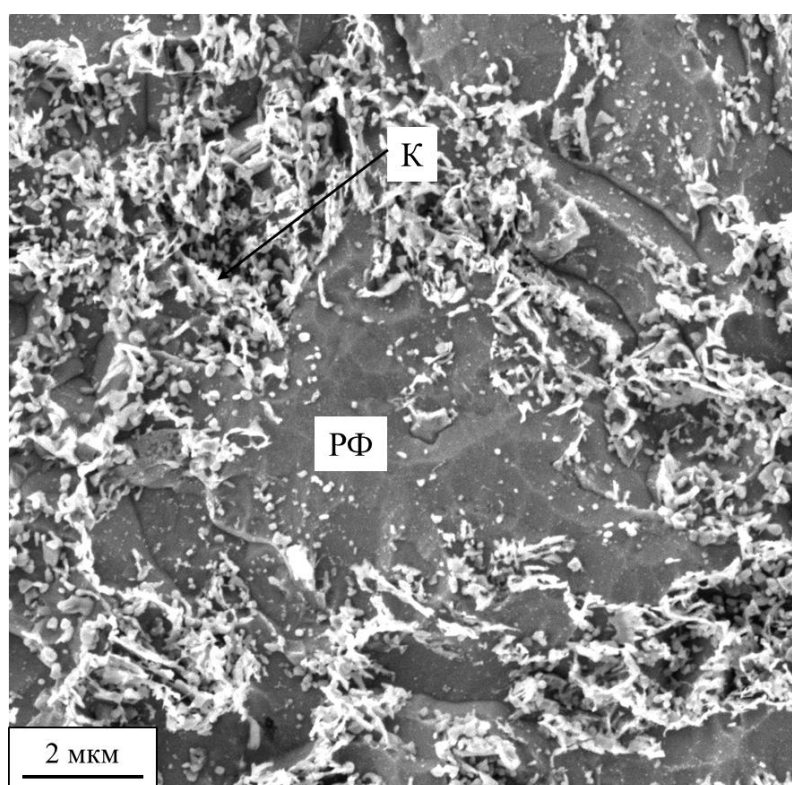
$(-101)_\alpha$

структуры, присутствуют рефлексы α -фазы 2-3 ориентировок с осями зон $[351]$ и $[113]$ (рисунок 2.52, д).

На рисунке 2.53 показана структура ферритных зерен, принадлежащих разным ориентировкам. На темнопольных изображениях внутри зерна видна сложная дислокационная и полосчатая структура (рисунок 2.53, б, в). Зерна, показанные на темнопольном изображении (рисунок 2.53, б), являются рекристаллизованными. Зерно, показанное на рисунок 2.53, в, имеет развитую дислокационную структуру и не является рекристаллизованным зерном. На этом же темнопольном изображении в отражающем положении находятся частицы цементита, поскольку рефлекс $(110)_\alpha$ совпадает с рефлексом $(103)_{\text{Fe}_3\text{C}}$. Следует отметить, что частицы цементита в данном участке распределены преимущественно по границам зерен и в приграничных областях.



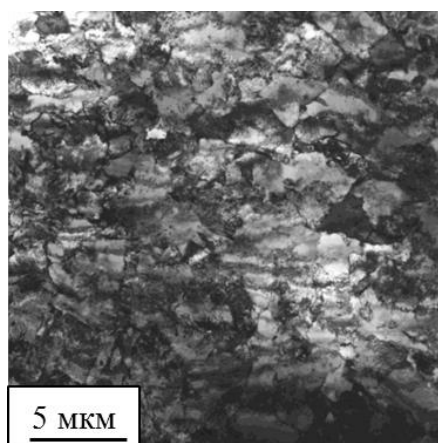
а)



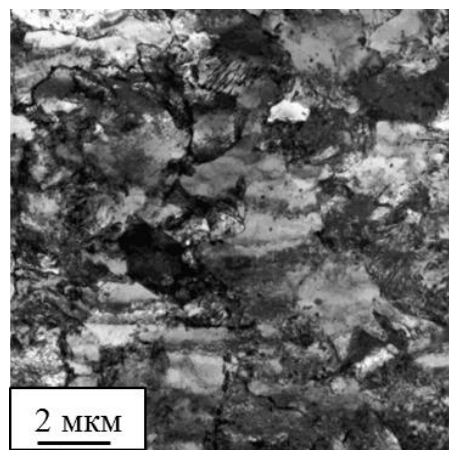
б)

РФ – рекристаллизованный феррит; К – карбиды

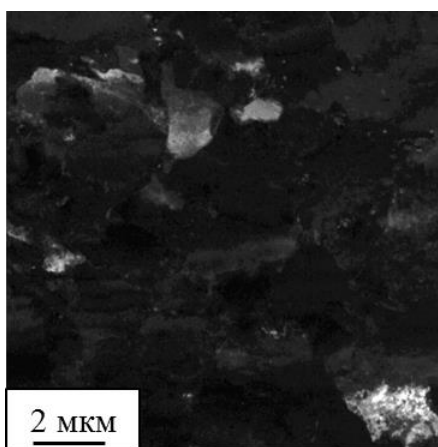
Рисунок 2.51 – Микроструктура стали 32Г2 в области III ($T < A_{C1}$, $T > T_p$)



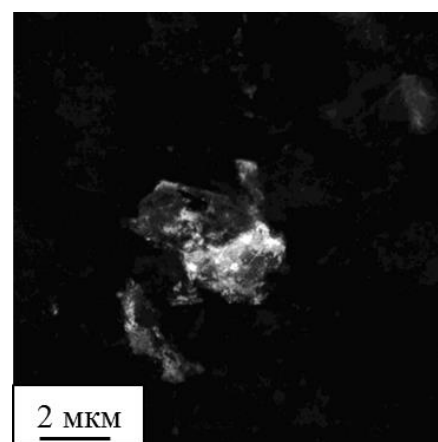
а)



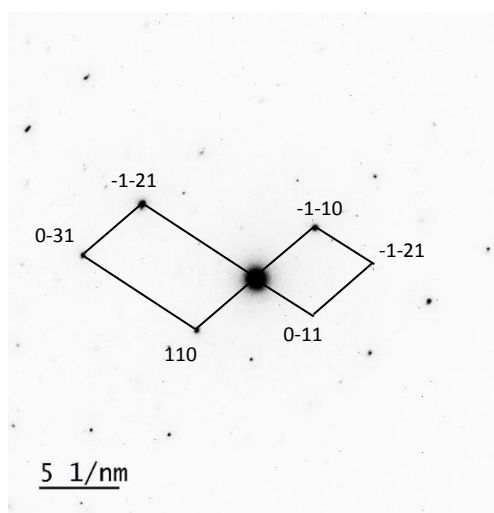
б)



в)



г)



д)

Рисунок 2.52 – Микроструктура ЗТМВ со стороны стали 32Г2:

а, б) светлопольные изображения; в) темнопольное изображение в рефлекс $(-1-10)_\alpha$; г) темнопольное изображение в рефлексе $(-1-21)_\alpha$; д) электронограмма, оси зон $[111]$ и $[113]$

Также в данной области стали 32Г2 присутствуют участки феррита полиэдрической формы с высокой плотностью дислокаций (рисунок 2.54). Большинство дислокаций декорированы карбидными частицами, размер которых менее 10 нм.

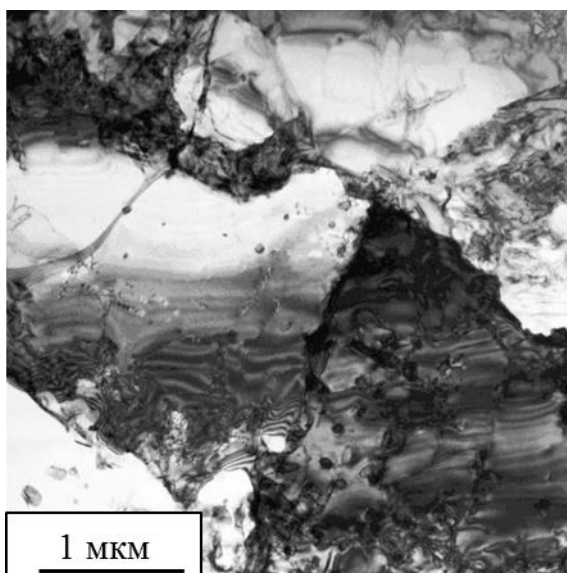
Схема фазовых превращений в области III исследуемых сталей представлена на рисунке 2.55.

2.5.4 Формирование микроструктуры сталей в области IV

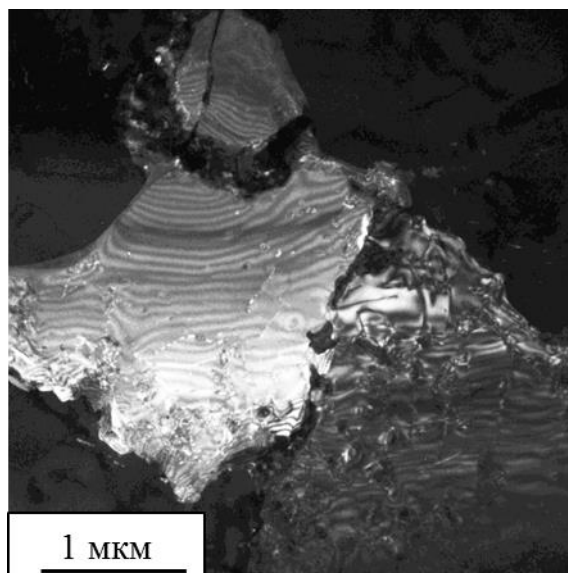
Область IV соответствует зоне термического влияния (ЗТВ), протяженность которой для всех исследованных сталей составляет в среднем 0,2–0,3 мм. Характер структурных и фазовых превращений в данной области напрямую зависит от того, достигает ли температура нагрева критической точки A_{C1} для конкретной марки стали. В стали 40ХН2МА температура в ЗТВ превысила температуру A_{C1} , что привело к частичной аустенизации материала. Вследствие быстрого охлаждения после сварки на фоне исходной структуры базового металла сформировались локальные участки в виде отдельных мелких зерен мартенсита, имеющих слаборазличимую морфологию (рисунок 2.56).

Для стали 32ХГМА температурный нагрев в зоне термического влияния не достиг значения A_{C1} . В связи с этим аустенизация в данной области не происходит, однако наблюдаются такие структурные изменения, как развитие процессов полигонизации и частичное растворение карбидной фазы (рисунок 2.57). Аналогичный механизм структурной эволюции фиксируется и для стали 32Г2, где, как и в случае со сталью 32ХГМА, температура нагрева в ЗТВ также не превысила A_{C1} , что подтверждается идентичным характером микроструктурных изменений (рисунок 2.58).

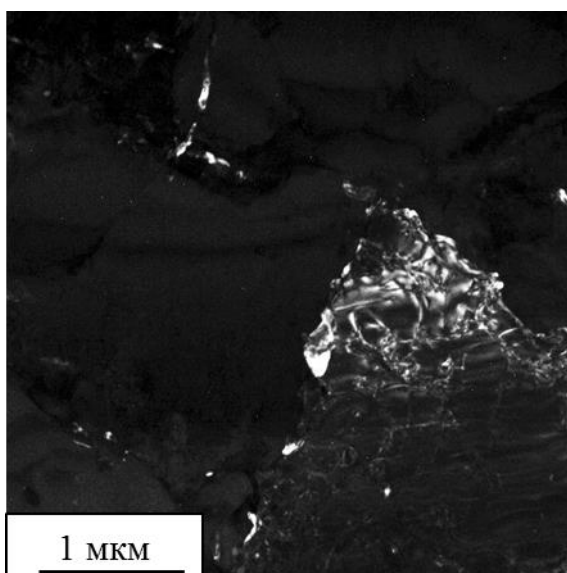
Обобщенная схема фазовых превращений, происходящих в области IV для всех исследуемых марок сталей, представлена на рисунке 2.59.



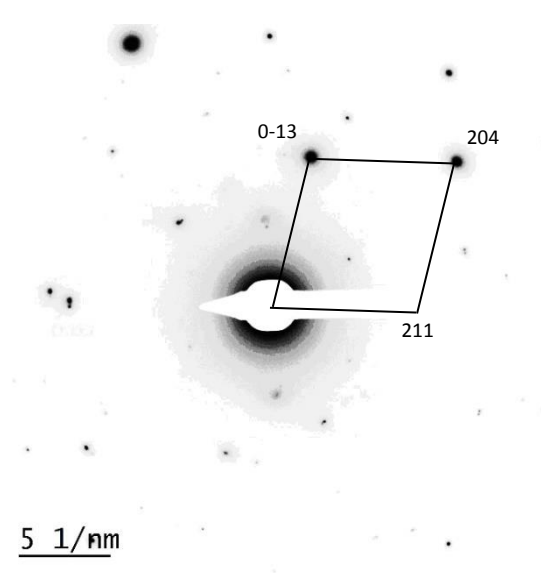
а)



б)



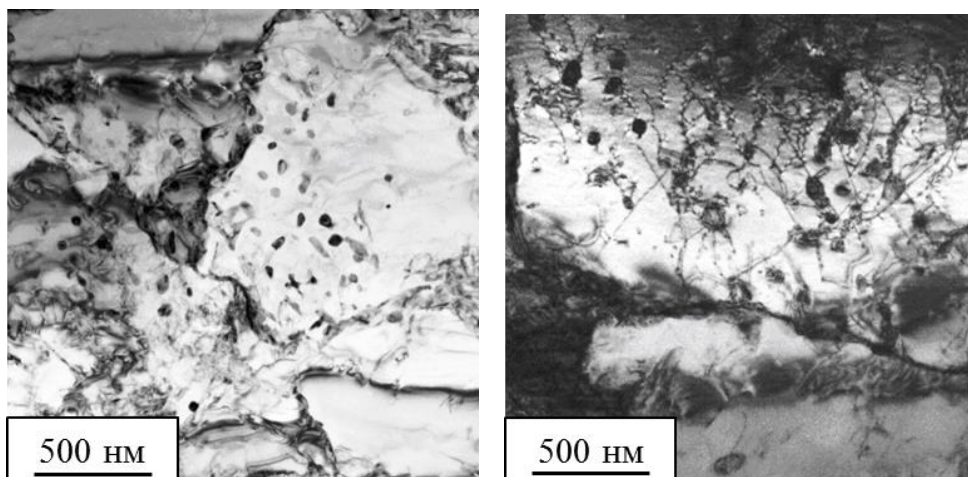
в)



г)

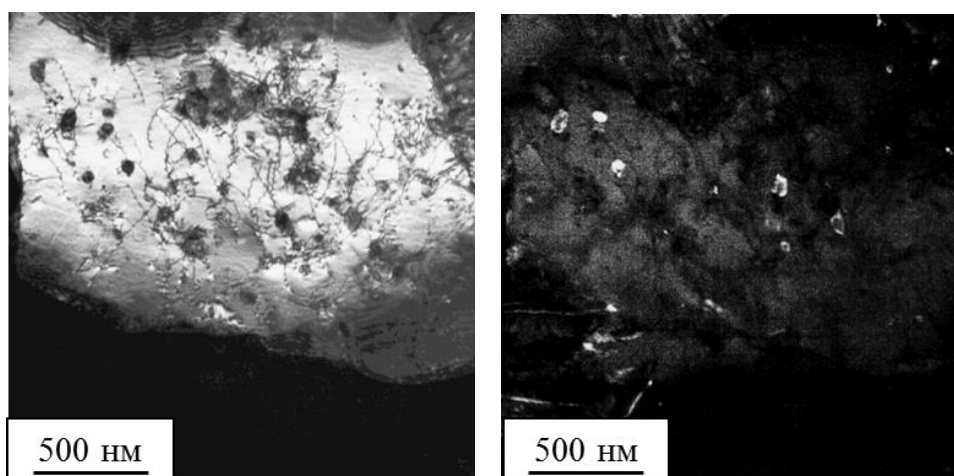
Рисунок 2.53 – Микроструктура ЗТМВ со стороны стали 32Г2:

а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе $(1-21)_\alpha$; в) темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\alpha$; г) электронограмма, ось зоны $[123]$



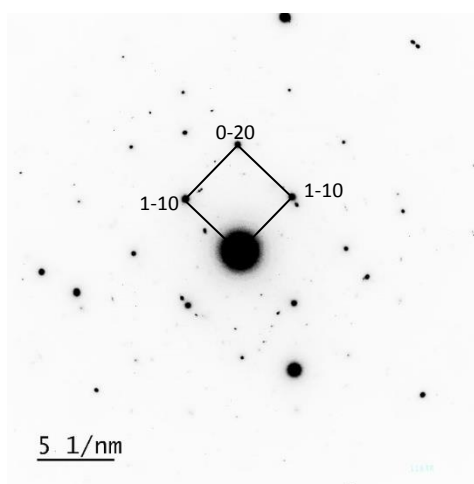
а)

б)



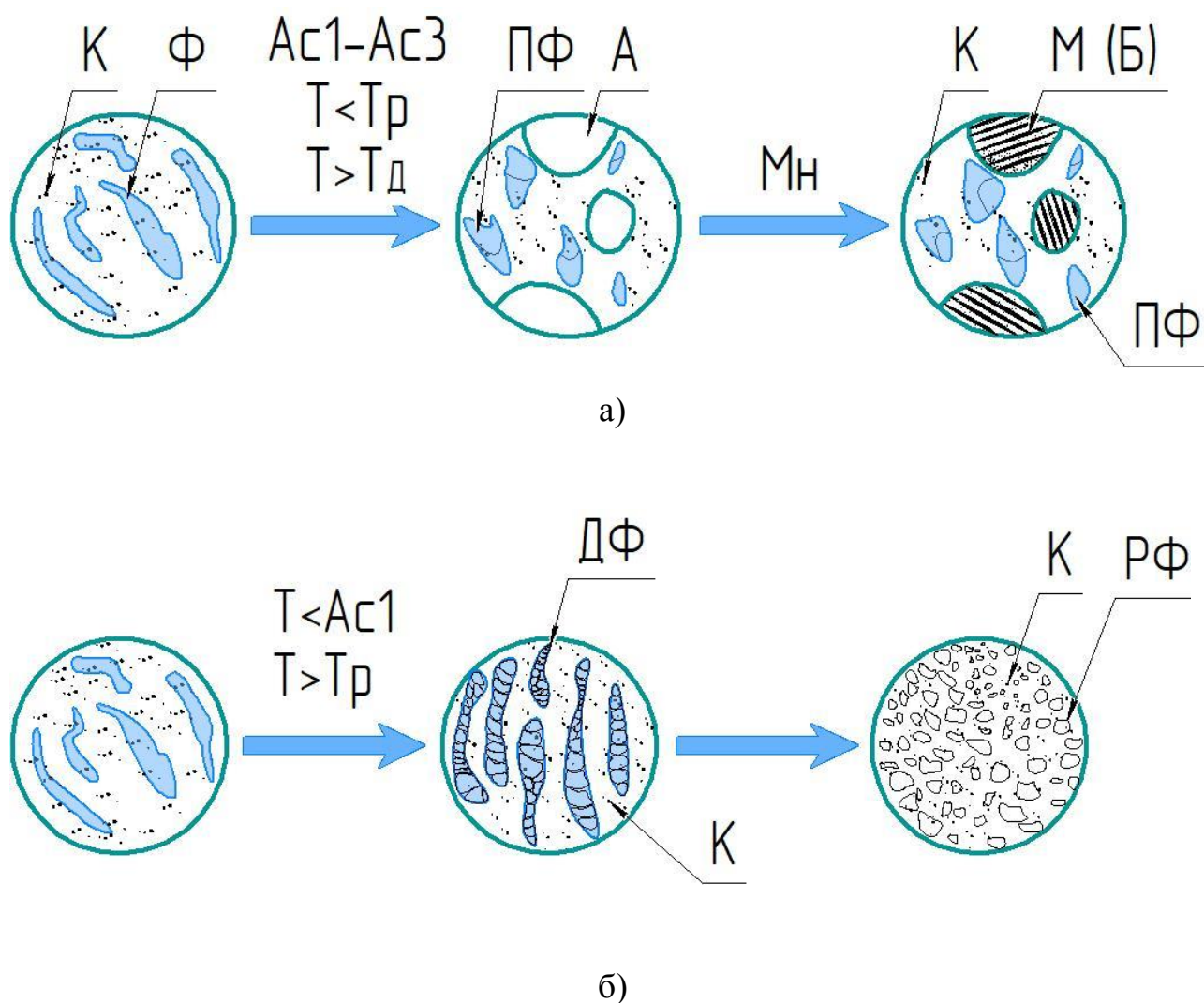
в)

г)



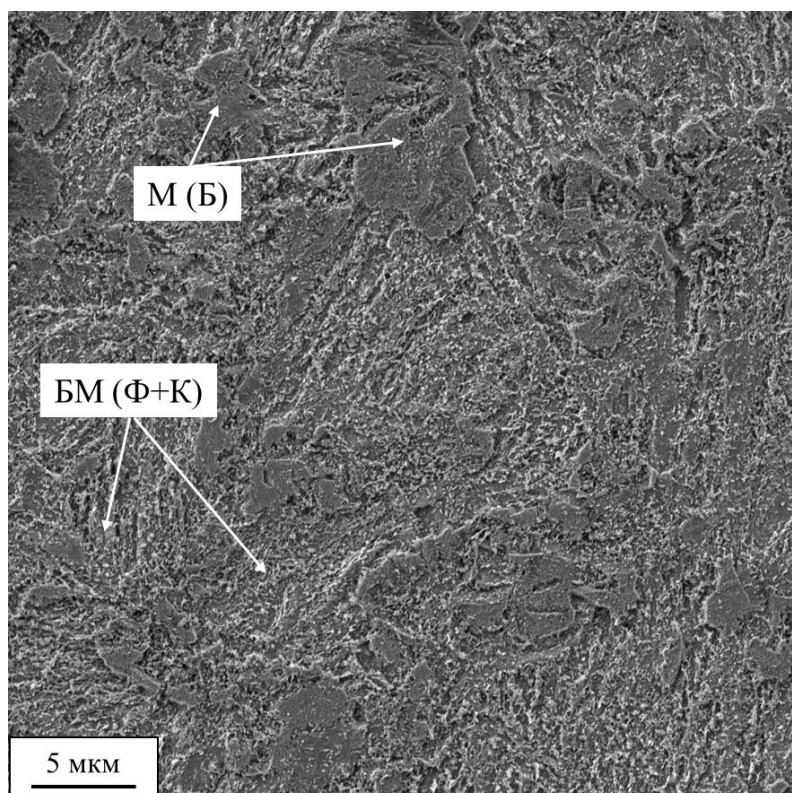
д)

Рисунок 2.54 – Микроструктура 3ТМВ со стороны стали 32Г2:
а, б) светлопольные изображения; в) темнопольное изображение в рефлексе $(110)_\alpha$; г) темнопольное изображение в рефлексе $(011)_{\text{Fe}_3\text{C}}$; д) электронограмма, ось зоны $[001]$

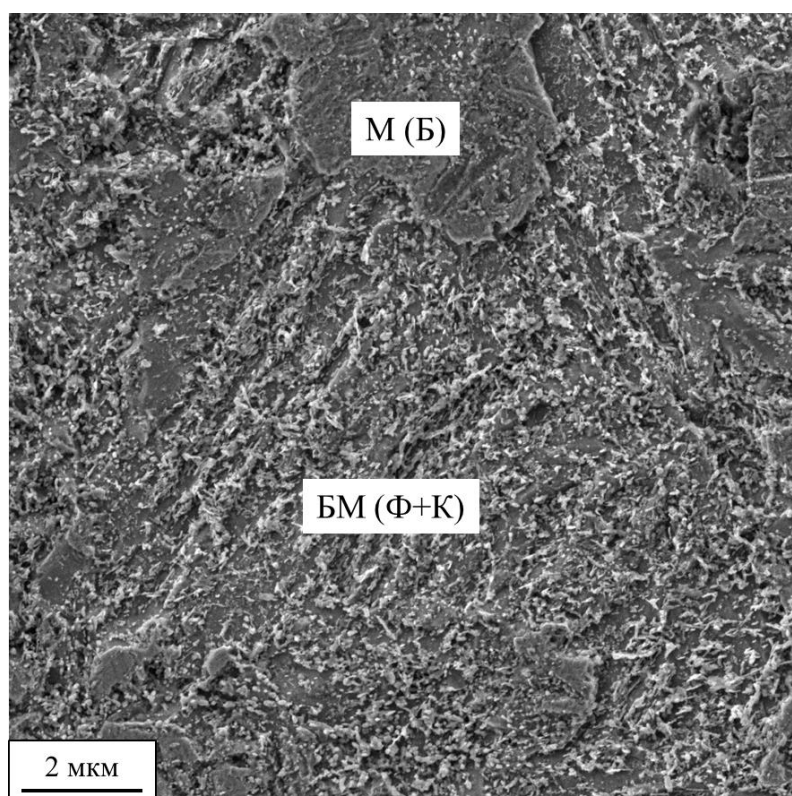


Ф – феррит; К – карбиды; А – аустенит; ДФ – деформированный феррит;
 М – мартенсит; Б – бейнит; ПФ – полигонизованный феррит;
 РФ – рекристаллизованный феррит

Рисунок 2.55– Схемы фазовых превращений в области III зоны воздействия РСТ: а) для сталей 40ХН2МА и 32ХГМА; б) для стали 32Г2



а)

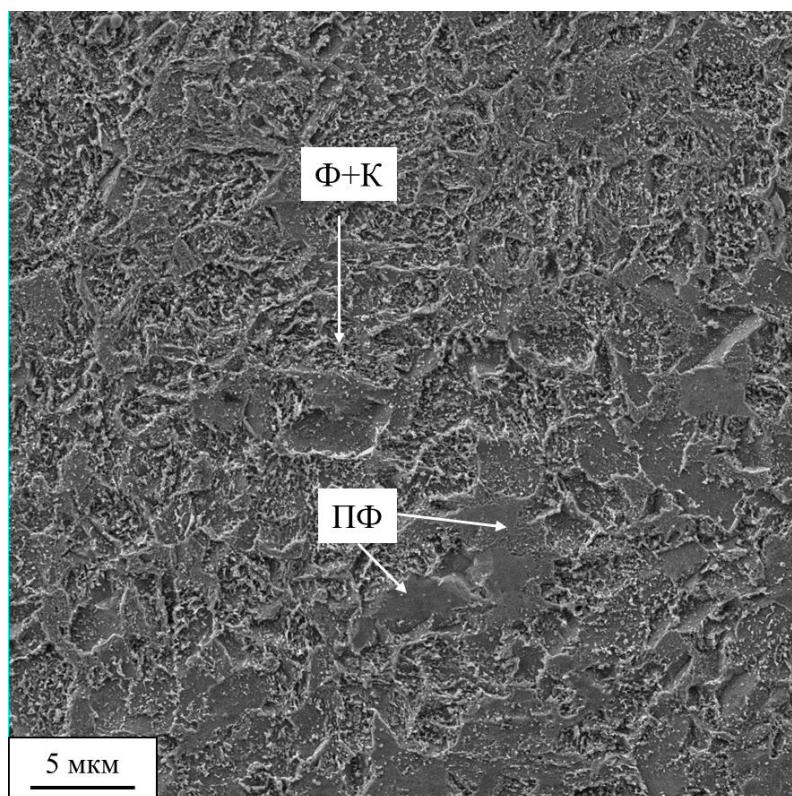


б)

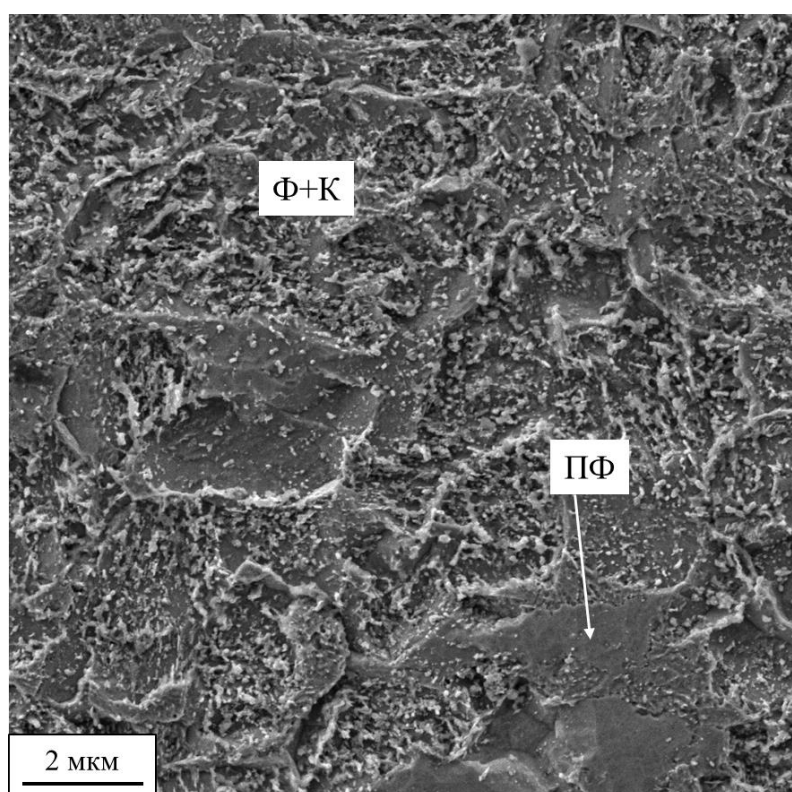
М – мартенсит; Б – бейнит; БМ – базовый металл; Ф – феррит; К – карбиды

Рисунок 2.56 – Микроструктура стали 40ХН2МА в области IV

($T > A_{C1}$, $T < T_d$)



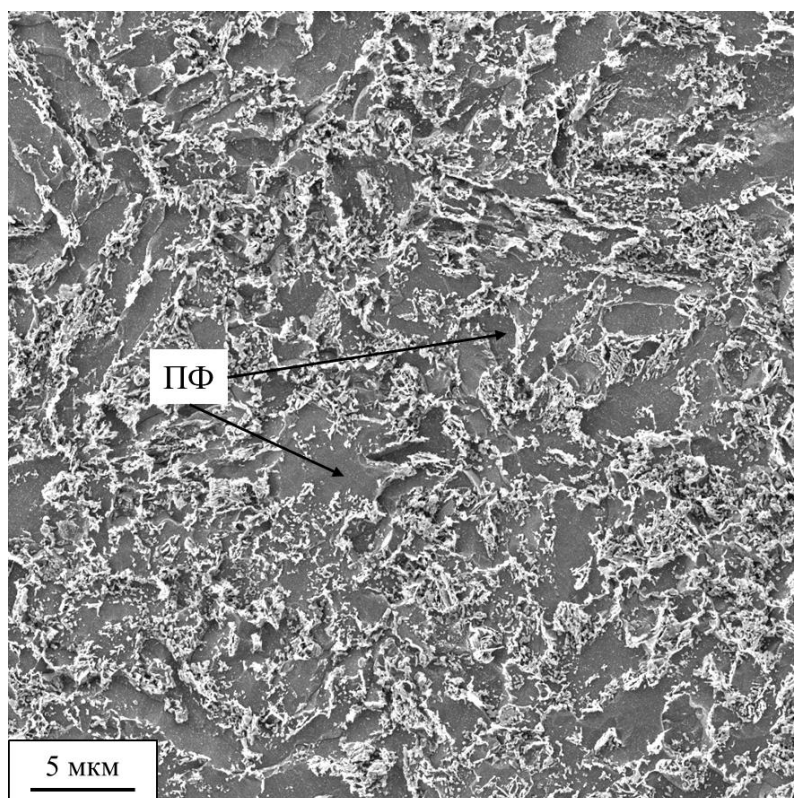
а)



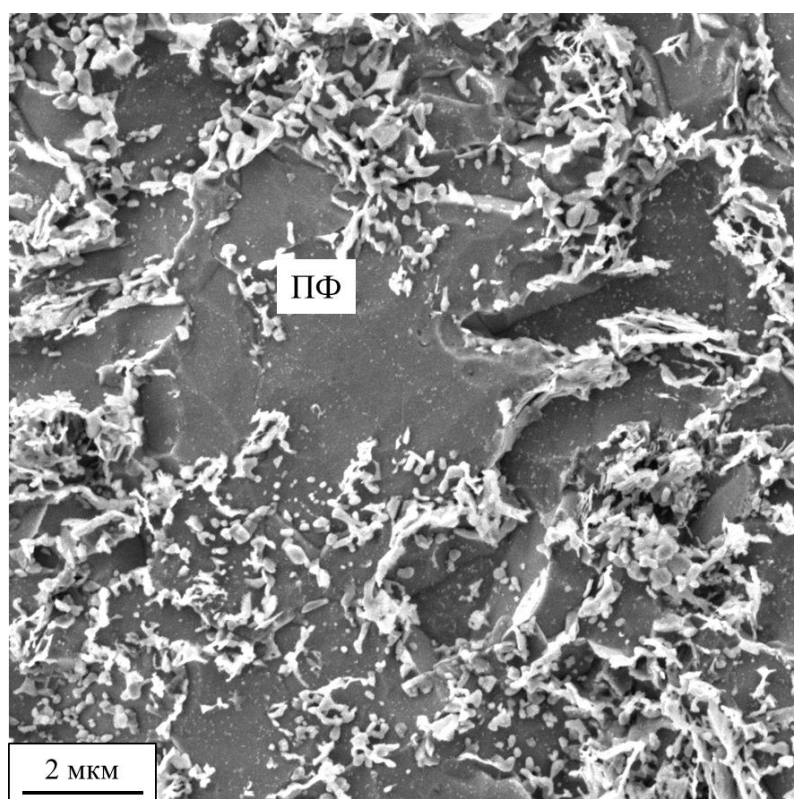
б)

Ф – феррит; К – карбиды; ПФ – полигонизованный феррит

Рисунок 2.57 – Микроструктура стали 32ХГМА в области IV
($T < A_{C1}$, $T < T_d$)



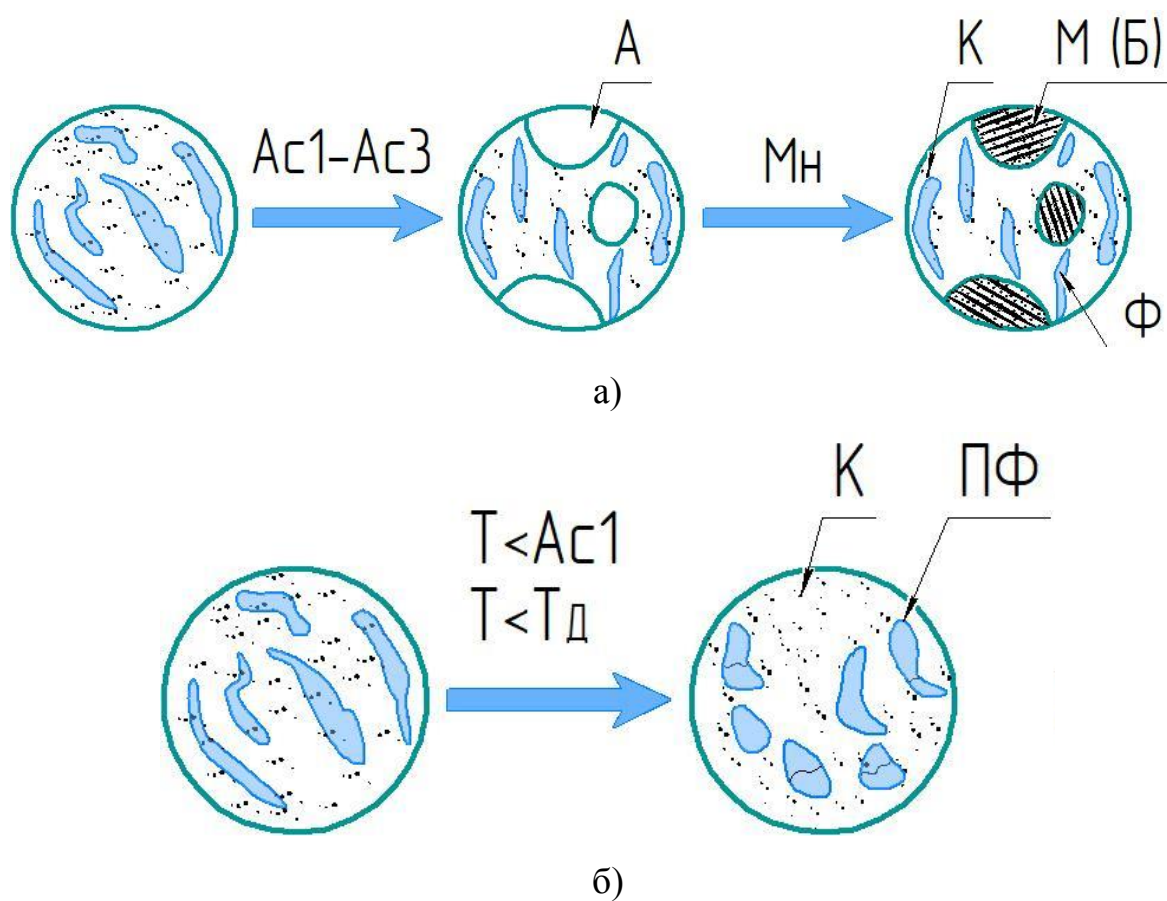
а)



б)

ПФ – полигонизованный феррит

Рисунок 2.58 – Микроструктура стали 32Г2 в области IV
($T < A_{C1}$, $T < T_d$)



Ф – феррит; К – карбиды; А – аустенит; М – мартенсит; Б – бейнит;
 ПФ – полигонизованный феррит

Рисунок 2.59 – Схемы фазовых превращений в области IV зоны воздействия РСТ: а) для стали 40ХН2МА; б) для сталей 32Г2 и 32ХГМА

2.6 Выводы по разделу 2

1. Разработана конечно-элементная модель процесса ротационной сварки трением в программной среде DEFORM-3D. Результаты моделирования температурных полей и деформированного состояния хорошо согласуются с экспериментальными данными по продолжительности нагрева, осевому укорочению при проковке, форме и объему выдавленного металла, что подтверждает адекватность модели.

2. По результатам моделирования установлено:

- температура в контактной зоне резко возрастает с последующим выходом на квазистационарный уровень. Максимальная температура в плоскости контакта достигает 1400 °С. Момент образования соединения на границе раздела сталей соответствует интервалу 920–930 °С;

- максимальные относительные деформации локализованы на поверхности контакта сталей. Сталь 32Г2, обладающая более низкой жаропрочностью, деформируется в большей степени по сравнению со сталью 40ХН2МА. Глубина деформационного воздействия достигает максимума по завершении проковки и варьируется от 2,6 до 3,0 мм в зависимости от марки стали.

- распределение эквивалентных напряжений имеет «М-образный» характер. На этапе стабилизации осадки максимальный уровень напряжений (220–230 МПа) фиксируется в периферийных областях зоны сварочного воздействия.

3. В зависимости от соотношения температур критических точек (A_{C1} и A_{C3}), температуры рекристаллизации (T_p) и температуры начала развития пластической деформации (T_d) базовых сталей в зоне воздействия сварки выделено 4 области с различными механизмами структурообразования:

- область I характеризуется полной аустенизацией и динамической рекристаллизацией аустенита с последующим превращением в мартенситные и бейнитные структуры;

- в области II реализуется частичная аустенизация и динамическая рекристаллизация неаустенизированных участков, в результате чего образуется комбинация мартенсита, бейнита, феррита с субструктурой и феррито-карбидной смеси;

- в области III решающим фактором является соотношение T_p и A_{C1} : для сталей 32ХГМА и 40ХН2МА ($T_p > A_{C1}$) имеет место частичная аустенизация и динамическая полигонизация неаустенизированных участков с формированием мартенсито-бейнитной структуры с полигонизованными ферритными зернами, для стали 32Г2 ($T_p < A_{C1}$) – доминирует прерывистая динамическая рекристаллизация исходной структуры с формированием ферритного зерна 3-5 мкм с развитой субструктурой и дисперсными карбидами цементитного типа;

- область IV представляет собой зону термического влияния с частичной полигонизацией или аустенизацией, в случае достижения температуры в данной области критической точки A_{C1} .

3 МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ТЕКСТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВБЛИЗИ ЗОНЫ СОПРЯЖЕНИЯ СТАЛЕЙ

Результаты моделирования температурных полей процесса сварки и последующий анализ микроструктуры сварных соединений позволили сделать вывод о том, что РСТ относится к твердофазным процессам образования соединений. В данном разделе описаны результаты исследований микроструктуры зоны сопряжения сварных соединений из различных комбинаций среднеуглеродистых легированных сталей, полученные с применением сканирующей электронной микроскопии и EBSD метода анализа. Проанализированы закономерности формирования структурно-текстурного состояния в прилегающих к зоне сопряжения областях. Полученные результаты опубликованы в работах [162, 163]. Доля личного вклада составляет 60 %.

Для электронно-микроскопических исследований применялось оборудование, методики и параметры съемок, описанные в разделе 3 диссертации.

В дополнение к ним, анализ границ решетки совпадающих узлов (PCY) между отдельными зернами осуществлялся построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm\Delta\Theta$. Для каждой границы он составляет конкретную величину: $\Delta\Theta = 15^\circ/(\Sigma n)^{1/2}$, где Σn – количество совпадающих узлов в элементарной ячейке, образующейся при наложении трехмерных кристаллических решеток. Исследование текстуры проводилось с использованием построения прямых полюсных фигур (ППФ) и сечений функций распределения ориентировок (ФРО) в пространстве углов Эйлера. В качестве действующих ориентационных соотношений (ОС) при обработке, полученных ориентационных карт, использовались ОС Курдюмова-Закса (К-З): $(111)\gamma\|(110)\alpha'$, $[-101]\gamma\|[-1-11]\alpha'$.

3.1 Исследование механизма образования соединений

Существенный вклад в развитие теории образования соединений при сварке в твердой фазе внесли Рыкалин Н.Н., Шоршоров М.Х., Красулин Ю.Л., Каракозов Э.С., Казаков Н.Ф., Конюшков Г.В. и Мусин Р.А.

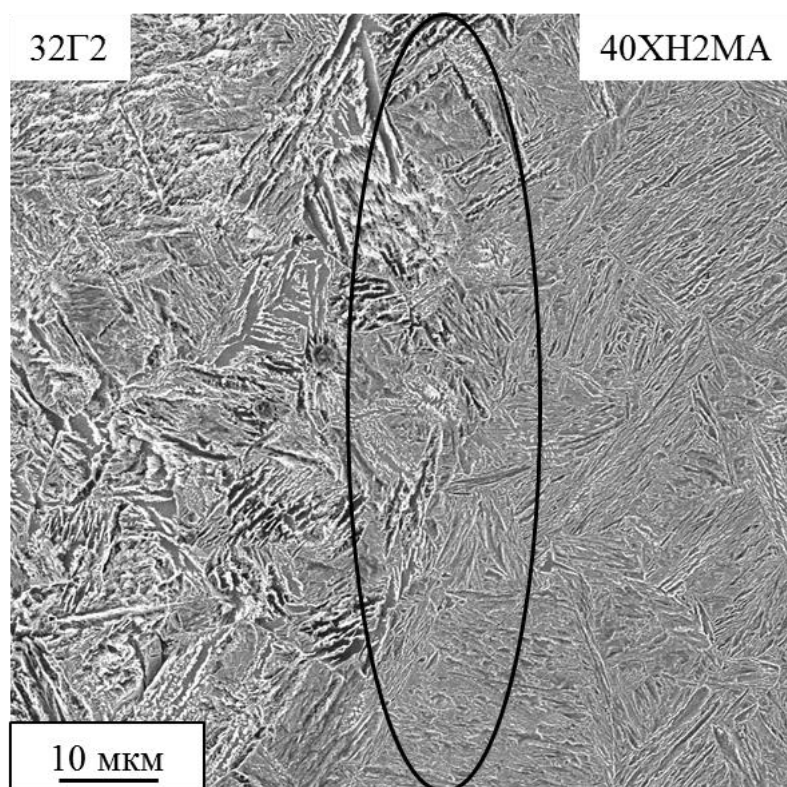
В работе Красулина Ю.Л. [164] процесс образования соединения при сварке без расплавления рассматривается как топохимическая реакция, включающая три последовательные стадии:

- образование физического контакта – сближение атомов соединяемых материалов за счёт пластической деформации до расстояний, обеспечивающих физическое (ван-дер-ваальсовое) или слабое химическое взаимодействие;
- активация контактных поверхностей с формированием активных центров;
- объёмное взаимодействие соединяемых материалов, проявляющееся как в плоскости контакта (образование прочных химических, в частности металлических, связей), так и в объёме зоны контакта.

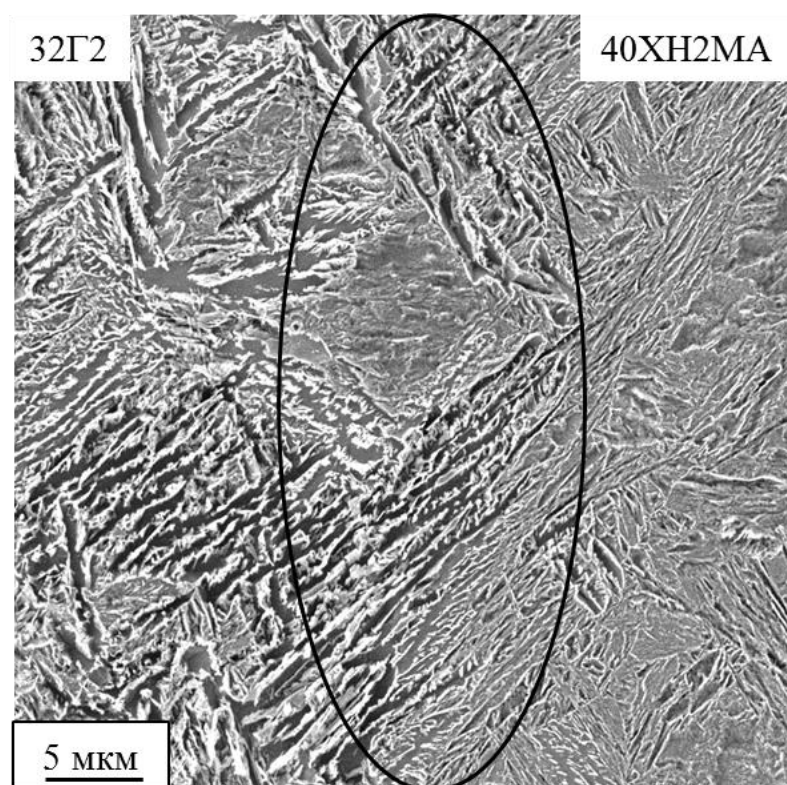
При этом Э.С. Каракозов отмечает, что развитие третьей стадии происходит не в ходе самой сварки трением, а является следствием процессов, протекающих при охлаждении соединения [165].

Для однородных материалов критерием завершения третьей стадии является рекристаллизация, что экспериментально подтверждено в работах [20, 166]. При сварке разнородных материалов ведущую роль играет гетеродиффузия, причём необходимость активации или подавления данного процесса определяется свойствами диффузионной зоны и образующимися в ней фазами [167, 168].

Подробное исследование границы сопряжения сталей осуществлялось на примере соединений 32Г2-40ХН2МА, 30ХГСА-40ХМФА. Микроструктура зоны сопряжения из указанных сочетаний показана на рисунках 3.1-3.4.



а)



б)

Рисунок 3.1 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА

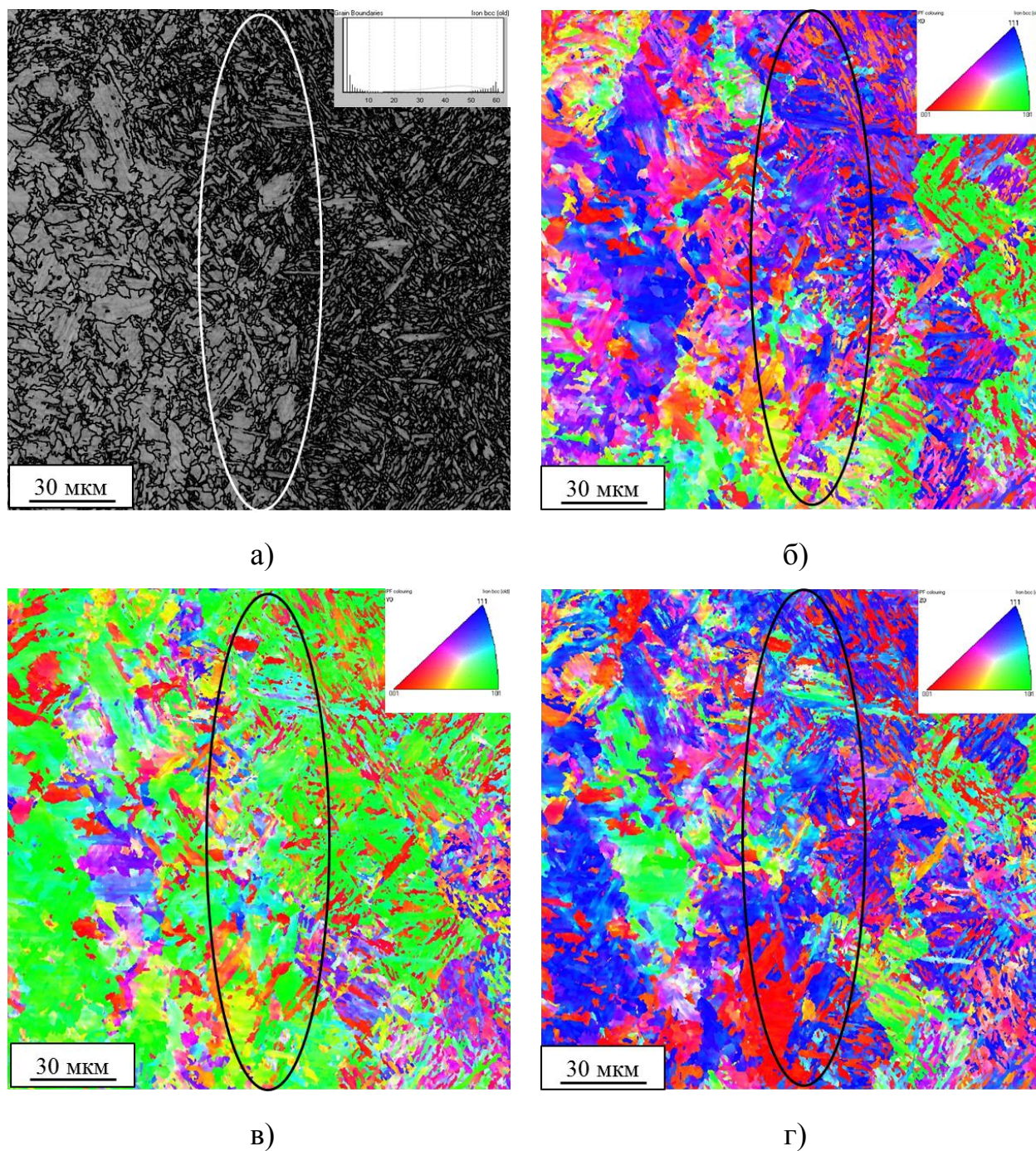
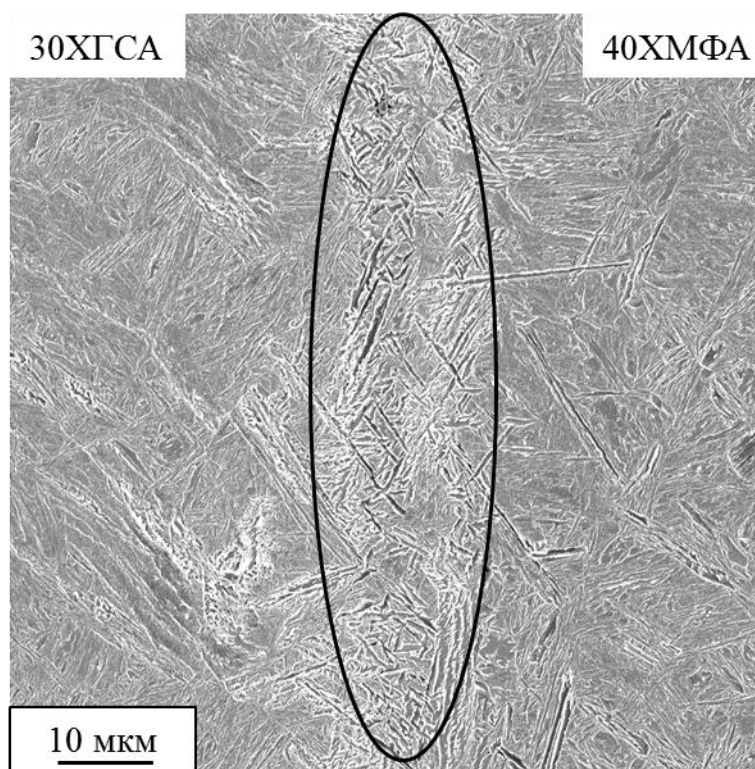
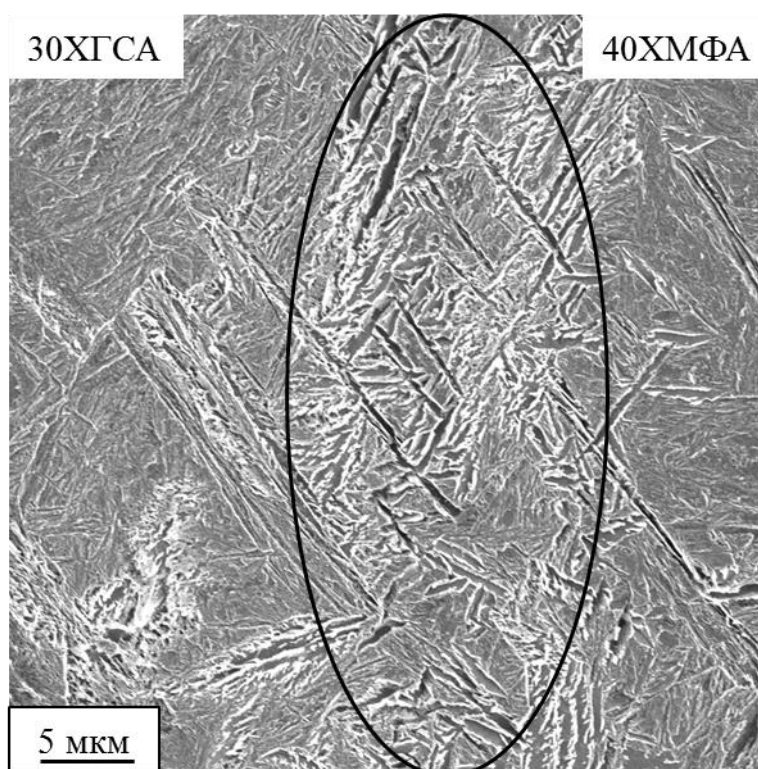


Рисунок 3.2 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, полученная в результате EBSD анализа: а) микроструктура с нанесением большеугловых границ 15° и гистограмма разориентировки границ зерен; б, в, г) микрокарты ориентировок зерен в направлении X (б), Y (в) и Z (г)



а)



б)

Рисунок 3.3 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА

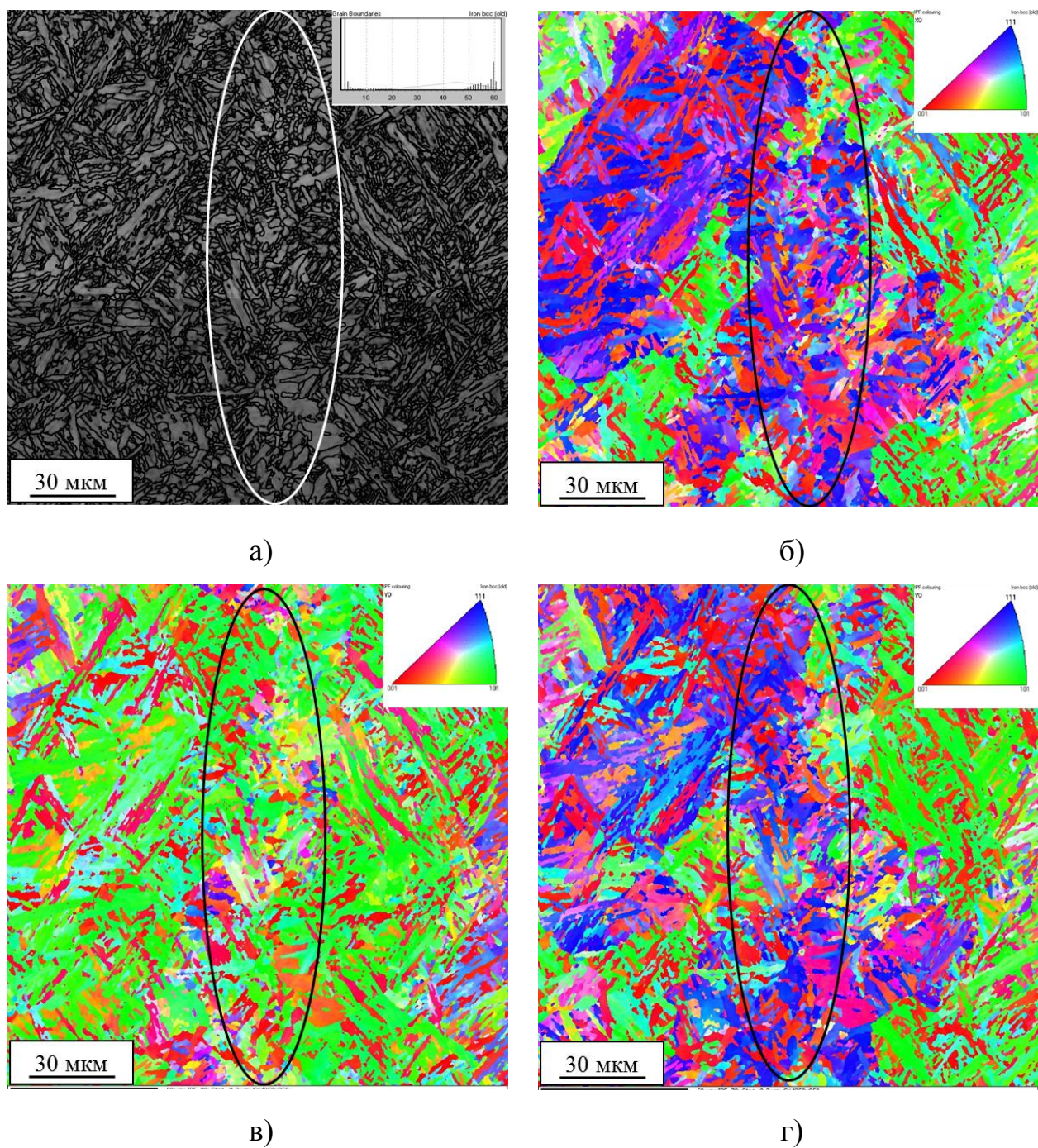


Рисунок 3.4 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА, полученная в результате EBSD анализа:

- а) микроструктура с нанесением большеугловых границ 15° и гистограмма разориентировки границ зерен; б, в, г) микрокарты ориентировок зерен в направлении X (б), Y (в) и Z (г)

Из анализа микроструктуры следует, что четкой границы между сталями не наблюдается. Зона сопряжения представляет собой переходную область, состоящую из общих зерен, принадлежащим двум сталям. В соединении 32Г2-40ХН2МА в пределах одного зерна направление роста мартенситных (сталь 40ХН2МА) и бейнитных (32Г2) кристаллов совпадает (рисунок 3.1). EBSD анализ показал, что крупные зерна бывшего аустенита в зоне сопряжения и прилегающих областях имеют выраженную кристаллографическую ориентировку и вытянуты вдоль плоскости сопряжения сталей. В направлении Y доминирует зерна с ребровой текстурой (101) (рисунок 3.2, в), а в направлении X и Z с текстурой (111) (рисунок 3.2, б, г). Поперечный размер зерен составляет 20-30 мкм, в то время как продольный – более 50 мкм. Аналогичная картина наблюдается в соединении сталей 30ХГСА-40ХМФА (рисунок 3.4). Зона сопряжения указанного сочетания сталей представляет собой узкую переходную область мартенсито-бейнитной микроструктуры, в которых рейки α -фазы пересекаются под углом 60° (рисунок 3.3).

Высокая температура обеспечивает переход сопрягаемых сталей в аустенитное состояние, а интенсивное деформационное воздействие – динамическую рекристаллизацию аустенита. Как показали результаты моделирования течения слоев материалов при сварке окончательное образование неразъемного соединения на границе раздела сталей происходит на этапе проковки, так как при этом происходит дополнительное выдавливание разогретых объемов металла в грат и соприкосновение новых слоев материала (рисунки 2.21, 2.22). Непосредственно на границе раздела, где происходит сварка, обе стали находятся в идентичных условиях воздействия температур, давлений и деформаций. Это создает единые термомеханические условия, способствующие синхронному протеканию рекристаллизации. Новые рекристаллизованные зерна могут зарождаться не только на «своих» границах, но и на самой границе раздела между двумя сталями. Очевидно, что эта граница является местом максимальных градиентов деформации и концентрации энергии и служит идеальным центром для нуклеации. Зародившиеся

рекристаллизованные зерна растут и пересекают границу раздела, прорастая из одной стали в другую. Это приводит к формированию непрерывной бездефектной металлической связи между двумя материалами.

Помимо совместной динамической рекристаллизации на границе раздела сталей могут развиваться диффузионные процессы. Основной движущей силой диффузии является градиент концентраций химических элементов между свариваемыми сталями. Чем больше разница в содержании определенного элемента, тем сильнее движущая сила диффузии. Таким образом, при сварке сталей с небольшим различием в содержании углерода в пределах 0,15 %, а также имеющих близкий легирующий комплекс с содержанием основных легирующих элементов до 1,2 % (хрома, молибдена, марганца) диффузионные перемещения обнаружить затруднительно. При более существенной разнице в химическом составе, как в случае сварки сталей 32Г2 и 40ХН2МА, был обнаружен градиент концентрации Cr, Mn и Ni. Это подтверждается картами распределения элементов (рисунок 3.5), полученными методом энергодисперсионного микроанализа. Протяженность диффузионного пути элементов составила около 10 мкм. Значительный диффузионный путь в условиях кратковременности процесса (около 3 с) можно объяснить влиянием интенсивной пластической деформации, способствующей действию механизма облегченной диффузии, связанного с перемещением атомов легирующих элементов по дислокационным трубкам, вакансиям и междоузлиям [169].

3.2 Закономерности формирования кристаллографической текстуры вблизи зоны сопряжения сталей при РСТ

Микрокарты ориентировок зерен в области зоны сопряжения сталей (рисунки 3.2 и 3.4) продемонстрировали образование выраженной кристаллографической текстуры. Этот факт заслуживает внимания и нуждается

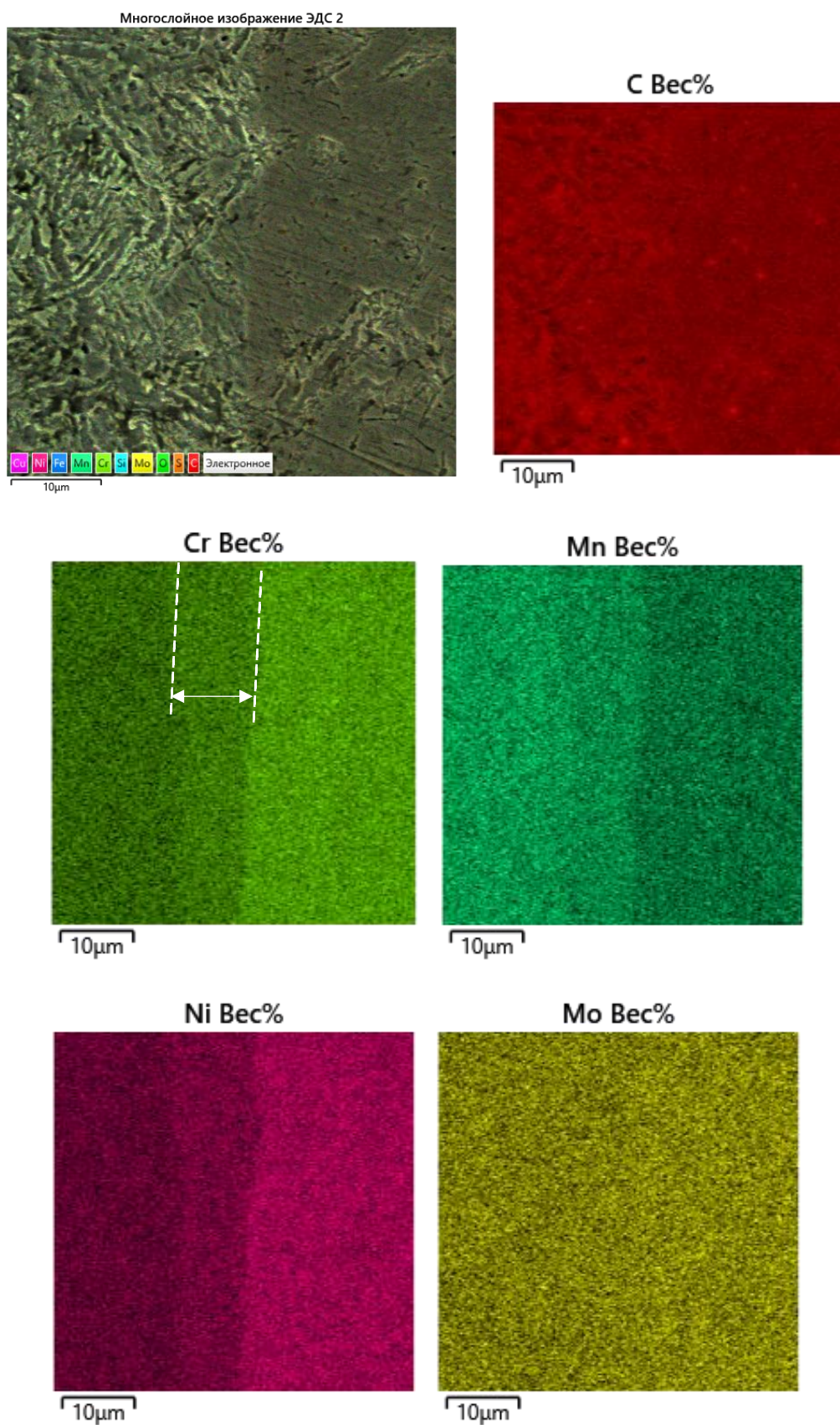


Рисунок 3.5 – Карты распределения основных элементов в области границы сопряжения сталей 32Г2-40ХН2МА

в более детальном изучении. Кристаллографические закономерности образования мартенсита показывают, что при сдвиговом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, при условии отсутствия ограничений на зарождение новой фазы и соблюдении промежуточных ориентационных соотношений (ОС) между Курдюмова-Закса (К-З) и Нишиямы-Вассермана (Н-В), любая ориентация аустенита трансформируется в 24 (по К-З) или 12 (по Н-В) ориентаций мартенсита. Равномерное распределение осей этих ориентаций по сферической поверхности должно приводить к формированию практически бестекстурного состояния [170-172]. Однако, в ходе экспериментальных исследований наблюдается другая тенденция.

Обзор литературных источников показал, что механизм мартенситного превращения в условиях предшествующей интенсивной деформации аустенита является относительно малоизученной областью исследований. Интенсивная пластическая деформация приводит к накоплению большого количества энергии деформации, формированию сложной дислокационной субструктуры, образованию текстуры [173, 174], что кардинально влияет на зарождение и рост мартенситных кристаллов. Понять природу деформации высокотемпературной фазы аустенита при последующих полиморфных превращениях весьма затруднительно. В работе [175] методом EBSD произведена реконструкция исходного аустенита с целью изучения кристаллографических особенностей его деформации при сварке трением с перемешиванием углеродистой трубной стали API X80 и обнаружены компоненты сдвиговой текстуры (111)[-1-12], (1-12)[110], (-11-2)[-1-10] и повернутого куба {001}<1-10>. Авторы работ [176-180] полагают, что текстура повернутого куба является признаком рекристаллизации в материалах с ГЦК решеткой, особенно при испытаниях на кручение и горячей прокатке средней толщины. Непрерывная рекристаллизация вследствие пластической деформации при сварке трением с перемешиванием ослабляет сдвиговые текстуры.

Для получения более полной картины текстурного состояния мартенсита (бейнита) в различных областях сварных соединений, полученных РСТ, были

проведены съемки микроструктуры методом EBSD в зоне сопряжения, в области II ЗТМВ (для которой характерно частичная аустенизация и динамическая рекристаллизация неаустенизированных участков), и в зоне основного металла.

В данном исследовании использовались сварные соединения сталей 30ХГСА-30ХМА, 30ХГСА-40ХН2МА, 30ХГСА-40ХМФА, полученные на трубных заготовках внешним диаметром 70 мм и толщиной стенки 5 мм на следующих режимах сварки: сила при нагреве 94 кН, сила проковки 212 кН, частота вращения при нагреве 900 об./мин., осадка при нагреве 9,5 мм.

На рисунках 3.6-3.8 представлена микроструктура в различных участках сварного соединения с нанесением межкристаллитных границ при разориентировке 8° (а–д) и соответствующие им прямые полюсные фигуры (ППФ) (е–к).

Полученные микроструктуры исходных сталей (рисунок 3.6, а, д), ЗТМВ (рисунок 3.6, б, г) и сварного шва (рисунок 3.6, в) демонстрируют наличие пакетов мартенсита, состоящих из вытянутых дисперсных кристаллитов. Кристаллографические текстуры исходных сталей (рисунок 3.6, е, к; рисунок 3.7, е, к; рисунок 3.8, е, к) являются сложными, многокомпонентными, очень сильно рассеянными, очевидно, определенными технологической предысторией изготовления свариваемых изделий. В области сварного шва (рисунок 3.6, з; рисунок 3.7, з; рисунок 3.8, з) наблюдается рассеянная текстура с хорошо выраженной компонентой близкой к $(110)[001]$ (ребровая текстура, текстура Госса). В ЗТМВ (рисунок 3.6, ж, и; рисунок 3.7, ж, и; рисунок 3.8, ж, и) фиксируются состояния, являющиеся «усредненными» между исходными текстурами сталей и текстурой шва.

Подобная картина формирования текстуры наблюдалась при исследовании сварных соединений сталей 32Г2-40ХН методом EBSD [181] (рисунок 3.9). Было идентифицировано 3 компонента текстуры: Госса $\{110\} \langle 001 \rangle$, повернутого куба $\{100\} \langle 110 \rangle$ и повернутого Госса $\{110\} \langle 110 \rangle$. На рисунке 3.10 представлена доля текстурных компонентов с разбросом в 15° по углам Эйлера.

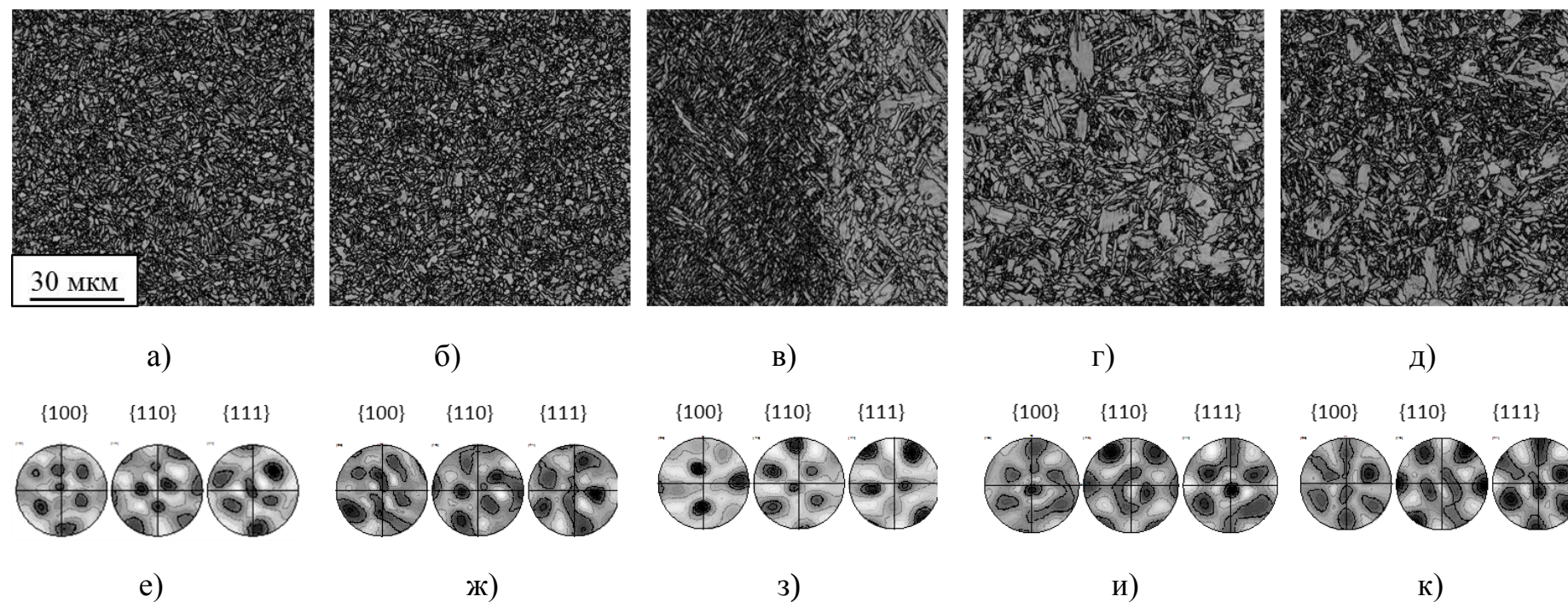


Рисунок 3.6 – Микроструктура сварного изделия сталей 30ХГСА-30ХМА в виде карт ориентационного контраста (EBSD) с нанесением межкристаллитных границ 8° (а–д) и прямые полюсные фигуры: а, е) 30ХГСА исходное состояние; б, ж) 30ХГСА область II ЗТМВ; в, з) сварной шов; г, и) 40ХМФА область II ЗТМВ; д, к) 40ХМФА исходное состояние

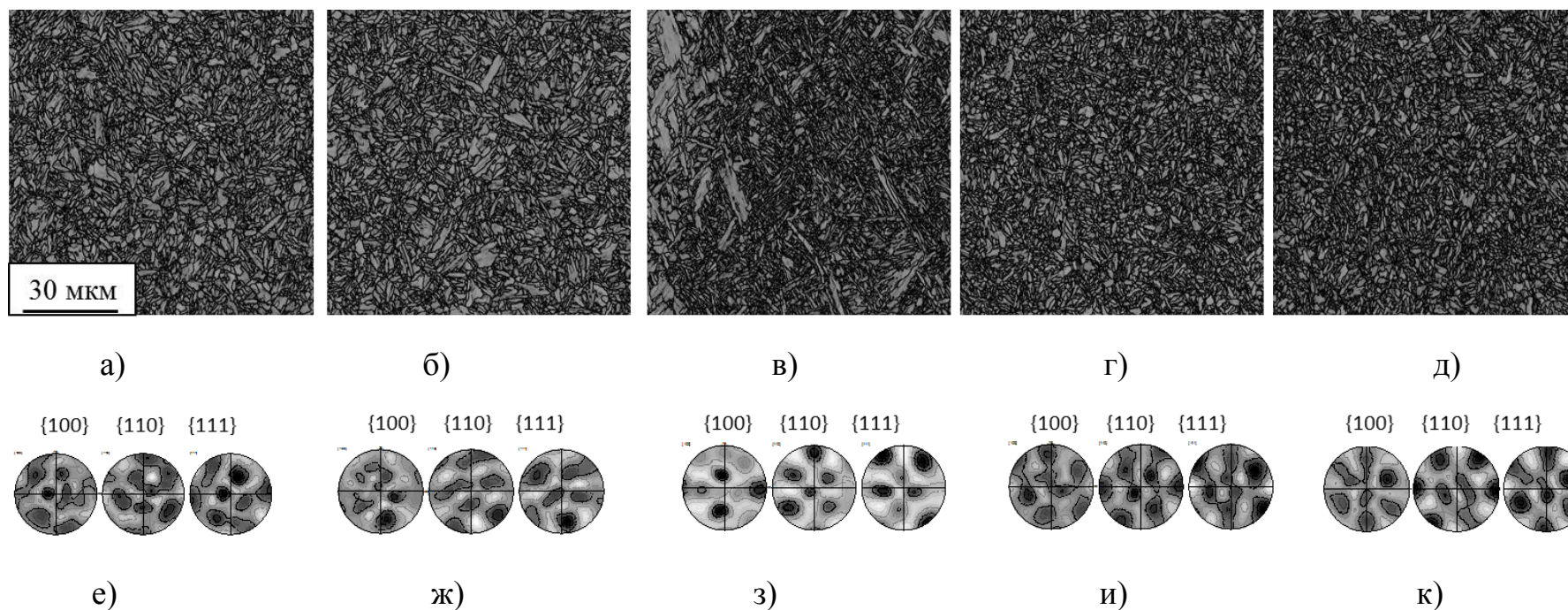


Рисунок 3.7 – Микроструктура сварного изделия сталей 30ХГСА-40ХМФА в виде карт ориентационного контраста (EBSD) с нанесением межкристаллитных границ 8° (а–д) и прямые полюсные фигуры: а, е) 30ХГСА исходное состояние; б, ж) 30ХГСА область II ЗТМВ; в, з) сварной шов; г, и) 40ХМФА область II ЗТМВ; д, к) 40ХМФА исходное состояние

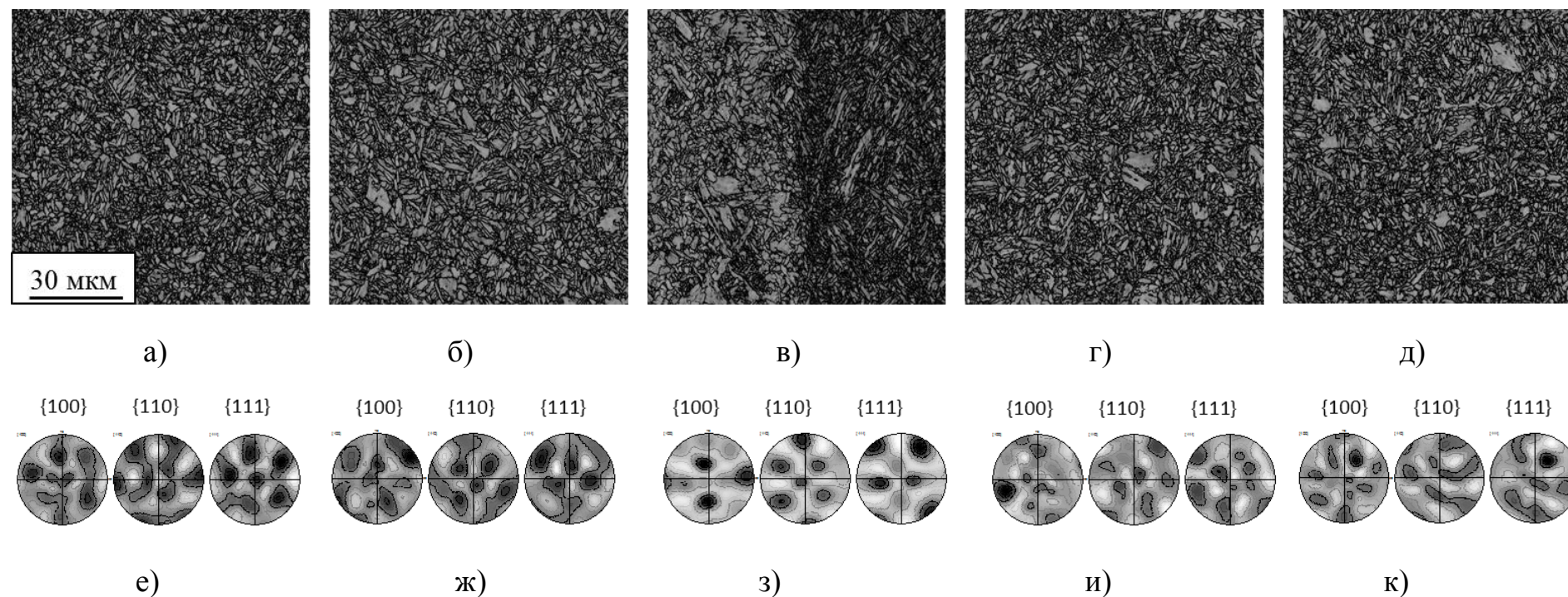


Рисунок 3.8 – Микроструктура сварного изделия сталей 30ХГСА-40ХН2МА в виде карт ориентационного контраста (EBSD) с нанесением межкристаллитных границ 8° (а–д) и прямые полюсные фигуры: а, е) 30ХГСА исходное состояние; б, ж) 30ХГСА область II ЗТМВ; в, з) сварной шов; г, и) 40ХН2МА область II ЗТМВ; д, к) 40ХН2МА исходное состояние

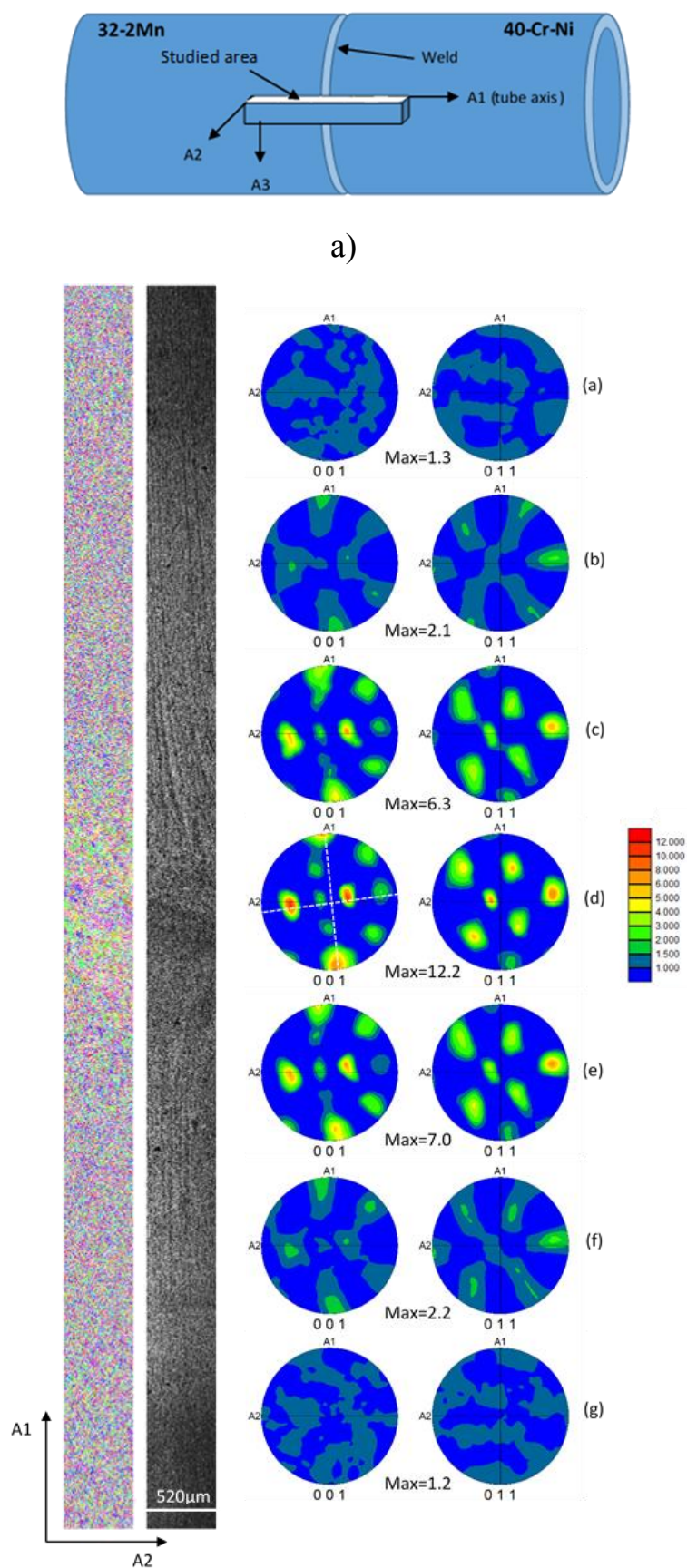


Рисунок 3.9 – Схема съемки (а) и прямые полюсные фигуры в различных зонах сварного соединения сталей 32Г2-40ХН [181]

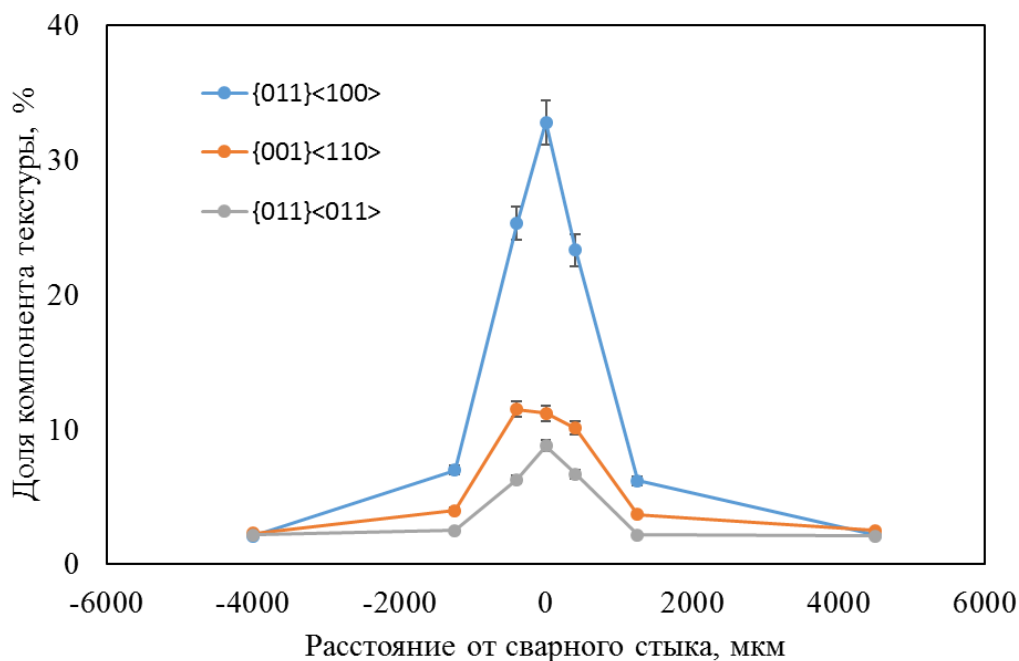


Рисунок 3.10 – Доля компонентов текстуры в различных участках сварного соединения сталей 32Г2-40ХН по данным [181]

Наибольшая доля (около 35 %) фиксируется для компонента ребровой текстуры $\{110\} \langle 001 \rangle$.

Таким образом, при РСТ среднеуглеродистых сталей в области сварного шва в результате двух последовательно реализованных процессов – горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при охлаждении, происходит формирование выраженной текстуры мартенсита.

На рисунках 3.11-3.13 представлены микроструктуры зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА, 30ХГСА-40ХН2МА и 30ХГСА-40ХМФА с нанесением специальных границ, спектры специальных границ и спектры угловых разориентаций границ зерен.

Анализ спектров межкристаллитных границ показывает, что все высокоугловые границы сосредоточены в углах разориентации от 49° до 60° (рисунок 3.11, в, 3.12, в, 3.13, в), что соответствует мартенситной структуре [182, 183]. В спектрах специальных границ преимущественно фиксируются границы решетки совпадающих узлов – $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$ и $\Sigma 41c$ (рисунок 3.11, б;

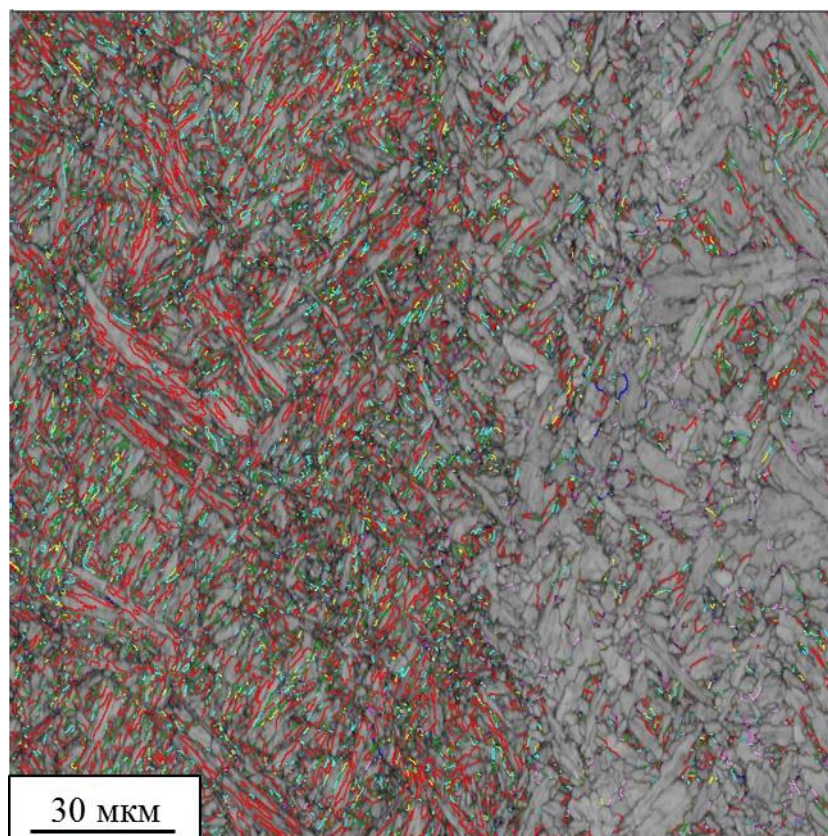
рисунок 3.12, б; рисунок 3.13, б). В работе [184] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствии с ориентационными соотношениями (ОС) промежуточными между ОС Курдюмова-Закса (К-З) и ОС Нишиямы-Вассермана (Н-В), которые реализуются в сталях [185, 186].

Детальный анализ текстуры сварного шва, проведенный с использованием построения функции распределения ориентировок (ФРО) (рисунок 3.14), показал, что ориентировка, видимая на ППФ как единственная, в действительности является совокупностью двух симметричных ориентировок из совокупности близкой к $\{210\}\langle 012\rangle$, отклоненных от идеальной ребровой на углы 18–26°. «Носителями» данных ориентировок являются отдельные пластины в мартенситных пакетах, совокупное количество которых даже с учетом рассеяния $\pm 20^\circ$ составляет около 30 %. Большинство данных пластинок отделено от соседствующих с ними специальной границей $\Sigma 3$ (двойниковой).

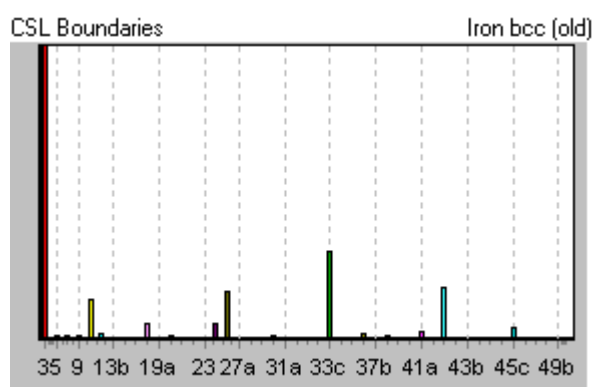
Большую часть «текстурного фона» на ФРО составляют сильно рассеянные ориентировки, повернутые относительно двух вышеобозначенных вокруг их осей $\langle 110 \rangle$ на угол близкий к 70° , то есть находящиеся в специальной разориентации $\Sigma 3$ [162].

Согласно результатам расчетов, подобных, проведенным в работах [187, 188], описанное выше текстурное состояние становится возможным, если зарождение кристаллитов новой фазы (в данном случае мартенсита) происходит на специальных границах матричной фазы (аустенита), в первую очередь $\Sigma 3$. Формирование кристаллитов новой фазы на кристаллографически упорядоченных межзеренных границах матричного материала достаточно однозначно определяет их ориентировки.

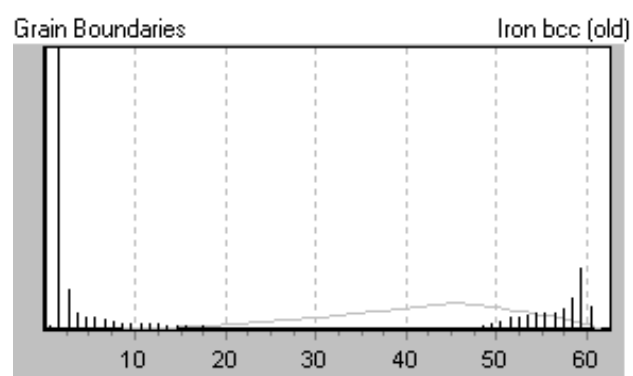
При сравнительно небольших степенях деформации любого металлического материала в нем формируется кристаллографическая текстура, состоящая из стабильных ориентировок, практически неизменяющихся при дальнейшем увеличении степени нагружения [189]. При деформации металла с гранецентрированной кристаллической решеткой в результате его одноосного



a)

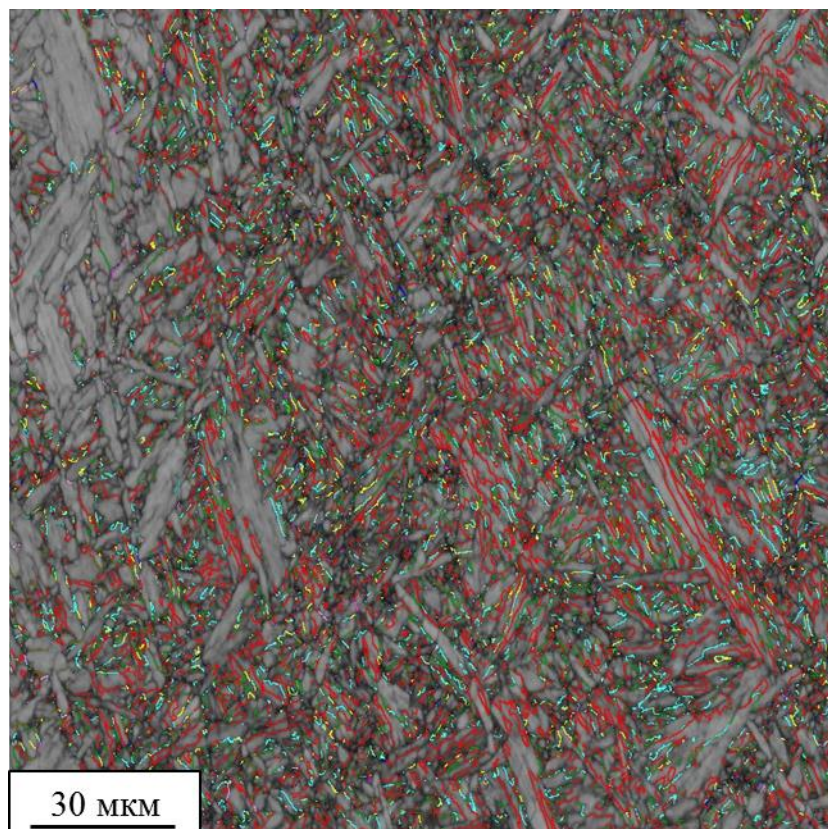


б)

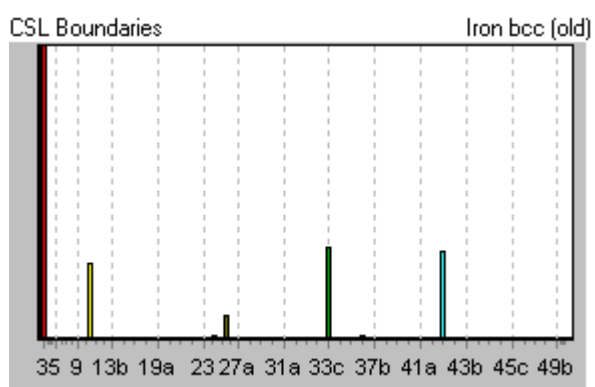


в)

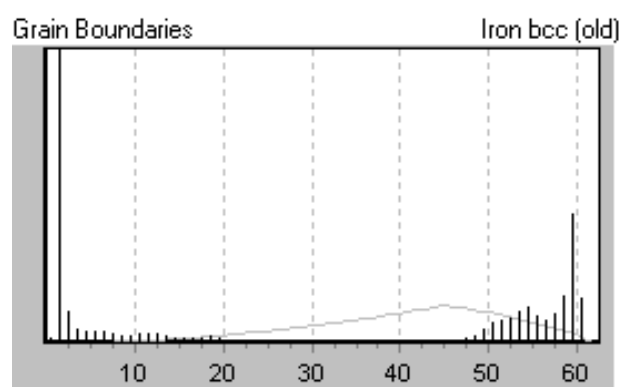
Рисунок 3.11 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА (слева 30ХГСА) с нанесением специальных границ (а), спектры специальных границ (б) и спектры межкристаллитных границ (в)



a)

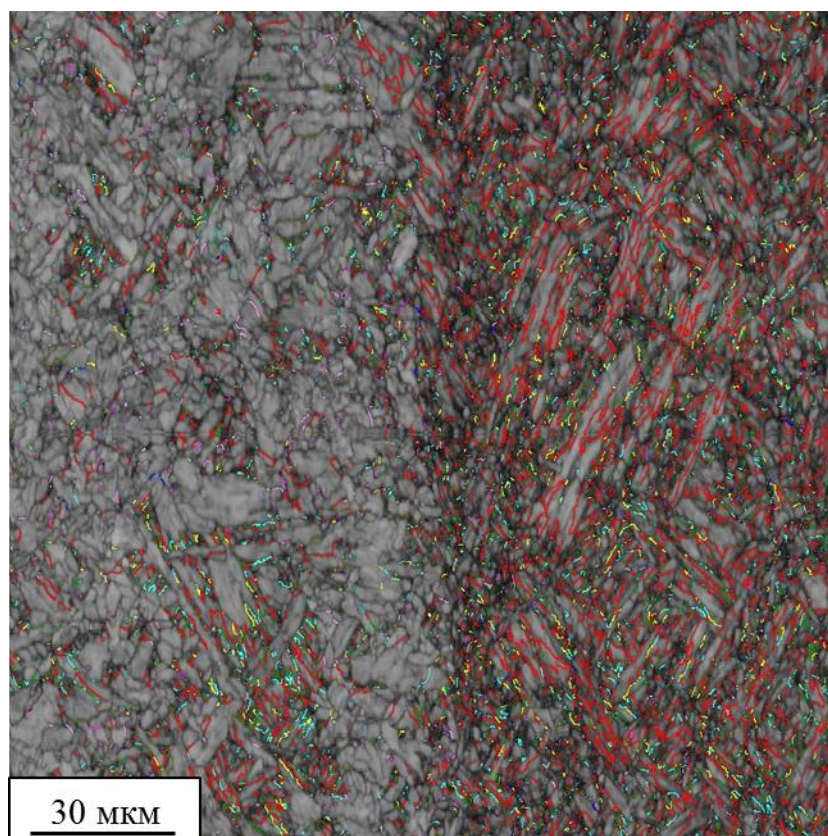


б)

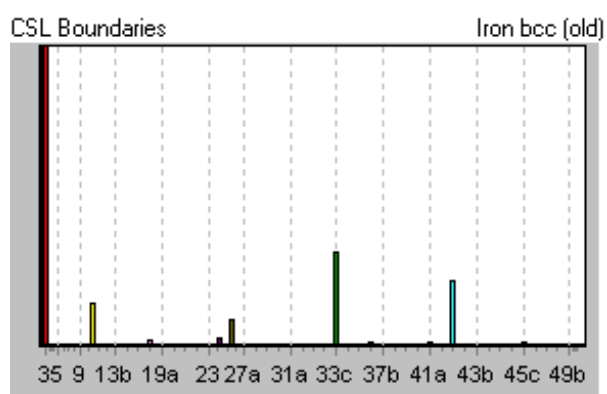


в)

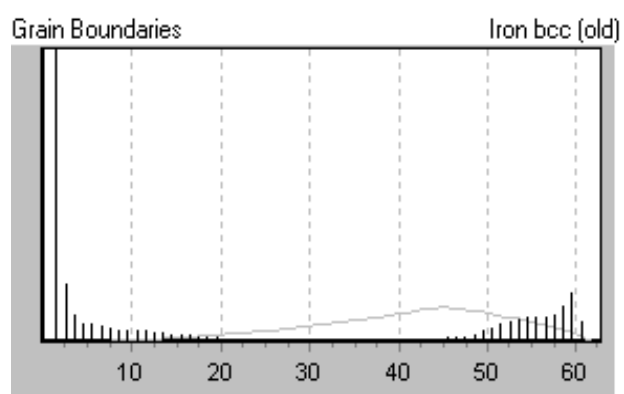
Рисунок 3.12 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХМФА (слева 30ХГСА) с нанесением специальных границ (а), спектры специальных границ (б) и спектры межкристаллитных границ (в)



a)



б)



в)

Рисунок 3.13 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХН2МА (слева 30ХГСА) с нанесением специальных границ (а), спектры специальных границ (б) и спектры межкристаллитных границ (в)

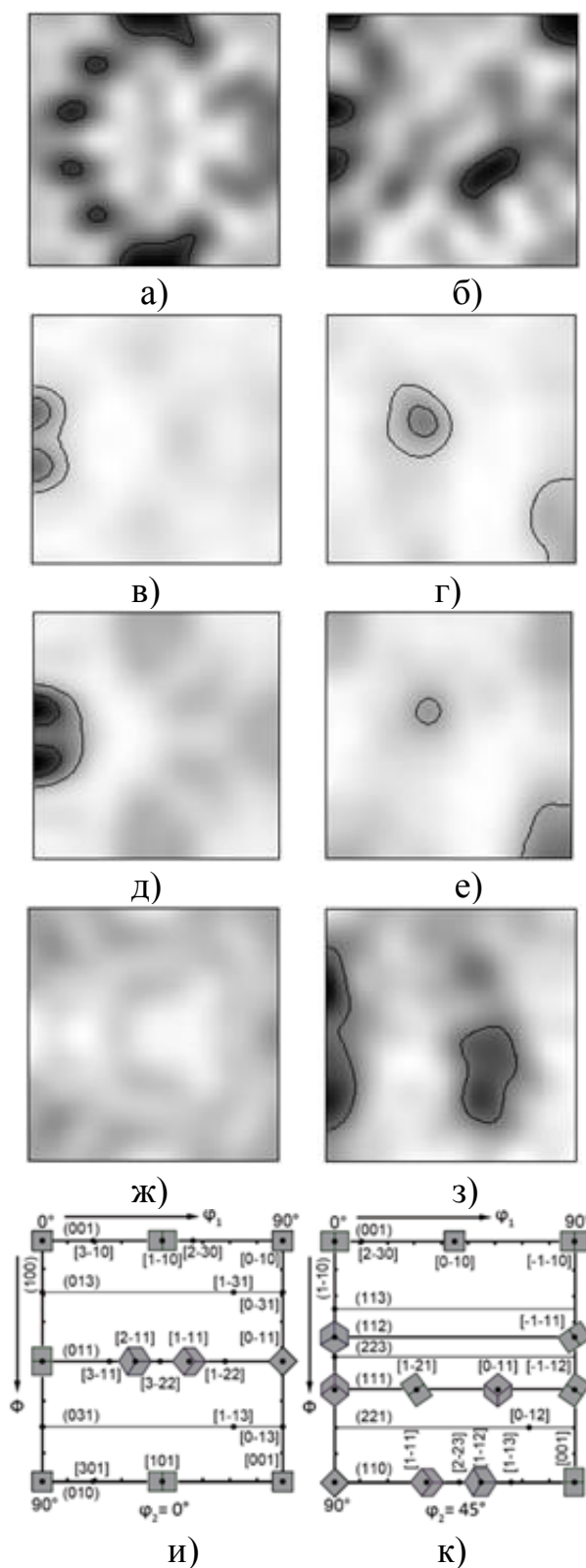


Рисунок 3.14 – Исходная текстура свариваемых изделий (а, б, ж, з) и текстура областей возле сварного шва (в, г – 30ХМА; д, е – 30ХГСА) в виде сечений ФРО:

а, в, д, ж, и – $\phi_2=0^\circ$; б, г, е, з, к – $\phi_2=45^\circ$. На «и» и «к» приведены стандартные сетки для расшифровки ФРО с нанесением элементарных ячеек кристаллической решетки, вид с ПН [162]

нагружения формируется сложная аксиальная текстура с преимущественной осью $\langle 111 \rangle$ параллельной направлению максимальной деформации [190].

При исследовании сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, материалов с ГЦК решеткой авторами работ [191, 192] обнаружены компоненты сдвига $\{110\}\langle 001 \rangle$ и $\{114\}\langle 221 \rangle$ в алюминиевых сплавах, а авторы [193-196] утверждают о преимущественной кристаллографической ориентировки $\{112\}\langle 100 \rangle$ в данных материалах. В аустенитных нержавеющей сталях при данном виде сварки обнаружены компоненты сдвига $\{1-1-1\}\langle 110 \rangle$, $\{-112\}\langle 110 \rangle$, $\{001\}\langle 110 \rangle$ и текстуры в виде повернутого куба [176, 192, 197]. В работе [198] продемонстрирована выраженная текстура сдвига $\{112\}\langle 111 \rangle$, образованная в при сварке трением с перемешиванием в чистом железе. В сварном соединении меди преобладают ориентировки $\{001\}\langle 110 \rangle$ [199], а латуни Cu-30Zn – ориентировки $\{111\}\langle 110 \rangle$ [200].

Тот факт, что различные компоненты текстуры сдвига активны в обработанном трением с перемешиванием материалов с ГЦК-решеткой, может указывать на то, что деформация при данном виде сварки зависит как от процесса, так и от материала. Текстуры сдвига и текстура повернутого куба, наблюдаемые в сплавах с ГЦК-решеткой, указывают на то, что в процессе активны механизмы расширенной пластичности, такие как динамическая рекристаллизация [191, 192].

В случае РСТ среднеуглеродистых сталей, по-видимому, напряженно-деформированное состояние, реализующееся в месте контакта свариваемых сталей, предполагает формирование текстуры аустенита преимущественно в виде двух ориентировок из совокупности $\{112\}\langle 111 \rangle$ (например, $(1,1,-2)[1,1,1]$ и $(-1,-1,2)[1,1,1]$), являющихся стабильными компонентами сдвиговой текстуры [189]. Данные ориентировки находятся по отношению друг к другу в точной специальной разориентации $\Sigma 3$. Соответственно, границы между зернами с данными ориентировками, которые возникают с большой вероятностью, также оказываются специальными – $\Sigma 3$. Расчеты показывают, что при формировании

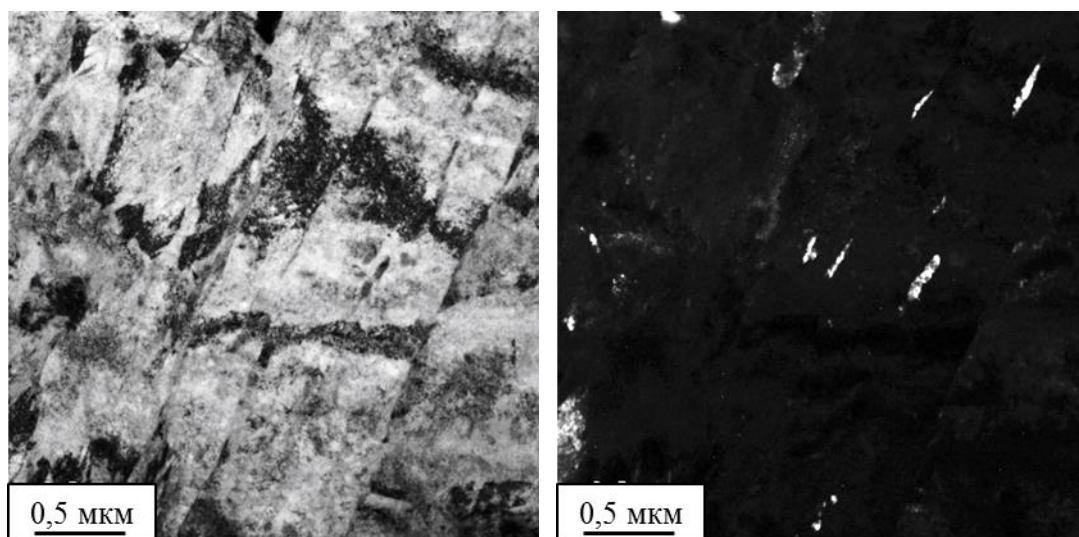
кристаллитов мартенсита в соответствии с ОС К-3 на данных границах возникают ориентировки из совокупности близкой к $\{22,11,1\}\langle 7,16,1\rangle$, отклоненные от точной ориентировки (110)[001] по плоскости на $\sim 19^\circ$ и по направлению на 26° , то есть хорошо описывающие экспериментально зафиксированное текстурное состояние в области сварного шва [162].

3.3 Анализ ориентационных соотношений между мартенситом и аустенитом в зоне сопряжения сварных соединений

Электронно-микроскопическое исследование области сварного шва также показало, что между мартенситными рейками расположены прослойки γ фазы (темнопольное изображение, рисунок 3.15, б). Как показано в работе [201], при наличии остаточного аустенита между γ - и α' -фазами должны реализоваться ОС К-3. Однако, было установлено, что основное количество кристаллов γ -фазы отклонено примерно на $20\text{--}30^\circ$ от идеальных ОС К-3. Следует отметить, что отклонение на углы $10\text{--}30^\circ$ от ОС К-3 являются более близкими к ОС Бейна.

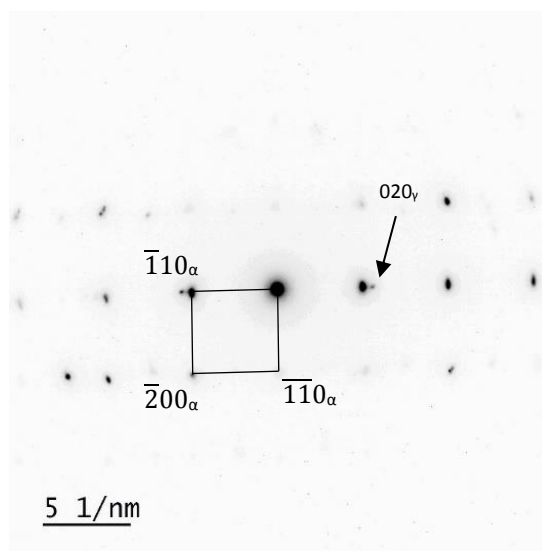
Проведенный ориентационный межфазный анализ методом EBSD (рисунок 3.16) также подтвердил, что очень малая часть кристаллов γ -фазы находится с кристаллитами α' -фазы в ОС близких к ОС К-3 (максимум около 5°). При этом в спектре угловых отклонений межфазных границ от ОС присутствуют выраженные максимумы на углах близких 19.5 , 28.5 , 32.5 и 42.0° (рисунок 3.16, г). Также важно подчеркнуть, что спектр отклонений от ОС К-3 является дискретным.

В работе [202] сделано предположение, что отклонение ОС от «классического» К-3 при сварке трением с перемешиванием стали мартенситного класса является следствием значительного разброса ориентаций внутри зерен исходного аустенита, образующихся при деформации в процессе сварки.



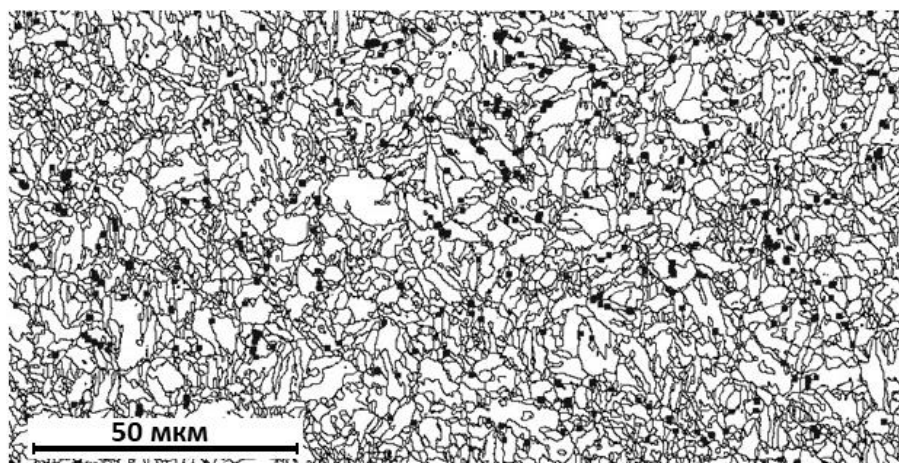
а)

б)



в)

Рисунок 3.15 – Реечный мартенсит в структуре сварного стыка стали 40ХН: а) светлопольное изображение; б) темнопольное изображение в рефлексе $(002)_{\gamma}$; в) электронограмма [163]



а)



б)

Рисунок 3.16 – Микроструктурные характеристики стали 40ХН в зоне сварного шва, полученные методом EBSD: а) ориентационная карта с нанесением межкристаллитных границ $\alpha(\alpha')$ -фазы (белый цвет) и указанием мест выделения γ -фазы (серый цвет, величина выделений увеличена для наглядности за счет толщины межфазных границ); б) спектр угловых отклонений межфазных α' - γ -границ от ориентационных соотношений Курдюмова-Закса [163]

Однако, вид спектра угловых отклонений межфазных α' - γ -границ от ОС К-3 может быть объяснен в предположении, что частицы γ -фазы не являются остаточным (сохранным) при полиморфном превращении аустенитом, а являются вторичными образованиями в соответствие с ОС К-3 из кристаллов α' -фазы, сформировавшихся при фазовом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращении. Для проверки этого предположения по методикам, аналогичным описанным в [187], рассчитывались все возможные ориентации γ - и α' -фаз, образующиеся в результате превращения γ (1 ориентация) $\rightarrow \alpha'$ (24 ориентации в соответствие с ОС К-3) $\rightarrow \gamma_2$ (24 $\times$ 24 ориентации в соответствие с ОС К-3). Затем анализировались все возможные разориентации между всеми ориентациями α' - и γ_2 -фаз. Расчет показал, что экспериментально полученные отклонения от ОС на углах, близких к 12.0, 19.5, 28.5 и 32.5° в пределах $\pm 2^\circ$, также соответствуют ОС К-3. Такие углы разориентации должны наблюдаться между кристаллами α' -фазы, образовавшимися при прямом $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращении, и кристаллами γ -фазы, выделяющимися при обратном $\alpha' \rightarrow \gamma_2$ -превращении.

Другими словами, эти разориентации не являются какими-то новыми ОС, а являются кристаллографическими эквивалентами ОС К-3. При этом основное количество аустенита оказывается не остаточным, а вновь выделенным (или вторичным) [163].

3.4 Выводы по разделу 3

1. Установлено, что в зоне сопряжения сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, полученных ротационной сваркой трением, формируется мартенситная структура с выраженной кристаллографической текстурой, близкой к (110)[001], ось которой ориентирована нормально к поверхности шва.

2. Показана возможность формирования практически однокомпонентной текстуры, обусловленная зарождением α -фазы на специальных границах $\Sigma 3$ при

сдвиговом превращении деформированного аустенита в соответствии с многовариантными ориентационными соотношениями.

3. Методами просвечивающей электронной микроскопии и EBSD-анализа впервые изучено структурно-текстурное состояние сварного стыка при РСТ среднеуглеродистых сталей. Предположено, что в структуре шва сформировался мартенсит с прослойками γ -фазы, основная часть которой образовалась в результате обратного $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma_2$ -превращения и представляет собой вторичный аустенит.

4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

В данном разделе представлены результаты оптимизации параметров РСТ для отдельных сочетаний среднеуглеродистых легированных сталей по критериям прочности и пластичности сварных соединений при растяжении. С применением метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) проанализировано пластическое течение и механизм разрушения сварных соединений, демонстрирующих разрушение в различных зонах. Рассмотрена взаимосвязь микроструктуры, сформированной при сварке, и закономерностей развития пластической деформации в соединениях различных сталей. Оценен вклад механизмов упрочнения микроструктуры в характерных областях зоны воздействия сварки, обеспечивающих сопротивление пластической деформации в данной области. Исследования выполнялись совместно с Кириленко А.С., Исаевой А.В. и Кузьминой Е.А. Полученные результаты опубликованы в работах [203-205] и доложены на конференциях [153, 206-208]. Доля личного вклада составляет 70 %.

Оптимизация параметров РСТ осуществлялась для соединений бурильных труб диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм для сочетаний сталей 32Г2 (группы прочности Л для тела трубы по ГОСТ 32696-2014 или Х по API 5DP) со сталью 40ХН2МА, стали 32ХГМА (группа прочности М для тела трубы по ГОСТ 32696-2014 или G по API 5DP) со сталью 40ХН2МА и соединений облегченных бурильных труб для геологоразведки из стали 30ХГСА диаметром 89,0 мм и толщиной стенки 4,0 мм со сталью 40ХМФА диаметром 92 мм и толщиной стенки 8 мм. Исходные механические свойства трубных заготовок после закалки и отпуска приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Механические свойства сталей в состоянии перед сваркой

Марка стали	HRC	Предел текучести σ_{02} , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %
32Г2	25-29	728-746	845-867	13-14,5
30ХГСА	28-31	783-805	892-941	15,5-17,5
32ХГМА	31-33	777-792	894-907	14,5-15,5
40ХМФА	36-38	1098-1124	1187-1223	9,9-10,5
40ХН2МА	35-38	870-885	984-998	10,5-11

При решении задачи оптимизации параметров РСТ использовались образцы с V-образным концентратором напряжения в зоне стыка (рисунок 4.1, а) и без концентратора напряжения в соответствии с ГОСТ 6996 [209] (рисунок 4.2, б).

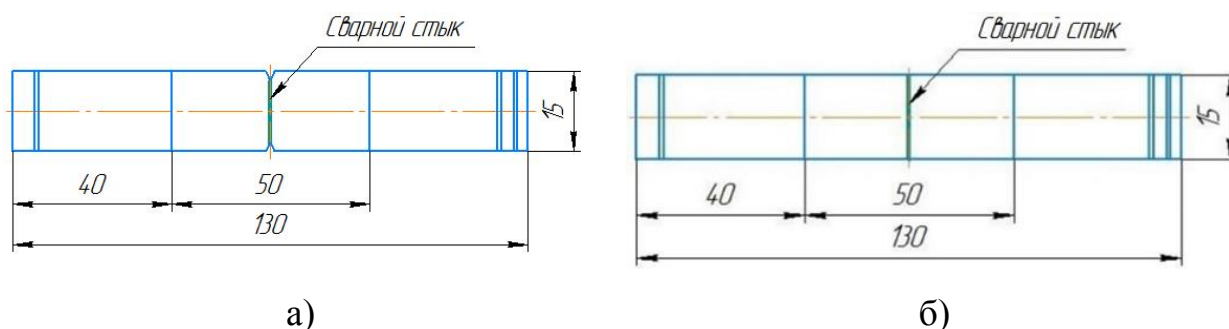


Рисунок 4.1 – Образцы для испытаний на статическое растяжение:

а) с V-образным концентратором напряжения в стыке;

б) без концентратора напряжений

Механические испытания с определением прочностных и пластических характеристик сварных соединений проводились на испытательной машине УТС 111.2 при комнатной температуре и скорости перемещения захвата 7 мм/мин.

Анализ деформационного поведения сварных соединения при растяжении осуществляли на установке Instron 8801 при комнатной температуре в ЦКП «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН. Испытания производили

в соответствии с ГОСТ 6996-66 [209] и ГОСТ 1497-84 [210] на образцах, длиной рабочей части 50 мм, шириной 15 мм и толщиной 5 мм (рисунок 4.2, а), вырезанных в соответствии с рисунком 4.2, б.

Скорость перемещения активного захвата составляла 1 мм/мин, а погрешность определения величины нагрузки соответствовала 0,5 % от измеряемой величины. Для изучения характера распределения полей деформации в процессе испытаний осуществляли съемку боковой поверхности образцов с использованием оптической системы StrainMaster (рисунок 4.3).

В состав системы StrainMaster входят CCD видеокамеры, оптика, устройства подсветки, блок синхронизации, оснастка для монтажа и калибровки, программное обеспечение DaVis. Технические характеристики системы StrainMaster были следующими: разрешение CCD видеокамеры – 1600×1200 пикселей; динамический диапазон CCD видеокамеры – 14 бит; скорость затвора CCD видеокамеры – 1 мкс; частота кадров – 30 кадров/с; минимальный межкадровый интервал – 110 нс; размер пикселя – 7,4 мкм; точность оценки изображения – до 0,01 пикселя; объективы – 24–85мм F/2.8–4. Для получения изображения картины деформации на поверхность образца при помощи спрейера наносили капельки краски (серый фон с дисперсными черными включениями), что позволило при калибровке образца разбить ее на множество ячеек для анализа методом кросс-корреляции (оценка смещения точки поверхности в пределах каждой элементарной ячейки в двух последовательных кадрах) [211].

Использование системы Strain Master позволило получить векторные поля перемещений, по которым рассчитывались составляющие тензора дисторсии поля перемещений

$$E_{ij} = \frac{dU_i}{dr_j}, \quad (4.1)$$

где U_i – векторные компоненты поля перемещений ($i = x, y$);

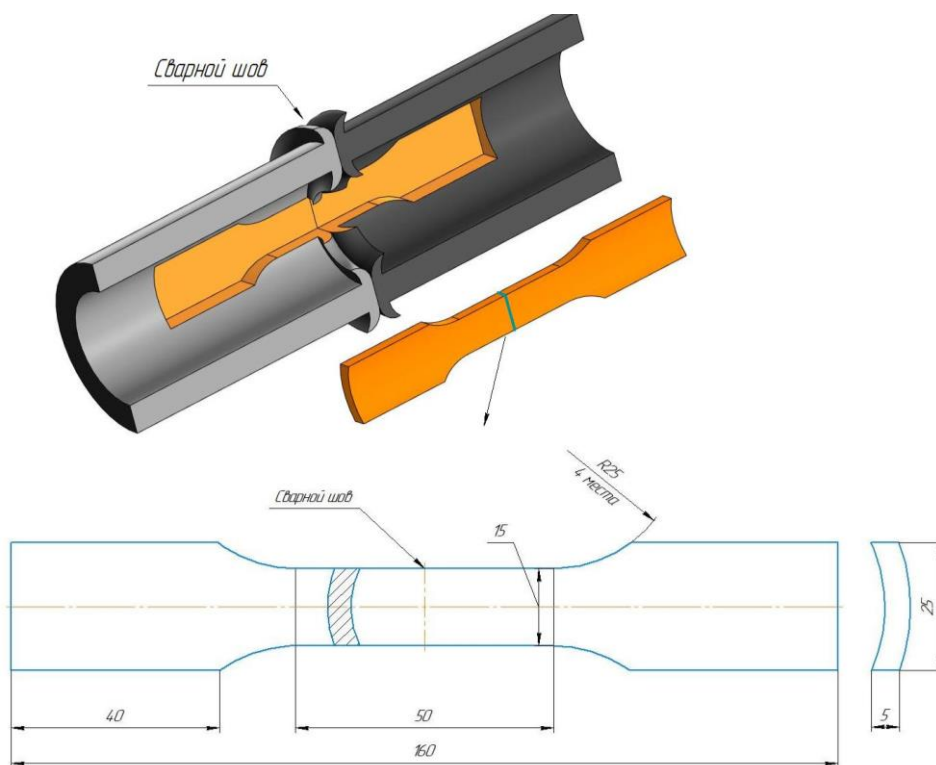
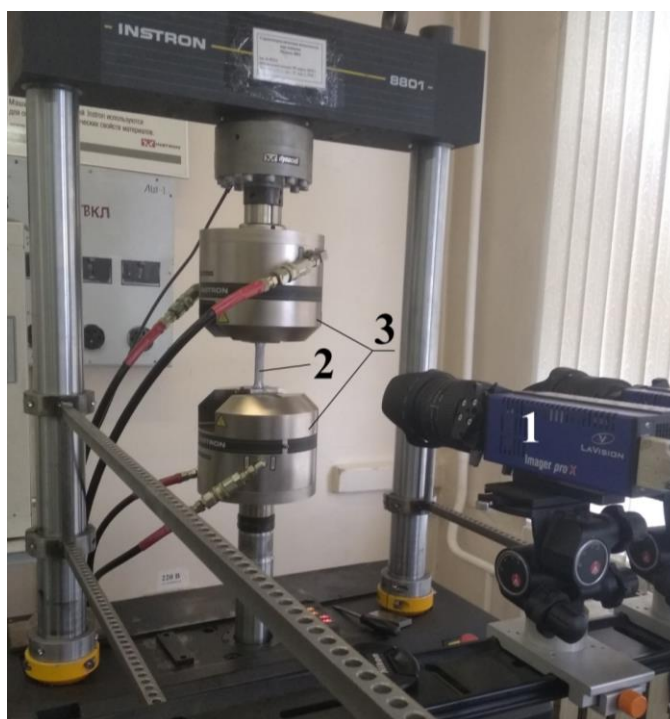


Рисунок 4.2 – Образец сварного соединения для испытаний на одноосное растяжение (а) и схема его вырезки из трубной заготовки со сварным швом (б)



1 - CCD видеокамера, 2 - испытываемый образец, 3 - захваты разрывной машины Instron 8801

Рисунок 4.3 – Установка для проведения испытаний при использовании оптического метода оценки деформаций

r_j – компоненты радиус-вектора, определяющего положение точки в пространстве ($j = x, y$).

В данной работе строили двумерное поле перемещений. Ось y совпадает с осью приложения нагрузки.

Линейные компоненты тензора дисторсии поля перемещений совпадают с линейными компонентами тензора деформации $\varepsilon_{ii} = E_{ii}$.

Сдвиговые компоненты тензора дисторсии поля перемещений и тензора деформации определяются соотношением

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(E_{ij} + E_{ji}), \quad (4.2)$$

где E_{ji} – линейные компоненты тензора деформации.

Программное обеспечение StrainMaster позволило визуализировать распределение компонент тензора деформации на поверхности образца. В настоящей работе рассматривали локальные линейные деформации ε_{yy} в направлении оси растяжения (по длине образца).

В ходе испытаний на растяжение были определены значения временного сопротивления σ_b (МПа), условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ (МПа), относительного удлинения δ (%) и относительного сужения ψ (%) на трех образцах из серии.

Фрактографический анализ образцов производили на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU, JEOL-JSM 6000.

Исследование микроструктуры осуществляли согласно методикам, изложенным в разделе 3. В дополнение к ним, с помощью метода EBSD-анализа осуществлялось построение карт рекристаллизации на основе критерия Хамфри [212]. Рекристаллизованными считались зерна, которые не имеют субструктуру (средний угол разориентировки не превышал 2°), окружены БУГ и их размер не

превышает 4 мкм. На картах рекристаллизации они выделены синим цветом. Если средний угол разориентировки в зерне превышал 2° , то зерна идентифицировались как деформированные. На картах рекристаллизации они выделены красным цветом. Если внутренняя разориентировка в субзерне не превышала 2° , а от субзерна к субзерну превышала, то зерна идентифицировались как субструктурные (полигонизованные). На картах рекристаллизации такие зерна выделены желтым цветом.

4.1 Оптимизация параметров РСТ для соединений замковой части с телом бурильной трубы из различных сочетаний сталей

Для поиска оптимальных режимов, обеспечивающих максимальные свойства сварных соединений при растяжении, произведено математическое планирование четырехфакторного эксперимента с использованием оптимального трехблочного плана Бокса-Бенкена второго порядка для четырех факторов: давления при нагреве P_n , МПа, давления проковки $P_{пр}$, МПа, частоты вращения при нагреве n , об/мин., осадки при нагреве l , мм. Данные параметры в большинстве случаев используются при оптимизации режимов РСТ с непрерывным приводом [100, 102-104, 111, 112]. Общее число опытов $N = 24 + 3$, где 24 – число опытов при кодированных уровнях факторов ($x_i = \pm 1$ и 0), а 3 – число опытов при нулевых уровнях факторов ($x_i = 0$). Для проведения данного эксперимента были выбраны следующие диапазоны варьирования основных параметров: давление при нагреве P_n от 30 до 80 МПа, давление проковки $P_{пр}$ от 90 до 200 МПа, частота вращения при нагреве n от 400 до 1000 об/мин, осадка при нагреве l от 4 до 10 мм (таблица 4.2). Учитывая разнотолщинность трубных заготовок из сталей 30ХГСА и 40ХМФА диапазоны варьирования рассматривались в силовых параметрах сварки и составили: сила при нагреве F_n от 30 до 120 кН, сила проковки $F_{пр}$ от 100 до 280 кН, частота вращения при нагреве n – 400...900 об/мин, осадка при нагреве l – 4...12 мм (таблица 4.3).

Таблица 4.2 – Факторы, уровни и интервалы их варьирования для соединений 32Г2-40ХН2МА, 32ХГМА-40ХН2МА

Кодированное обозначение фактора	Фактор	Уровень фактора			Интервал варьирования
		нижний ($x_i = -1$)	основной ($x_i = 0$)	верхний ($x_i = +1$)	
x_1	Давление при нагреве P_n , МПа	30	55	80	25
x_2	Давление проковки $P_{пр}$, МПа	90	145	200	55
x_3	Частота вращения при нагреве n , об/мин	400	700	1000	300
x_4	Осадка при нагреве l , мм	4	7	10	3

Таблица 4.3 – Факторы, уровни и интервалы их варьирования для соединений 30ХГСА-40ХМФА

Кодированное обозначение фактора	Фактор	Уровень фактора			Интервал варьирования
		нижний ($x_i = -1$)	основной ($x_i = 0$)	верхний ($x_i = +1$)	
x_1	Сила при нагреве F_n , кН	30	75	120	45
x_2	Сила проковки $F_{пр}$, кН	100	190	280	90
x_3	Частота вращения при нагреве n , об/мин	400	650	900	250
x_4	Осадка при нагреве l , мм	4	8	12	4

В качестве критериев оптимизации были использованы следующие характеристики: y_1 – временное сопротивление в сварном стыке на образцах с V-м концентратором в стыке (рисунок 4.1, а) (σ_v , МПа), y_2 – временное сопротивление сварного соединения на образцах без концентратора напряжений (рисунок 4.1, б) (σ_v , МПа), y_3 – относительное удлинение сварного соединения (δ , %).

Таким образом оценивалась как прочность в зоне контактного взаимодействия сталей, так и интегральные характеристики прочности и пластичности сварных соединений, полученных при различных режимах РСТ.

Матрицы плана Бокса-Бенкена для исследуемых сочетаний сварных соединений представлены в таблицах 4.4-4.6.

С помощью пакета прикладных программ STATISTICA произведена обработка экспериментальных данных и получены регрессионные зависимости механических характеристик от параметров сварки. Для соединения сталей 32Г2-40ХН2МА:

- временное сопротивление в стыке (МПа):

$$\begin{aligned} \sigma_{v \text{ (в стыке)}} = & 781,333 + 23,667x_1 - 14,875x_1^2 - 20,167x_2 - 24,125x_2^2 - \\ & - 15,000x_3 + 103,875x_3^2 - 44,833x_4 + 36,875x_4^2 + 20,250x_1x_2 + \\ & + 49,500x_1x_3 - 8,750x_1x_4 - 28,000x_2x_3 + 38,250x_2x_4 + 29,500x_3x_4 \\ & \text{(коэффициент детерминации } R^2 = 0,751); \end{aligned}$$

- временное сопротивление (без концентратора) (МПа):

$$\begin{aligned} \sigma_{v \text{ (без концентр.)}} = & 853,667 + 52,583x_1 - 32,667x_1^2 + 13,167x_2 - 20,292x_2^2 + \\ & + 5,000x_3 + 84,708x_3^2 - 35,583x_4 + 41,833x_4^2 + 29,000x_1x_2 - \\ & - 14,000x_1x_3 - 24,750x_1x_4 - 36,000x_2x_3 + 36,500x_2x_4 - 2,000x_3x_4 \\ & \text{(коэффициент детерминации } R^2 = 0,833); \end{aligned}$$

Таблица 4.4 – Матрица плана Бокса-Бенкена для соединения 32Г2-40ХН2МА [204]

№	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	y ₁	y ₂	y ₃
1	-1	-1	0	0	798	821,2	4,8
2	+1	-1	0	0	844	892,8	24,0
3	-1	+1	0	0	721	829	5,6
4	+1	+1	0	0	848	1017,2	8,8
5	0	0	-1	-1	1100	1105	20,0
6	0	0	+1	-1	951	1079,5	7,0
7	0	0	-1	+1	955	1062,5	5,0
8	0	0	+1	+1	924	1030,5	6,0
9	0	0	0	0	836	906,5	8,0
10	-1	0	0	-1	712	755	5,0
11	+1	0	0	-1	825	910	4,0
12	-1	0	0	+1	700	758	5,0
13	+1	0	0	+1	778	814,4	12,0
14	0	-1	-1	0	841	836,7	9,0
15	0	+1	-1	0	914	981,1	6,4
16	0	-1	+1	0	765	819,6	10,0
17	0	+1	+1	0	726	820	5,0
18	0	0	0	0	765	836	10,0
19	-1	0	-1	0	863	741,6	4,0
20	+1	0	-1	0	724	849,8	20,0
21	-1	0	+1	0	896	917,8	3,7
22	+1	0	+1	0	955	969,6	22,4
23	0	-1	0	-1	949	966,1	17,9
24	0	+1	0	-1	771	834,4	15,6
25	0	-1	0	+1	719	772,4	8,4
26	0	+1	0	+1	694	785,6	6,0
27	0	0	0	0	743	817,5	10,0

Таблица 4.5 – Матрица плана Бокса-Бенкена для соединения 32ХГМА-40ХН2МА

№	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	y ₁	y ₂	y ₃
1	-1	-1	0	0	1015	864	18,0
2	+1	-1	0	0	1044	893	19,0
3	-1	+1	0	0	714	829	21,0
4	+1	+1	0	0	689	894	19,0
5	0	0	-1	-1	692	897	20,0
6	0	0	+1	-1	744	905	22,5
7	0	0	-1	+1	765	898	24,5
8	0	0	+1	+1	1022	921	26,5
9	0	0	0	0	992	904	25,5
10	-1	0	0	-1	924	834	17,5
11	+1	0	0	-1	952	908	22,4
12	-1	0	0	+1	712	854	18,5
13	+1	0	0	+1	762	895	24,5
14	0	-1	-1	0	912	874	23,0
15	0	+1	-1	0	651	882	24,5
16	0	-1	+1	0	999	874	23,5
17	0	+1	+1	0	708	880	23,0
18	0	0	0	0	984	894	25,0
19	-1	0	-1	0	688	848	18,5
20	+1	0	-1	0	792	897	24,5
21	-1	0	+1	0	934	867	20,5
22	+1	0	+1	0	1044	893	22,5
23	0	-1	0	-1	884	894	25,0
24	0	+1	0	-1	702	889	25,5
25	0	-1	0	+1	926	872	24,5
26	0	+1	0	+1	686	885	24,0
27	0	0	0	0	994	898	25,0

Таблица 4.6 – Матрица плана Бокса-Бенкена для соединения 30ХГСА-40ХМФА [203]

№	x ₁	x ₂	x ₃	x ₄	y ₁	y ₂	y ₃
1	-1	-1	0	0	1008	923	12
2	+1	-1	0	0	1021	994	18
3	-1	+1	0	0	653	931	20
4	+1	+1	0	0	715	989	18
5	0	0	-1	-1	692	997	21
6	0	0	+1	-1	753	1003	21,5
7	0	0	-1	+1	744	998	22,5
8	0	0	+1	+1	1055	1008	24,5
9	0	0	0	0	985	1003	24,5
10	-1	0	0	-1	922	925	11,5
11	+1	0	0	-1	945	1004	19,7
12	-1	0	0	+1	703	949	17,5
13	+1	0	0	+1	782	998	23,5
14	0	-1	-1	0	893	944	22,0
15	0	+1	-1	0	644	983	24,5
16	0	-1	+1	0	1018	979	22,5
17	0	+1	+1	0	714	982	21,0
18	0	0	0	0	995	999	24,0
19	-1	0	-1	0	682	941	18,0
20	+1	0	-1	0	784	998	24,5
21	-1	0	+1	0	926	971	22,5
22	+1	0	+1	0	1065	995	23,5
23	0	-1	0	-1	865	957	19,0
24	0	+1	0	-1	685	983	23,5
25	0	-1	0	+1	920	948	19,5
26	0	+1	0	+1	690	986	23,5
27	0	0	0	0	978	998	24,0

- относительное удлинение (%):

$$\begin{aligned}\delta = & 9,333 + 5,508x_1 + 0,679x_1^2 - 2,225x_2 + 0,579x_2^2 - \\ & - 0,858x_3 + 0,204x_3^2 - 2,508x_4 - 0,246x_4^2 - 4,000x_1x_2 + \\ & + 0,675x_1x_3 + 1,250x_1x_4 - 0,600x_2x_3 - 0,025x_2x_4 + 3,500x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,763).\end{aligned}$$

Для соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА:

- временное сопротивление в стыке (МПа):

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{в (в стыке)}} = & 990,000 + 24,667x_1 - 42,958x_1^2 - 135,833x_2 - 85,458x_2^2 + \\ & + 79,250x_3 - 82,833x_3^2 - 2,083x_4 - 105,333x_4^2 - 13,500x_1x_2 + \\ & + 1,500x_1x_3 + 5,500x_1x_4 - 7,500x_2x_3 - 14,500x_2x_4 + 51,250x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,801)\end{aligned}$$

- временное сопротивление (без концентратора) (МПа):

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{в (без концентр.)}} = & 898,667 + 23,667x_1 - 20,958x_1^2 - 1,000x_2 - 14,208x_2^2 + \\ & + 3,667x_3 - 0,958x_3^2 - 0,167x_4 + 1,042x_4^2 + 9,000x_1x_2 - \\ & - 5,750x_1x_3 - 8,250x_1x_4 - 0,500x_2x_3 + 4,500x_2x_4 + 3,750x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,927)\end{aligned}$$

- относительное удлинение (%):

$$\begin{aligned}\delta = & 25,167 + 1,492x_1 - 4,029x_1^2 + 0,333x_2 - 1,017x_2^2 + \\ & + 0,292x_3 - 0,579x_3^2 + 0,800x_4 - 0,342x_4^2 - 0,750x_1x_2 - \\ & - 1,000x_1x_3 + 0,275x_1x_4 - 0,500x_2x_3 - 0,250x_2x_4 - 0,125x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,786)\end{aligned}$$

Вышеприведенные уравнения регрессии представлены в кодированном виде, причем:

$$x_1 = \frac{P_{\text{тр}} - 55}{25}; \quad x_2 = \frac{P_{\text{пр}} - 145}{55}; \quad x_3 = \frac{n - 700}{300}; \quad x_4 = \frac{l - 7}{3}.$$

Для соединения стале 30ХГСА-40ХМФА:

- временное сопротивление в стыке (МПа):

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{в}} = & 986,000 + 34,833x_1 - 45,542x_1^2 - 135,333x_2 - 93,042x_2^2 + 91,000x_3 - \\ & 75,042x_3^2 + 2,667x_4 - 101,792x_4^2 + 12,250x_1x_2 + 9,250x_1x_3 + 14,000x_1x_4 - \\ & 13,750x_2x_3 - 12,500x_2x_4 + 62,500x_3x_4, \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,801) \end{aligned}$$

- временное сопротивление (без концентратора) (МПа):

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{в (без концентр.)}} = & 1000,000 + 28,167x_1 - 22,167x_1^2 + 9,083x_2 - 24,542x_2^2 + \\ & + 6,417x_3 + 0,458x_3^2 + 1,500x_4 - 4,917x_4^2 - 3,250x_1x_2 - \\ & - 8,250x_1x_3 - 7,500x_1x_4 - 9,000x_2x_3 + 3,000x_2x_4 + 1,000x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,948) \end{aligned}$$

- относительное удлинение (%):

$$\begin{aligned} \delta = & 24,167 + 2,142x_1 - 4,067x_1^2 + 1,458x_2 - 2,217x_2^2 + \\ & + 0,250x_3 + 0,846x_3^2 + 1,233x_4 - 1,754x_4^2 - 2,000x_1x_2 - \\ & - 1,375x_1x_3 - 0,550x_1x_4 - 1,000x_2x_3 - 0,125x_2x_4 + 0,375x_3x_4 \\ & (\text{коэффициент детерминации } R^2 = 0,868) \end{aligned}$$

Вышеприведенные уравнения регрессии представлены в кодированном виде, причем:

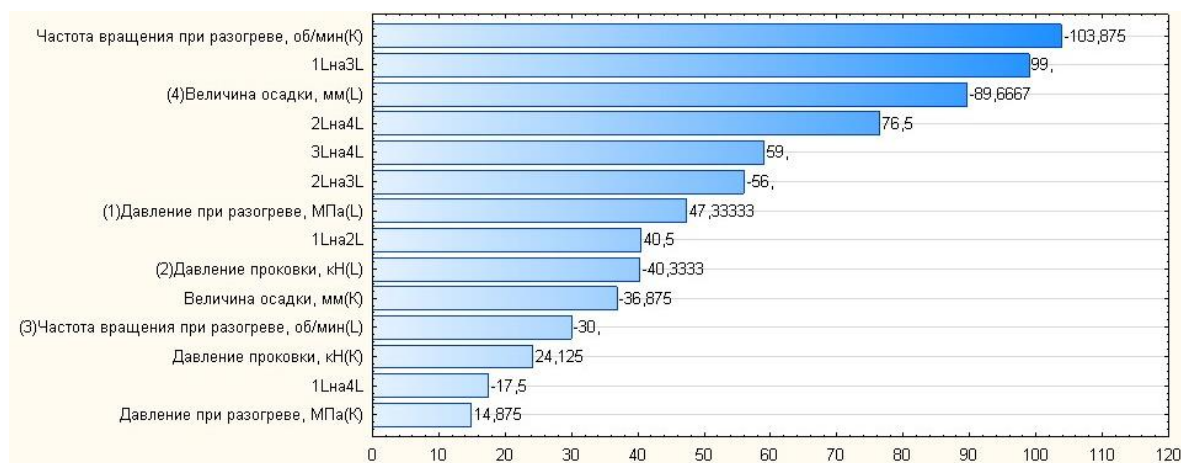
$$x_1 = \frac{F_{mp} - 75}{45}; \quad x_2 = \frac{F_{np} - 190}{90}; \quad x_3 = \frac{n - 650}{250}; \quad x_4 = \frac{l - 8}{4}$$

Анализ регрессионных зависимостей показал, что расхождение между экспериментальными значениями и данными, рассчитанными по уравнению регрессии, не превышает 15 %, что также подтверждает адекватность полученных уравнений.

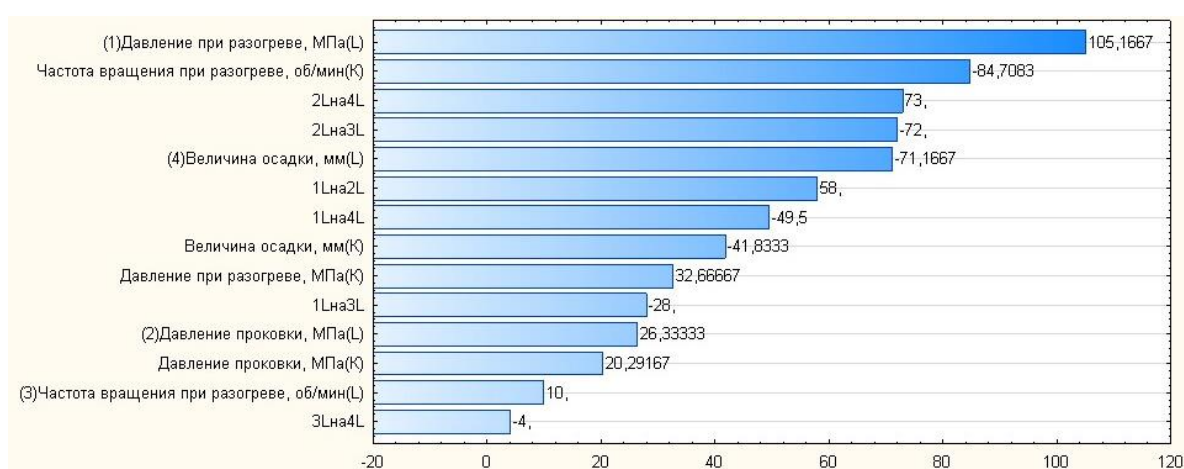
Карты Парето, отражающие степень влияния варьируемых параметров РСТ, представлены на рисунках 4.4-4.6. На основании карт Парето установлено, что все используемые в эксперименте параметры сварки оказывают влияние на основные характеристики сварных соединений, причем влияние оказывают не только линейные эффекты, но и эффекты взаимодействия. При этом для сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА на прочность сварного стыка доминирующее влияние оказывает частота вращения при трении (разогреве), а для соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА и 30ХГСА-40ХМФА – давление проковки. На интегральную прочность и пластичность сварных соединений во всех случаях преимущественно влияет давление при трении (разогреве).

С помощью программы STATISTICA были получены и проанализированы поверхности отклика (рисунки 4.7-4.9). Для сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА установлено, что наибольшая прочность как в стыке, так и интегральная обеспечивается для частоты вращения 400 об/мин и величины осадки от 4 до 6 мм (рисунок 4.7, а, в). Максимальная пластичность сварных соединений также имеет место при указанных величинах параметров (рисунок 4.7, б). В связи с этим, в качестве оптимальных были приняты следующие значения данных параметров: $l=4$ мм; $n=400$ об/мин. Дальнейшая оценка влияния силовых параметров для данного сварного соединения осуществлялась при данных величинах.

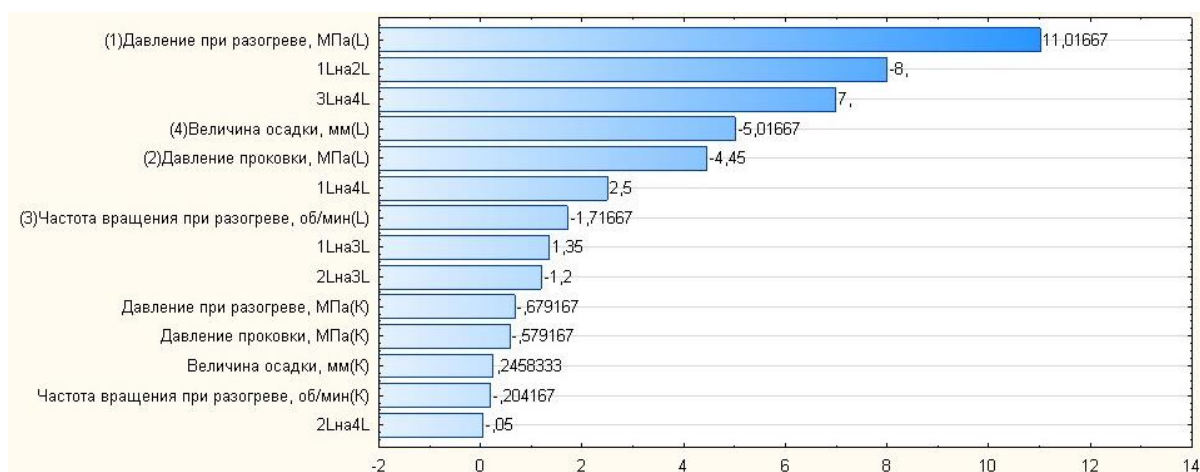
Анализ графиков зависимостей свойств от силовых параметров позволил установить, что оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную интегральную прочность, то есть значения временного



а)



б)



в)

Рисунок 4.4 – Карта Парето эффектов для соединения 32Г2-40ХН2МА:

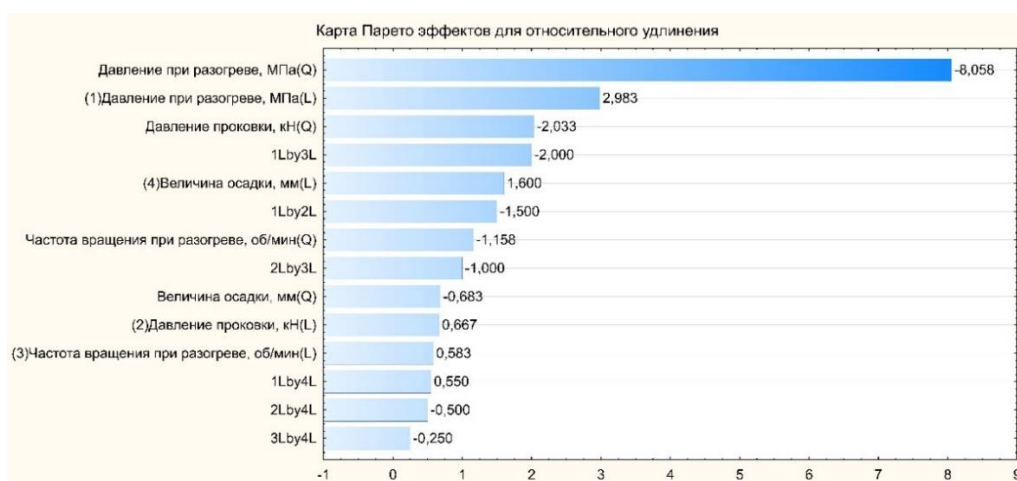
- а) временное сопротивление в сварном стыке с V-м концентратором;
 б) временное сопротивление сварного соединения; в) относительное удлинение сварного соединения [204]



а)

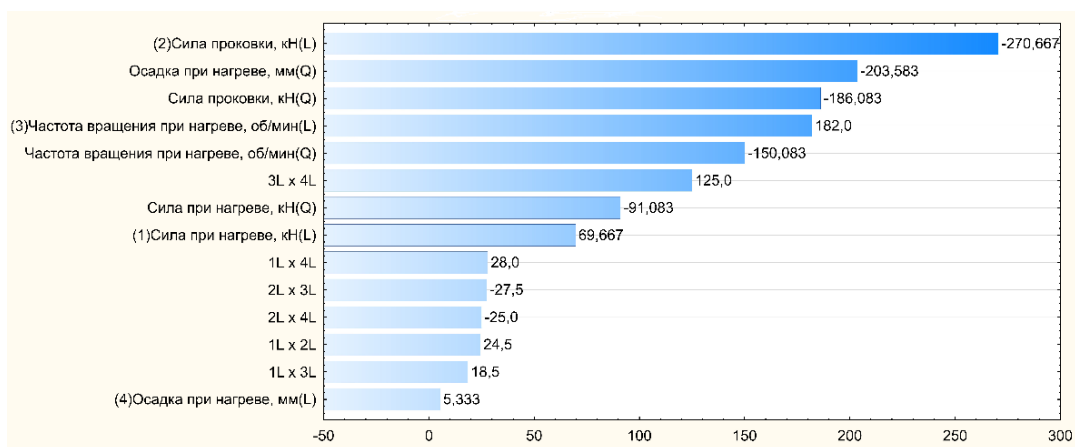


б)

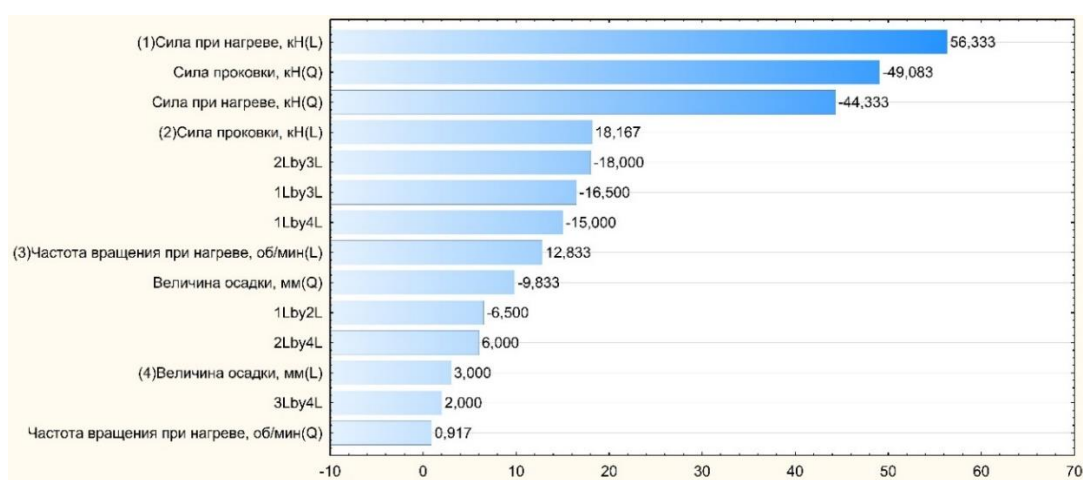


в)

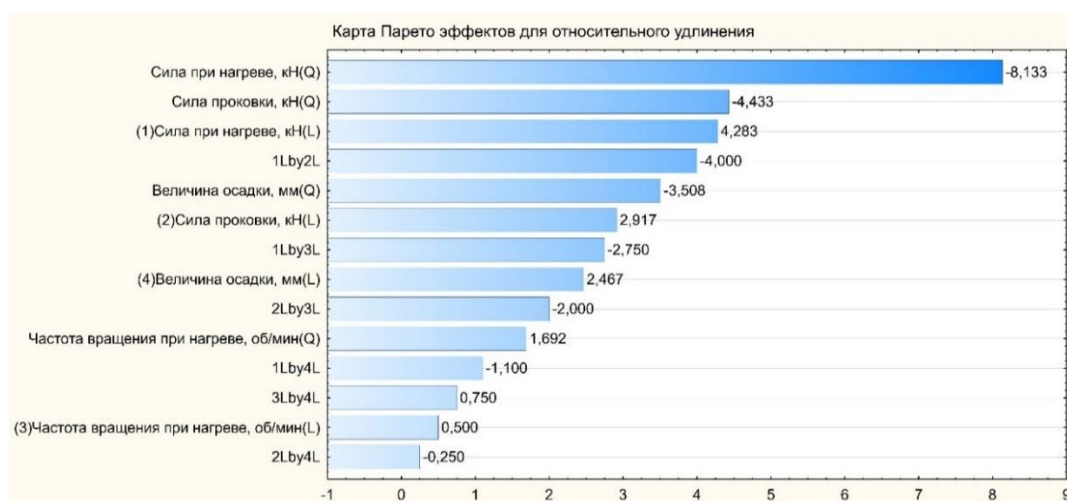
Рисунок 4.5 – Карта Парето эффектов для соединения 32ХГМА-40ХН2МА: а) временное сопротивление в сварном стыке с V-м концентратором; б) временное сопротивление сварного соединения; в) относительное удлинение сварного соединения



а)

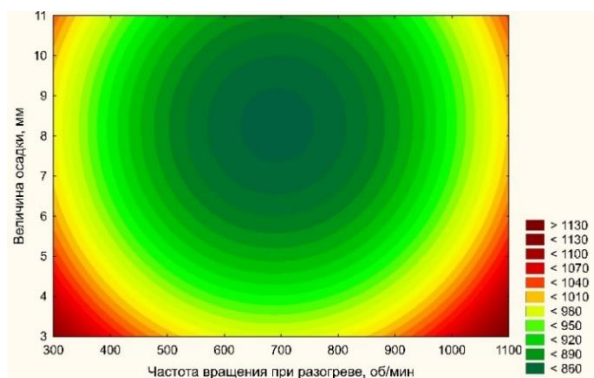


б)

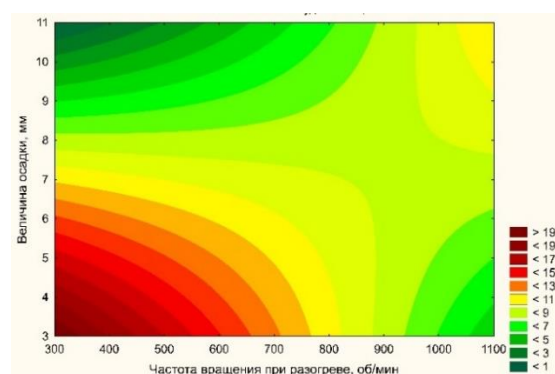


в)

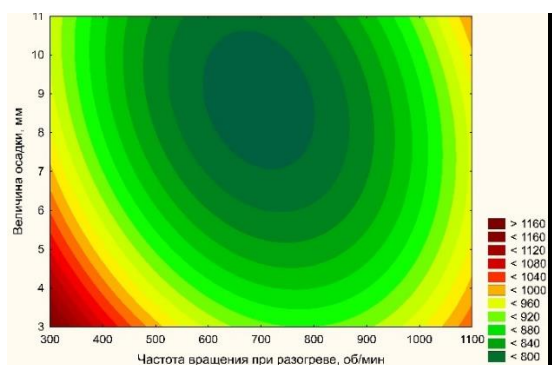
Рисунок 4.6 – Карта Парето эффектов для соединения 30ХГСА-40ХМФА: а) временное сопротивление в сварном стыке с V-м концентратором; б) временное сопротивление сварного соединения; в) относительное удлинение сварного соединения [203]



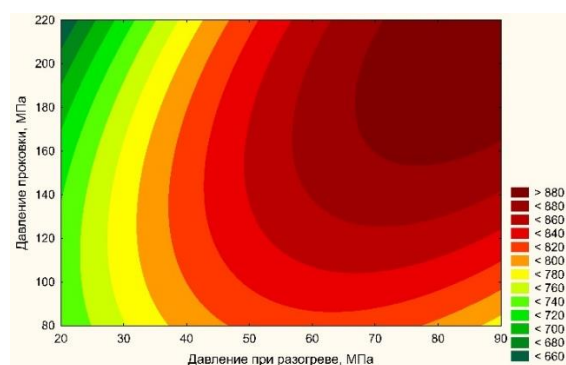
а)



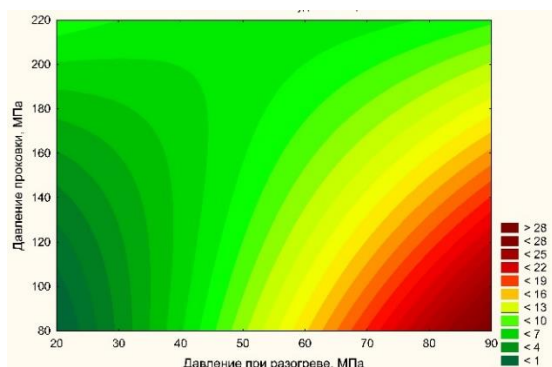
б)



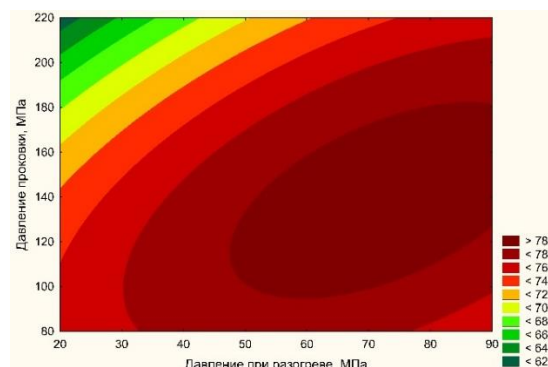
в)



г)



д)



е)

Рисунок 4.7 – Поверхности отклика влияния параметров процесса РСТ на основные характеристики сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА:

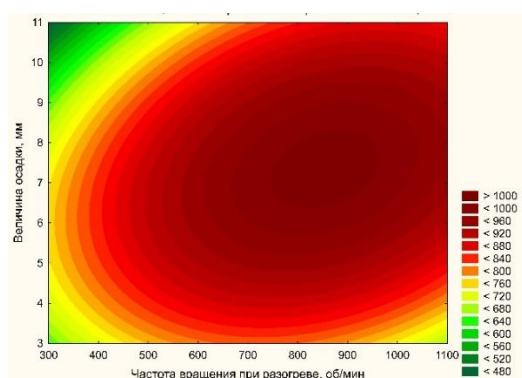
а) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление; б) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на относительное удлинение; в) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление в сварном стыке; г) давления проковки и давления при нагреве на временное сопротивление; д) давления при нагреве и давления проковки на относительное удлинение; е) давления проковки и давления при нагреве на временное сопротивление в стыке

сопротивления более 840 МПа является давление при нагреве 50-90 МПа, давление проковки 90-200 МПа; оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную пластичность сварного соединения, то есть значения относительного удлинения более 16 % является давление при нагреве 65-90 МПа, давление проковки 80-120 МПа; оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную прочность зоны контактного взаимодействия, то есть, значения временного сопротивления в сварном стыке более 740 МПа является давление при нагреве 20-90 МПа, давление проковки 80-140 МПа.

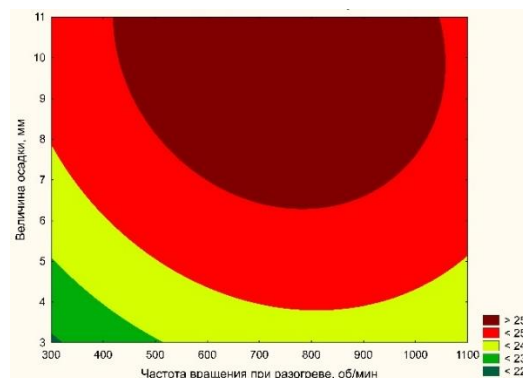
Учитывая полученные результаты, оптимальным диапазоном параметров РСТ для сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, обеспечивающим сочетание наибольшей прочности и достаточной пластичности сварного соединения явились: давление при нагреве P_n – 60-80 МПа, давление проковки $P_{пр}$ – 120-140 МПа, частота вращения при нагреве n – 400 об/мин, осадка при нагреве l – 4 мм. При соблюдении указанных параметров сварки прогнозируемые свойства сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА составят: прочность сварного стыка с V-м концентратором σ_b не менее 780 МПа, интегральная прочность сварного соединения σ_b не менее 860 МПа, относительное удлинение δ не менее 16 %.

По такому же принципу были проанализированы поверхности отклика для сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА (рисунок 4.8). Диапазон изменения значений интегральной прочности на образцах сварных соединений без концентратора небольшой и составляет от 854 до 921 МПа, поэтому в первую очередь при выборе оптимальных параметров ориентировались на значения временного сопротивления в стыке.

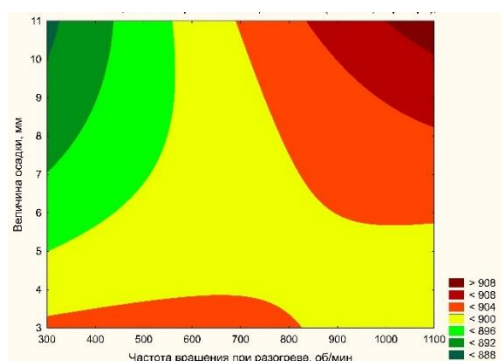
Установлено, что наибольшая прочность сварного соединения в стыке обеспечивается для частоты вращения 800-900 об/мин и осадки при нагреве 7-8 мм (рисунок 4.8, а). Максимальная пластичность сварных соединений также имеет место при указанных величинах параметров (рисунок 4.8, б). Значения



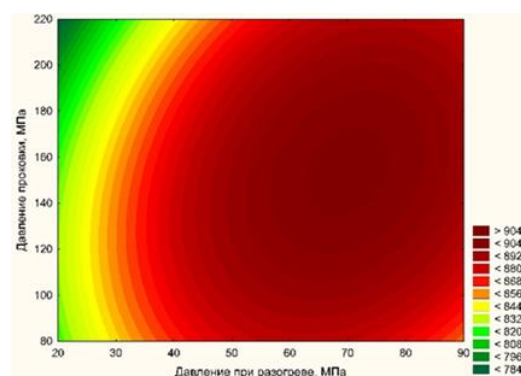
а)



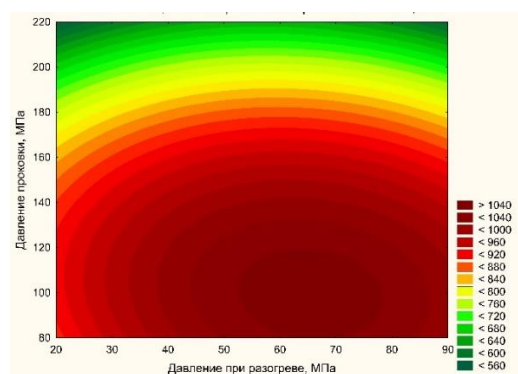
б)



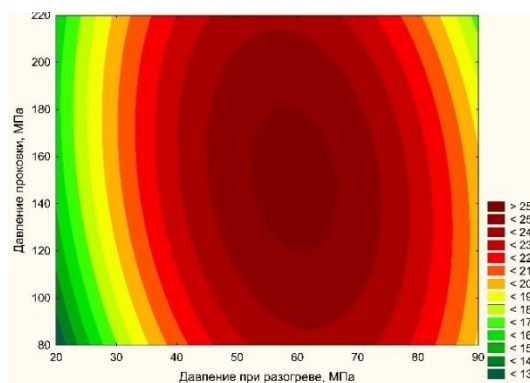
в)



г)



д)



е)

Рисунок 4.8 – Поверхности отклика влияния параметров процесса РСТ на основные характеристики сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА: а) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление в сварном стыке; б) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на относительное удлинение; в) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление; г) давления проковки и давления при нагреве на временное сопротивление; д) давления при нагреве и давления проковки на временное сопротивление в стыке; е) давления проковки и давления при нагреве на относительное удлинение

интегральной прочности при указанных параметрах находятся в районе 900 МПа (рисунок 4.8, в). В связи с этим, в качестве оптимальных были приняты следующие значения данных параметров: $l=7$ мм; $n=800$ об/мин. Дальнейшая оценка влияния силовых параметров осуществлялась при данных величинах.

На основании полученных графиков установлено, что оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную интегральную прочность, то есть значения временного сопротивления более 890 МПа является давление при нагреве 65-75 МПа, давление проковки 140-160 МПа (рисунок 4.8, г); оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную пластичность сварного соединения, то есть значения относительного удлинения более 24 % является давление при нагреве 55-65 МПа, давление проковки 120-180 МПа (рисунок 4.8, е); оптимальным диапазоном параметров, обеспечивающих максимальную прочность в сварном стыке, то есть значения временного сопротивления в стыке более 1040 МПа является давление при нагреве 55-75 МПа, давление проковки 80-120 МПа (рисунок 4.8, д).

Учитывая полученные результаты, диапазоном параметров РСТ, обеспечивающим оптимальное сочетание интегральной прочности и прочности стыка сталей при хорошей пластичности сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА явились: давление при нагреве (трении) $P_n = 60-70$ МПа, давление проковки $P_{пр} = 120-140$ МПа, частота вращения при нагреве $n = 800$ об/мин, осадка при нагреве $l = 7$ мм. При соблюдении указанных параметров сварки прогнозируемые свойства сварного соединения составят: прочность сварного стыка с V-м концентратором σ_b не менее 1000 МПа, интегральная прочность сварного соединения σ_b не менее 890 МПа, относительное удлинение δ не менее 23 %.

При сварке сталей 30ХГСА и 40ХМФА, как и в случае с 32ХГМА и 40ХН2МА, временное сопротивление на образцах без концентратора напряжений изменяется незначительно (923-1004 МПа). Поэтому основное внимание было уделено анализу временного сопротивления стыка. Согласно

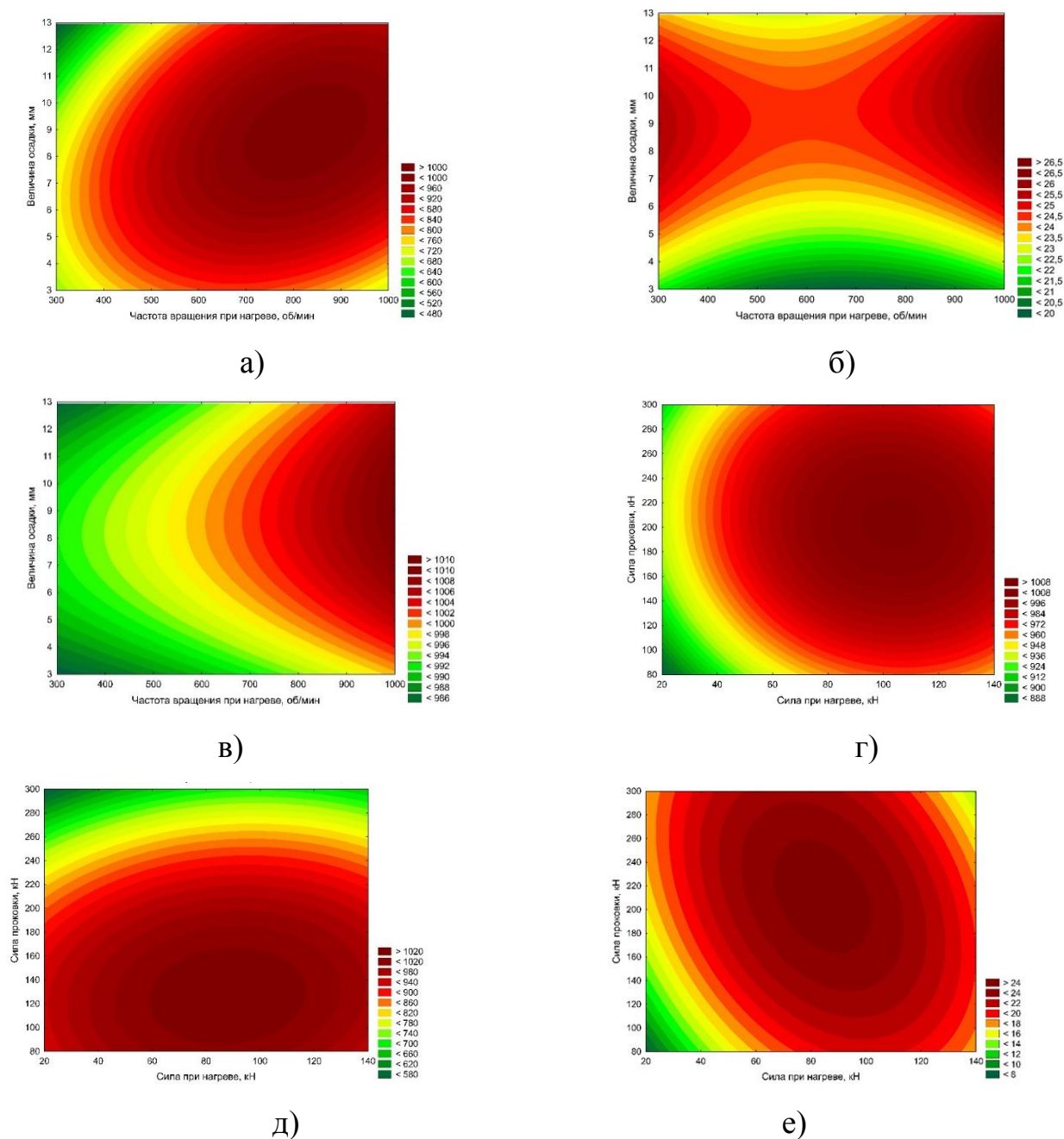


Рисунок 4.9 – Поверхности отклика влияния параметров процесса РСТ на основные характеристики сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА:

а) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление в сварном стыке; б) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на относительное удлинение; в) осадки при нагреве и частоты вращения при нагреве на временное сопротивление; г) силы проковки и силы при нагреве на временное сопротивление; д) силы при нагреве и силы проковки на временное сопротивление в стыке; е) силы проковки и силы при нагреве на относительное удлинение

рисунка 4.9, а, максимальное значение этой характеристики (около 1000 МПа) достигается при частоте вращения 700-950 об/мин и осадке при нагреве 7-10 мм. Для достижения максимальной пластичности (относительное удлинение более 25 %) были выбраны следующие параметры: $l=8$ мм; $n=950$ об/мин. Дальнейшее исследование влияния силовых параметров проводилось с учетом этих значений.

Исследование графиков (рисунок 4.9) позволило определить оптимальные режимы сварки для достижения высоких механических свойств. Для обеспечения максимальной интегральной прочности ($\sigma_b > 980$ МПа) рекомендуется использовать силу при нагреве 90-120 кН и силу проковки 180-220 кН (рисунок 4.9, г). Максимальная деформационная способность сварного соединения (относительное удлинение более 24 %) достигается при силе нагрева 65-105 кН и силе проковки 160-260 кН (рисунок 4.9, е). Наилучшая прочность непосредственно в сварном стыке (временное сопротивление выше 1020 МПа) обеспечивается силой при нагреве 60-120 кН и силой проковки 80-160 кН (рисунок 4.9, д).

С учетом этих данных, оптимальные параметры для сварки сталей 30ХГСА-40ХМФА, обеспечивающие наилучший баланс между общей прочностью, прочностью стыка и высокой деформационной способностью, следующие: сила при нагреве (трении) $F_n = 90-120$ кН, сила проковки $F_{np} = 160-180$ кН, частота вращения при нагреве $n = 950$ об/мин, осадка при нагреве $l = 8$ мм. При таких условиях сварки ожидаемые характеристики соединения будут: прочность сварного стыка с V-образным концентратором $\sigma_b \geq 1000$ МПа, общая прочность сварного соединения $\sigma_b \geq 980$ МПа, относительное удлинение $\delta \geq 24$ %.

В таблицу 4.7 сведены полученные результаты оптимизации режимов сварки для различных сочетаний сталей.

Характерно, что при механических испытаниях на растяжение цельных образцов сварных соединений, полученных при различных режимах согласно матрице планирования эксперимента, место разрушения фиксировалось в

Таблица 4.7 – Механические свойства сварных соединений, полученных в результате оптимизации параметров РСТ

Тип образца	Типоразмер заготовок	Оптимальные режимы сварки	$\sigma_{\text{в стыка}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
32Г2-40ХН2МА	Ø73×9	$P_{\text{н}} = 60-80$ МПа; $P_{\text{пр}} = 120-140$ МПа; $n = 400$ об/мин; $l = 4$ мм	>780	>860	>16*
32ХГМА-40ХН2МА	Ø73×9	$P_{\text{н}} = 60-70$ МПа; $P_{\text{пр}} = 120-140$ МПа; $n = 800$ об/мин; $l = 7$ мм	>1000	>890	>23*
30ХГСА-40ХМФА	Ø89×4/ Ø92×8	$F_{\text{н}} = 90-120$ кН; $F_{\text{пр}} = 160-180$ кН; $n = 950$ об/мин; $l = 8$ мм	>1000	>980	>24*

* δ рассчитано по отношению к расчетное зоне наименее прочной стали

Таблица 4.8 – Доля образцов от общего количества, разрушенных в характерных зонах сварных соединений

Сварное соединение	Разрушение в стыке	Разрушение в ЗТМВ	Разрушение в ОМ
32Г2-40ХН2МА	66 %	24 %	10 %
30ХГСА-40ХМФА	0%	65 %	35 %
32ХГМА-40ХН2МА		19 %	81 %

различных участках образцов: по стыку, в ЗТМВ, по основному металлу наименее прочной стали. В таблицу 4.8 сведены результаты количественной оценки характерных зон разрушения из общего количества испытанных образцов. Анализ полученных результатов показал, что соединение сталей 32Г2-40ХН2МА чаще всего разрушались по стыку (66 %). В то же время случаев разрушения по стыку для соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА в исследуемом диапазоне параметров сварки зафиксировано не было. При этом менее чувствительным к параметрам сварки оказалось соединение сталей 32ХГМА-40ХН2МА, так как наибольшая доля образцов (81 %) разрушалась в основном металле стали 32ХГМА.

4.2 Развитие пластической деформации в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА в зависимости от особенностей микроструктуры

Как показано в таблице 4.8 при изменении параметров РСТ сварные соединения сталей 32Г2-40ХН2МА проявляют склонность к разрушению в различных зонах: по стыку, в ЗТМВ стали 32Г2 и в зоне основного металла стали 32Г2. Анализ процессов пластического течения был выполнен для каждого случая. Для этого была произведена сварка образцов по режимам, провоцирующих разрушение в различных зонах:

- № 19 (см. таблицу 4.4) – $P_n = 30$ МПа, $P_{np} = 145$ МПа, $n = 400$ об/мин, $l = 7$ мм (место разрушения в стыке);

- № 5 (см. таблицу 4.4) – $P_n = 55$ МПа, $P_{np} = 145$ МПа, $n = 400$ об/мин, $l = 4$ мм (место разрушения в ЗТМВ стали 32Г2 на расстоянии 3,5 мм от стыка);

- № 20 (см. таблицу 4.4) – $P_n = 80$ МПа, $P_{np} = 145$ МПа, $n = 400$ об/мин, $l = 7$ мм (место разрушения в основном металле стали 32Г2 на расстоянии 36 мм от стыка).

С целью проведения сравнительного анализа пластического поведения в однородном материале и сварных соединениях, обладающих разной прочностью

исходных материалов и градиентной микроструктурой в ЗВС, было дополнительно исследовано поведение монолитного образца стали 32Г2, которая является наименее прочной и наиболее пластичной из рассматриваемой пары сталей.

На рисунке 4.10 представлены типичные диаграммы растяжения исследуемых образцов, в таблице 4.9 – значения механических свойств, на рисунках 4.11-4.14 – карты продольной компоненты деформации ε_{yy} в различные моменты растяжения, на рисунке 4.15 – внешний вид разрушенных образцов, на рисунке 4.16 – профили микротвердости в исследуемых сварных соединениях.

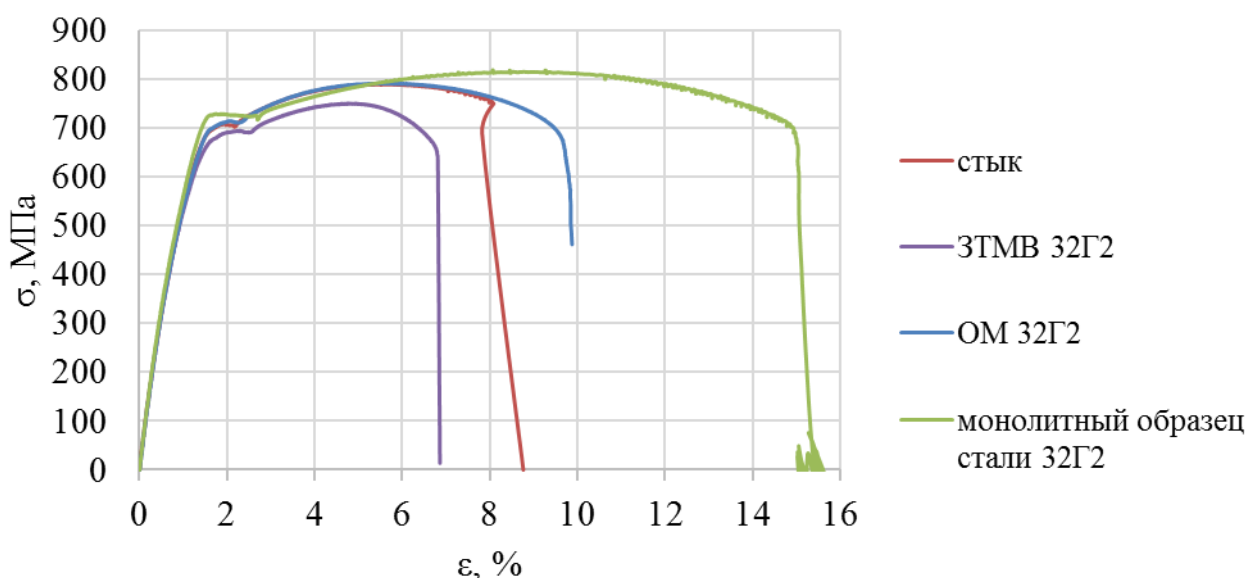


Рисунок 4.10 – Диаграммы растяжения сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА с указанием зон разрушения и монолитного образца из стали 32Г2

Таблица 4.9 – Механические свойства сталей 32Г2, 40ХН2МА и сварных соединений 32Г2-40ХН2МА

Тип образца	Зона разрушения СС	σ_{02} , МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %
32Г2	в рабочей зоне	737±12	823±11	14,6±1,2	35,0±1,5
40ХН2МА		865±14	974±11	10,5±1,0	28,0±2,2
32Г2-40ХН2МА	стык	706±20	800±18	8,2±0,5	5,3±0,5
	ЗТМВ 32Г2	686±10	746±12	6,1±0,6	43,6±2,0
	ОМ 32Г2	710±22	794±19	10,2±1,1	39,4±1,6

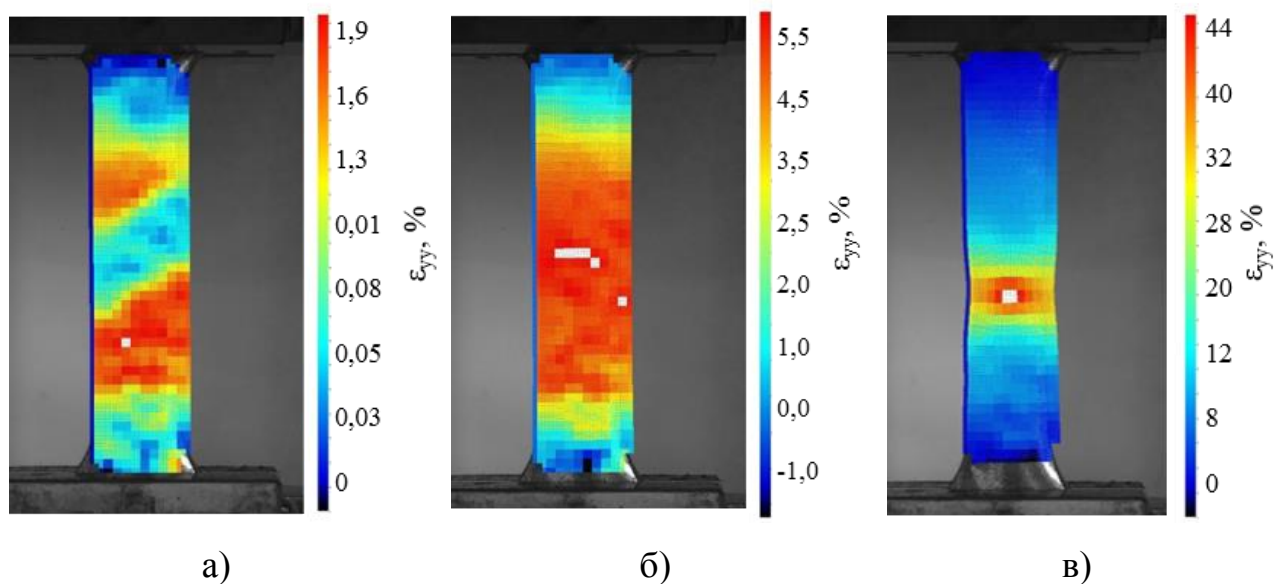


Рисунок 4.11 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения монолитного образца из стали 32Г2: а) стадия текучести; б) степенная стадия; в) закритическая стадия

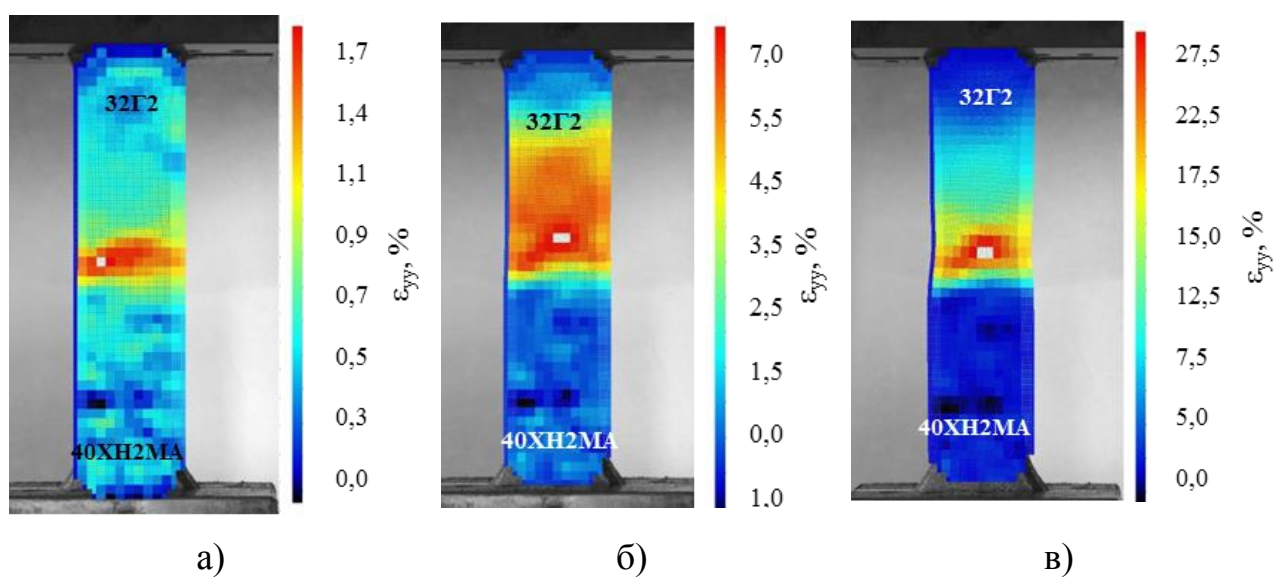


Рисунок 4.12 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в стыке: а) стадия текучести; б) степенная стадия; в) закритическая стадия

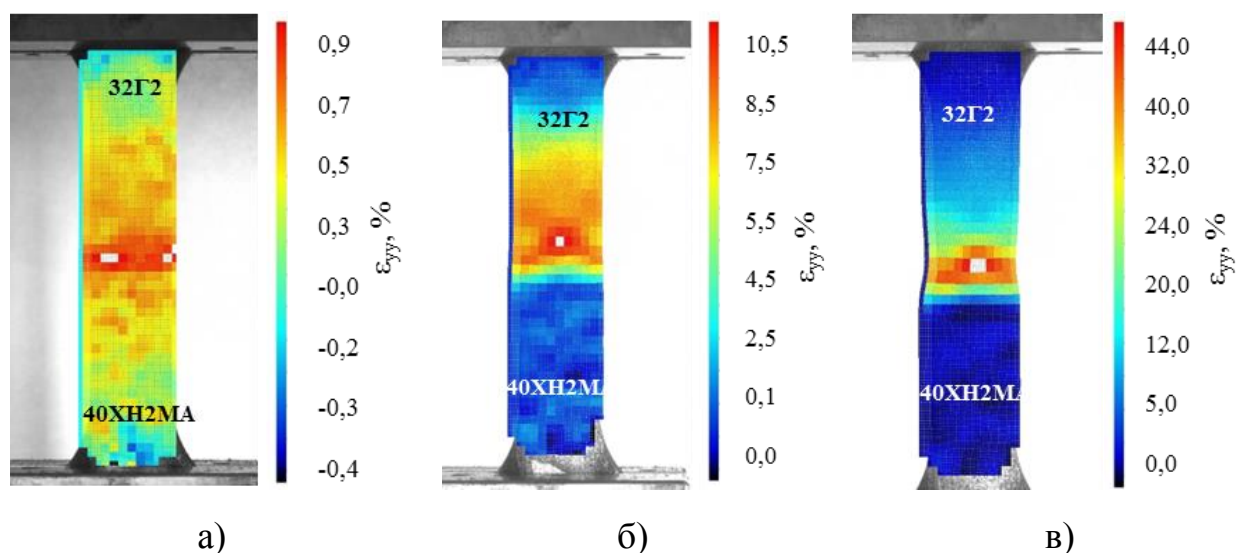


Рисунок 4.13 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} в на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в ЗТМВ 32Г2: а) стадия текучести; б) стадия сглаживания; в) стадия критическая

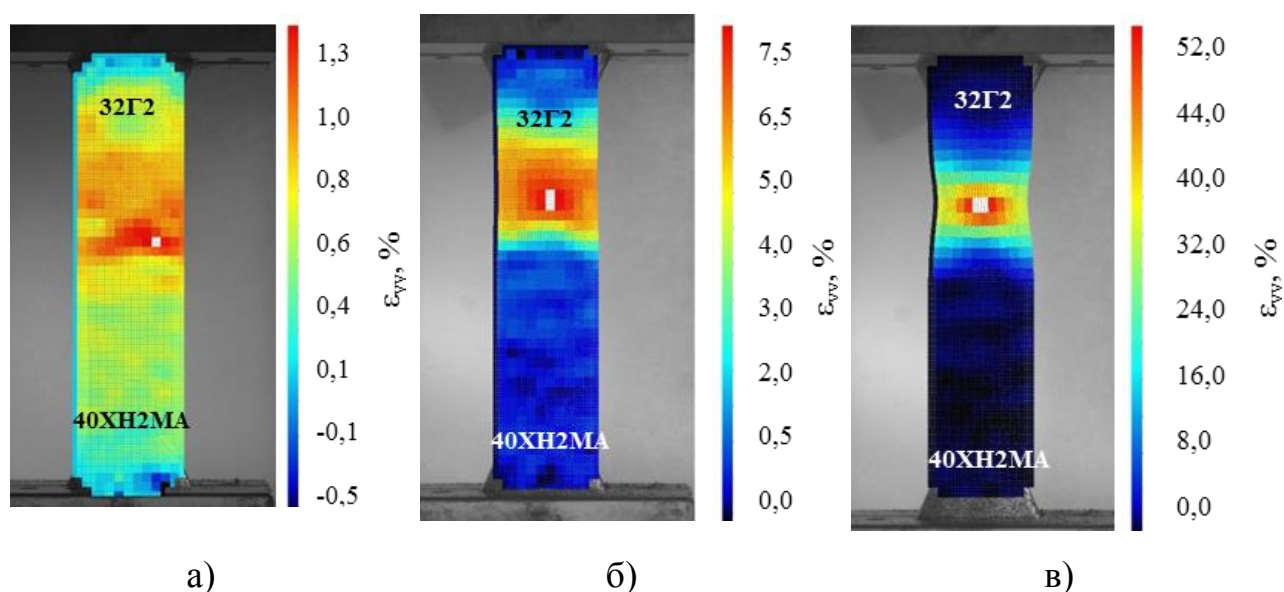


Рисунок 4.14 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в основном металле 32Г2: а) стадия текучести; б) стадия сглаживания; в) стадия критическая

Из рисунка 4.10 видно, что диаграммы растяжения имеют вид гладких параболических кривых различной протяженности. Характерным для всех испытанных образцов является наличие площадки текучести. За ней следует участок с непрерывным ростом нагрузки до достижения максимума, соответствующего значению временного сопротивления σ_B материала – степенная стадия. Затем нагрузка плавно снижается, что соответствует закритической стадии. Степенная и закритическая стадии обладают различной протяженностью в зависимости от характера пластического деформирования образцов. Методом КЦИ проанализированы поля пластических деформаций на площадке текучести, степенной и закритической стадиях.

Анализ распределения деформаций монолитного образца из стали 32Г2 показывает, что при достижении предела текучести на его поверхности образуются полосы локализованной пластической деформации Чернова-Людерса, расположенные примерно под углом 35-40° к продольной оси образца (рисунок 4.11, а). Для низкоуглеродистых сталей появление данных полос является характерным и связано с явлением скольжения дислокаций в плоскости действия максимальных касательных напряжений [213]. При дальнейшем растяжении, когда полосы проходят через всю рабочую длину образца, распределение деформаций становится однородным (рисунок 4.11, б). При переходе в закритическую стадию растяжения наблюдается макроскопическая локализация деформации в виде образования шейки (рисунок 4.11, в).

В отличие от монолитного образца пластическое поведение сварных образцов имеет существенные отличия. Анализ полученных с помощью КЦИ результатов (рисунки 4.12-4.14) показывает, что сталь 40ХН2МА в пластической деформации не участвует, что обусловлено ее более высокой прочностью и более низкой пластичностью по сравнению со сталью 32Г2. Деформационные процессы наблюдаются только в стали 32Г2 и ее структурных областях.

Появление площадки текучести на диаграммах растяжения сварных образцов связано с первичной локализацией деформации в ЗТМВ стали 32Г2 (рисунок 4.12, а; рисунок 4.13, а; рисунок 4.14, а). Смещения на поверхности

металла в данной области крайне малы и составляют $\varepsilon_{yy}=0,9-1,7$ %. Можно констатировать, что локализация деформации на начальном этапе развития пластической деформации в сварных образцах происходит в относительно «мягких» зонах по отношению к основному металлу стали 32Г2 (рисунок 4.16).

При дальнейшем растяжении сценарий развития деформации исследуемых образцов отличается. В одном случае (рисунок 4.13, б) локализованный характер деформации в ЗТМВ сохраняется, вплоть до последующего разрушения в этой же зоне (рисунок 4.13, в). Данный образец характеризуется наиболее низкими значениями относительного удлинения и прочностных свойств (предел текучести и временное сопротивление снизились на $6,9\pm 0,2$ % и $9,4\pm 0,2$ % от соответствующих значений исходной стали 32Г2). В других случаях (рисунок 4.12, б и рисунок 4.14, б) после первоначальной локализации в ЗТМВ, пластическая деформация переходит в основной металл, где распределяется более равномерно. На заключительной стадии макроскопическая локализация деформации таких образцов может происходить как в ЗТМВ, так и в зоне ОМ. Примечательно, что в первом случае, несмотря на появление шейки в ЗТМВ, хрупкое разрушение сварного соединения в зоне сопряжения сталей опередило разрушение в шейке. Заключительная стадия у данного образца завершается быстрее, чем у образца, разрушенного в зоне ОМ, что сократило общее относительное удлинение. Механические свойства образцов, разрушенных по стыку и по ОМ, наиболее близки к механическим свойствам монолитного образца стали 32Г2: наблюдаемое снижение механических свойств не превышает $4,2\pm 0,2$ % и находится на границе статистической значимости.

Анализ фрактограмм показывает, что разрушение по стыку имеет хрупкий характер (рисунок 4.17, а). Микрорельеф такого образца преимущественно представлен фасетками транскристаллитного квазискола и вторичными микротрещинами, распространяющимися вглубь в результате релаксации напряжений. Фасетки скола соединены между собой гребнями отрыва и неглубокими ямками. В некоторых участках излома выявляются гладкие участки с отсутствием микрорельефа, происхождение которых может быть связано с

распространением магистральной трещины по границе раздела сталей. Также в некоторых участках наблюдаются следы деформационного течения металла при трении в виде образования характерных концентрически распространяющихся полос. По всей вероятности, процессы совместной рекристаллизации сталей в данном образце имели ограниченный характер и происходили не по всей плоскости контакта.

Образцы, разрушенные в других зонах СС, демонстрируют все признаки развития макро- и микропластической деформации, а именно образование утяжки в изломе и ямочный микрорельеф. Образец, разрушившийся в ЗТМВ стали 32Г2, характеризуется наиболее однородным мелкоямочным микростроением с размером ямок от 0,5 до 1 мкм (рисунок 4.17, б), в то время как образец, разрушившийся в зоне ОМ, демонстрирует более глубокие ямки и участки локального течения металла в виде ступеней (рисунок 4.17, в). Похожий механизм разрушения наблюдается при разрушении монолитного образца из стали 32Г2 (рисунок 4.17, г).

Для выявления взаимосвязей между микроструктурными особенностями и механическим поведением сварных соединений были проведены исследования микроструктуры характерных зон. На рисунке 4.18 представлены микроструктура стыка образца, демонстрирующего разрушение непосредственно в этой зоне, и микроструктура стыка образца, демонстрирующего разрушение в зоне ОМ.

Анализ полученных изображений показывает, что для соединения, разрушившегося в стыке, характерна более выраженная граница раздела между двумя сталями. При этом микроструктура стали 32Г2 вблизи границы сопряжения представлена верхним бейнитом, имеющим грубую морфологию карбидной фазы (рисунок 4.18, а). У образца, разрушившегося в ОМ, микроструктура более дисперсна, а граница сопряжения не имеет четких очертаний. В этом случае, в стали 32Г2 наряду с верхним бейнитом, образовались участки нижнего бейнита реечного строения (рисунок 4.18, б).

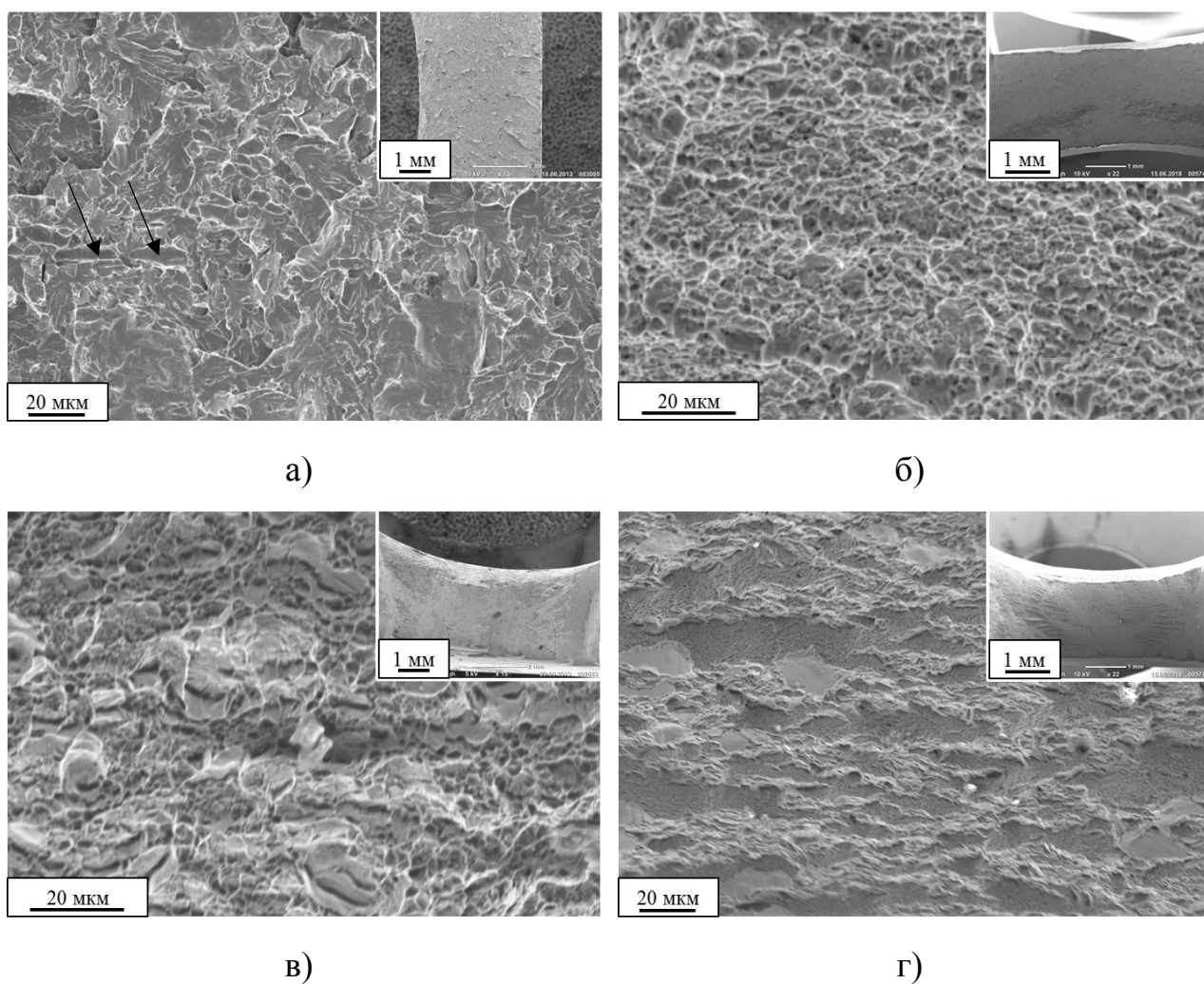
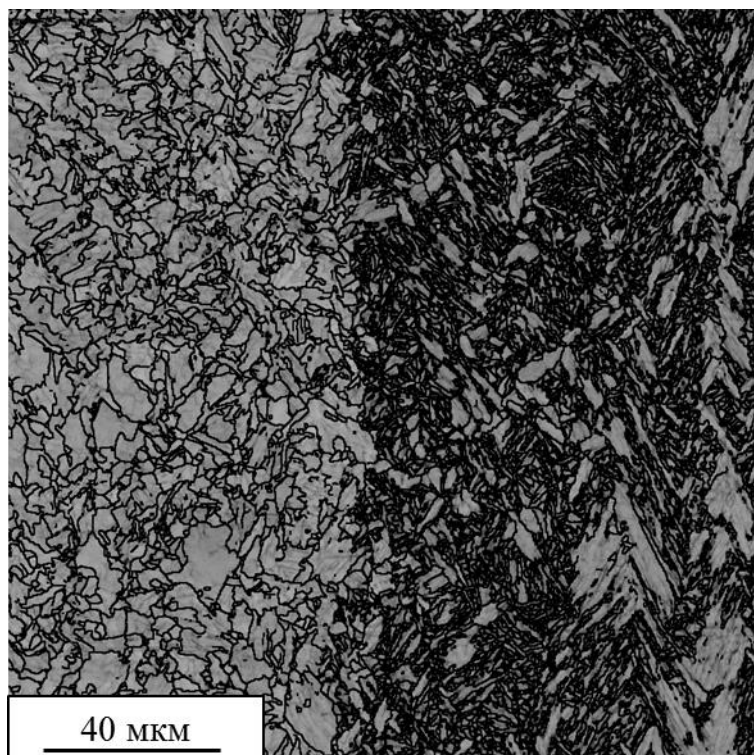
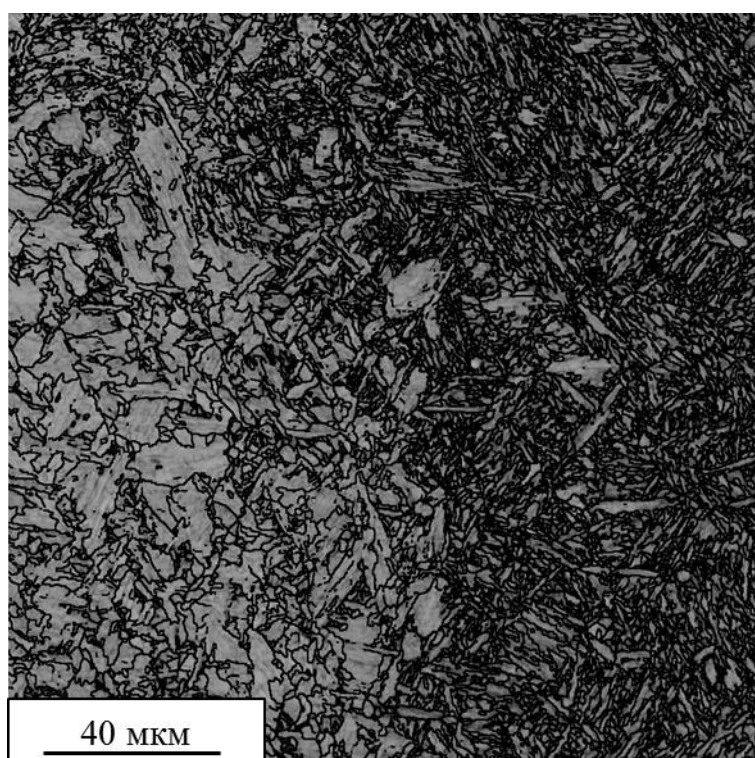


Рисунок 4.17 – Фрактограммы сварных соединения сталей 32Г2-40ХН2МА и монолитного образца из стали 32Г2 после испытаний на растяжение:

- а) разрушение в стыке (стрелкой помечены полосы пластического течения);
- б) разрушение в ЗТМВ; в) разрушение в ОМ стали 32Г2; г) монолитный образец из стали 32Г2



а)



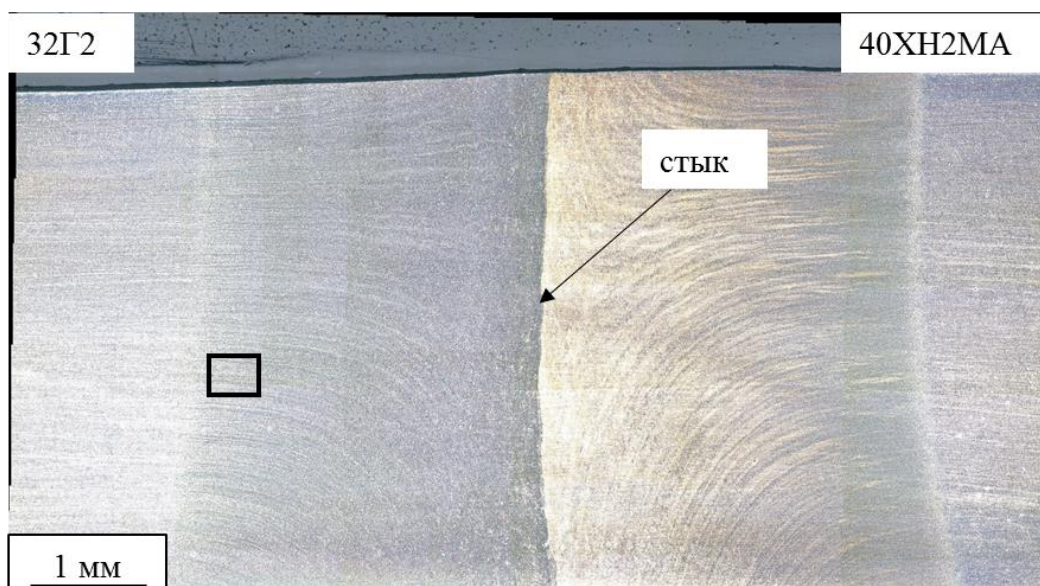
б)

Рисунок 4.18 – Микроструктура стыка (зоны сопряжения) сталей 32Г2-40ХН2МА в сварных соединениях, разрушившегося по стыку (а) и в ОМ стали 32Г2(б). Слева сталь 32Г2

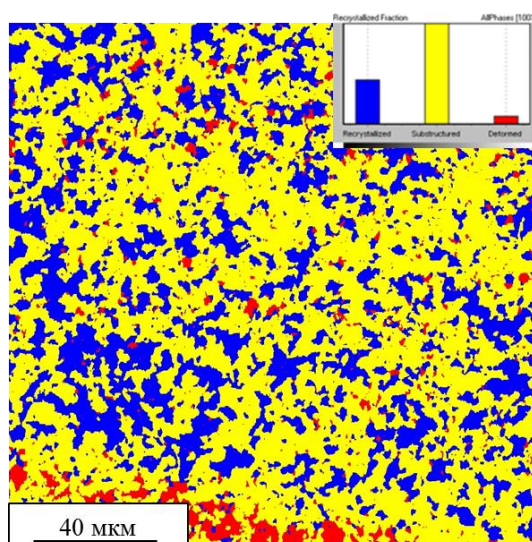
Результаты наблюдений микроструктуры позволяют заключить, что прочность зоны сопряжения зависит от интенсивности процесса совместной рекристаллизации на границе раздела и морфологии сформированной микроструктуры. Образование грубой бейнитной микроструктуры вблизи зоны сопряжения в стали 32Г2 с выраженной границей раздела при переходе к мартенситной микроструктуре стали 40ХН2МА послужили причиной хрупкости зоны сопряжения и спровоцировали в ней преждевременное разрушение.

На рисунке 5.19 представлена микроструктура сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА, демонстрирующих разрушение в ЗТМВ и в зоне ОМ. Особое внимание уделено сравнению микроструктуры данных образцов в ЗТМВ, как наиболее склонного к разупрочнению участка с выраженной локализацией деформации. Зеренный анализ, проведенный с помощью EBSD, показывает, что данная область характеризуется совокупностью полигонизованных, деформированных и рекристаллизованных зерен. Соотношение этих структурных составляющих варьируется и определяется конкретными условиями протекания динамической рекристаллизации, в частности, температурным режимом и величиной деформации в процессе сварки. У образца, разрушившегося в зоне ОМ, доминируют деформированные зерна в объеме 72 % (рисунок 4.20, б), в то время как у образца, демонстрирующего разрушение в ЗТМВ, количество деформированных зерен не превышает 5 % (рисунок 4.19, б). Средний размер зерна в исследуемых областях составляет 2,33 мкм и 1,58 мкм соответственно. Также в спектрах разориентировки границ зерен обнаружены отличия, заключающиеся в преобладании МУГ в образце, разрушившемся в зоне ОМ (рисунок 4.19. г, рисунок 4.20, г).

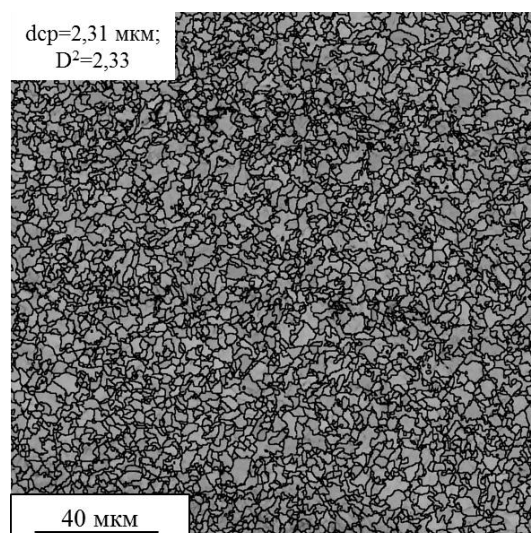
Таким образом, в образцах сварных соединений, подверженных разрушению в ЗТМВ, наблюдается доминирование процессов полигонизации и рекристаллизации над процессами деформационного упрочнения. Первые, как известно, вызывают локальное разупрочнение, проявляющееся в снижении микротвердости относительно основного металла. Это в свою очередь,



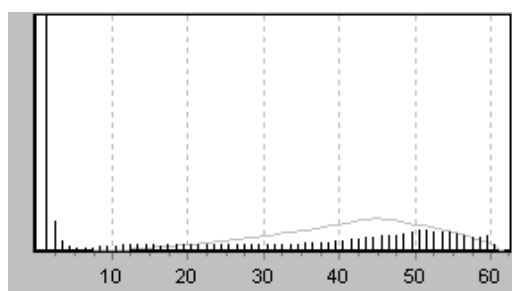
а)



б)

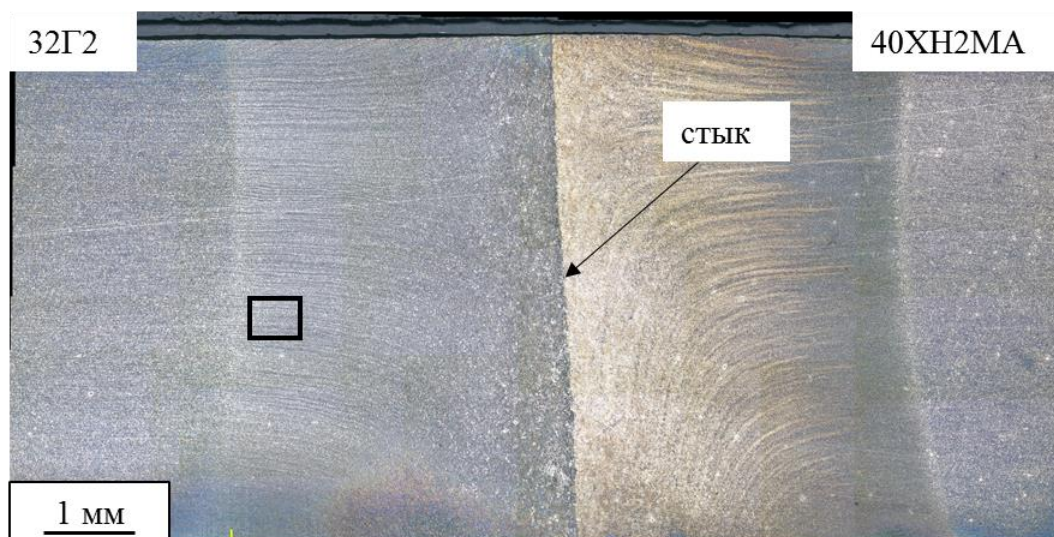


в)

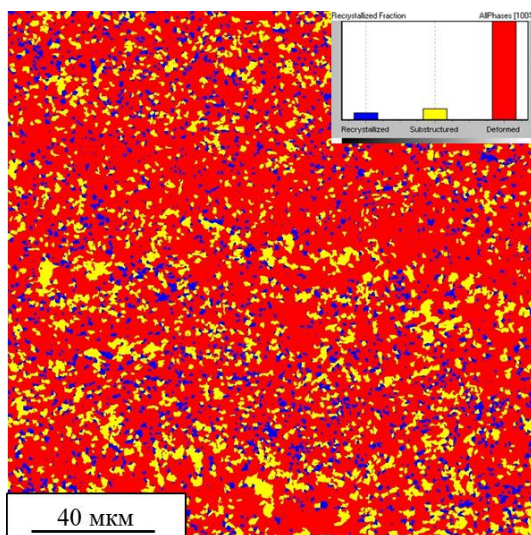


г)

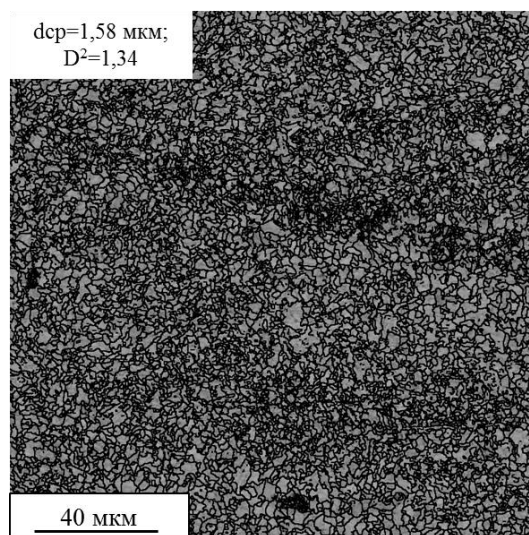
Рисунок 4.19 – Микроструктура сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в ЗТМВ стали 32Г2: а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области; в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен



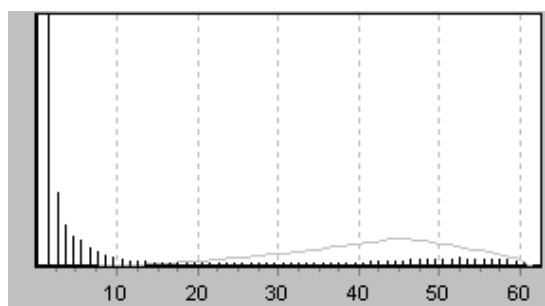
а)



б)



в)

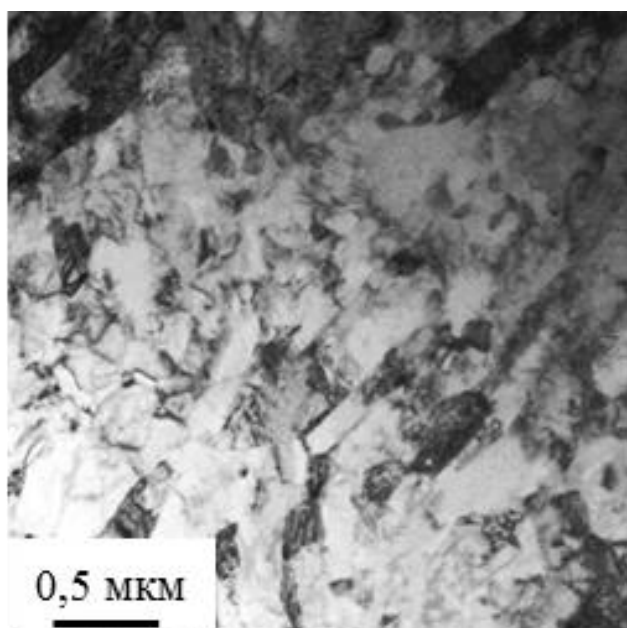


г)

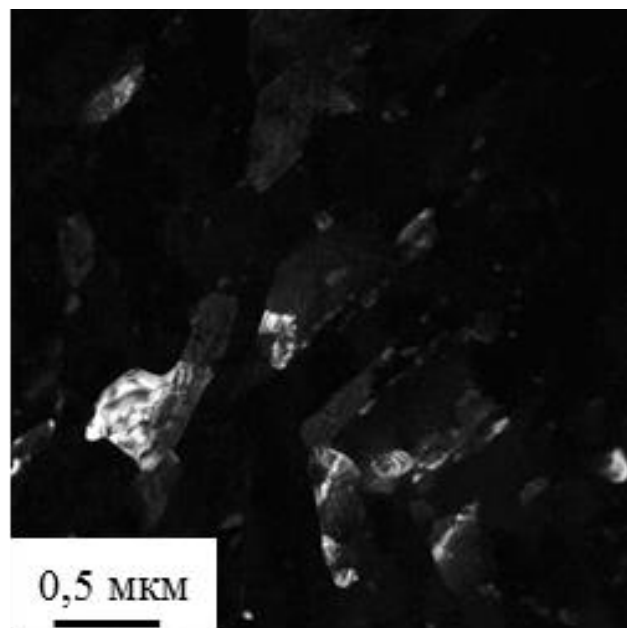
Рисунок 4.20 – Микроструктура сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в ОМ стали 32Г2: а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области; в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен

способствует ускоренному пластическому течению в указанной зоне при приложении растягивающих нагрузок. У образца, демонстрирующего разрушение в ОМ, микротвердость в области разупрочнения наиболее приближена к значениям ОМ стали 32Г2. Подробные исследования микроструктуры в данной области с применением ПЭМ показали, что она состоит из ультрамелких зерен размером от 0,4 до 0,8 мкм (рисунок 4.21, а, б). На дифракционной картине (рисунок 4.21, г) индицируются рефлексы α -фазы, принадлежащие нескольким ориентировкам, карбидные рефлексы и единичные рефлексы γ -фазы. На темнопольном изображении, полученном в рефлексе карбидной фазы $g=102_{\text{Fe}_3\text{C}}$, видно, что размер карбидных частиц составляет 0,05-0,09 мкм (рисунок 4.21, в). Исследование зеренной структуры при большем увеличении выявило наличие дислокационных скоплений внутри зерна (рисунок 4.22). Дислокации образуют стенки ячеек и сплетения. Плотность дислокаций составляет порядка 10^{-12} см^{-2} , что приближается к значениям холоднодеформированного материала.

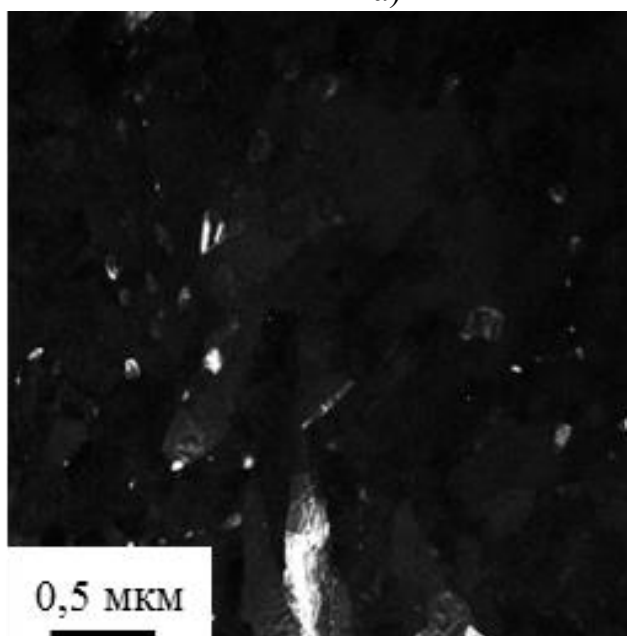
Исходя из полученных результатов исследований можно заключить, что при разрушении в зоне ОМ стали 32Г2 сварного соединения 32Г2-40ХН2МА механизм развития пластической деформации при растяжении заключается в следующем. Первоначально пластическая деформация зарождается и развивается в ЗТМВ стали 32Г2. Это проявляется в активации движения существующих дислокаций в отдельных субзернах, где их плотность невысока, что соответствует появлению площадки текучести на диаграмме растяжения. По мере увеличения напряжения запускаются процессы активации дислокаций в зоне основного металла стали 32Г2, где впоследствии условия для их перемещения и размножения более благоприятны по сравнению с областью ЗТМВ, так как последняя содержит активные барьеры для движения дислокаций (границы зерен, дислокационные скопления и дисперсные карбидные частицы). Такой сценарий способствует получению соединения, равнопрочного стали 32Г2, с максимальной пластичностью.



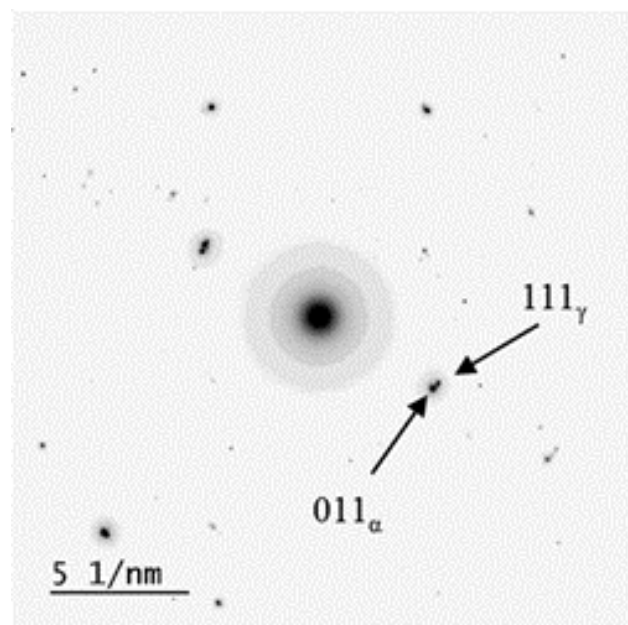
а)



б)



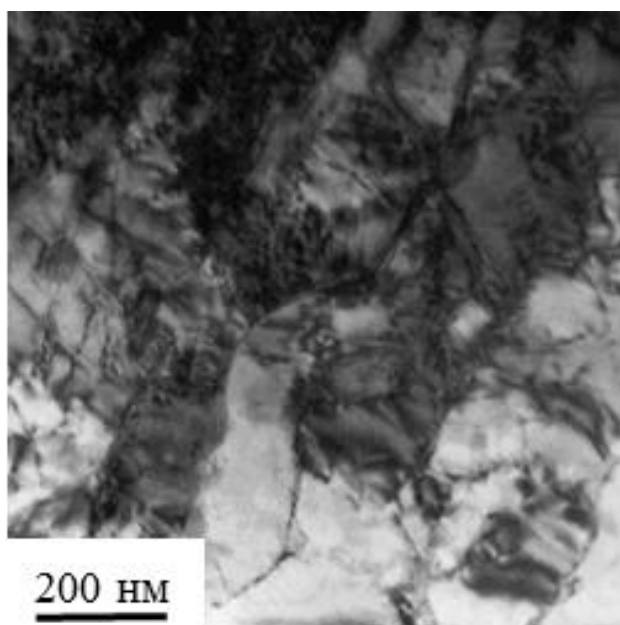
в)



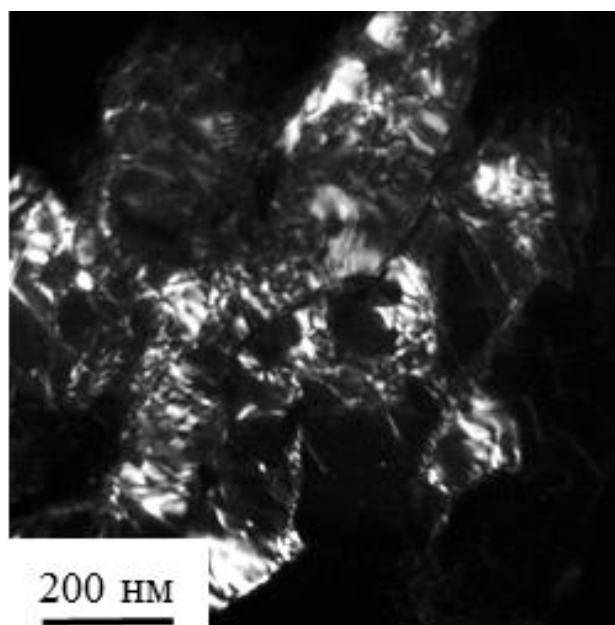
г)

Рисунок 4.21 – Изображения субзеренной структуры ЗТМВ стали 32Г2 образца сварного соединения 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в ОМ стали 32Г2:

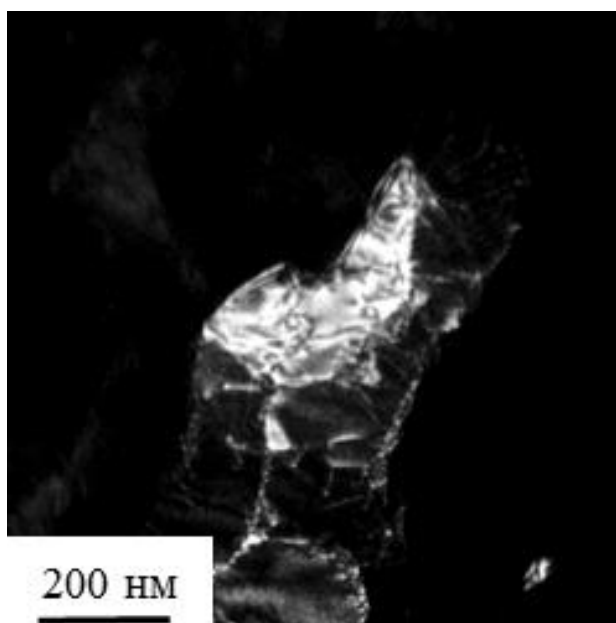
- а) светлопольное изображение; б) темнопольные изображения структуры в рефлексе $(011)\alpha$; в) темнопольные изображения структуры в рефлексе Fe_3C ; г) электронограмма



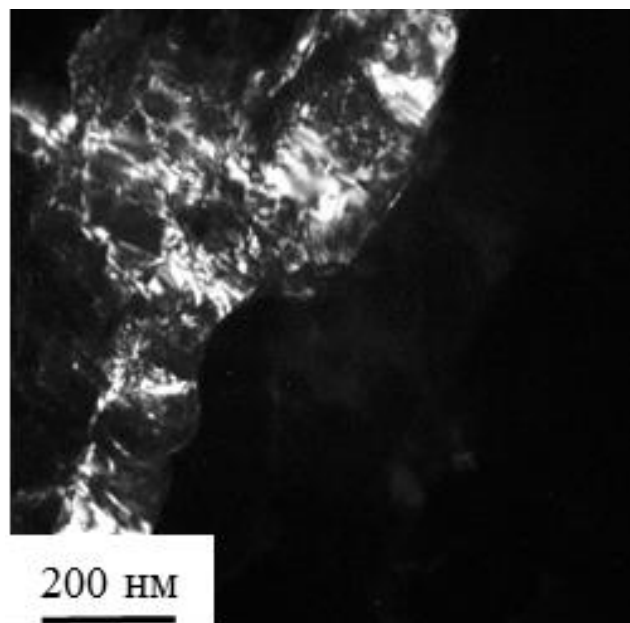
а)



б)



в)



г)

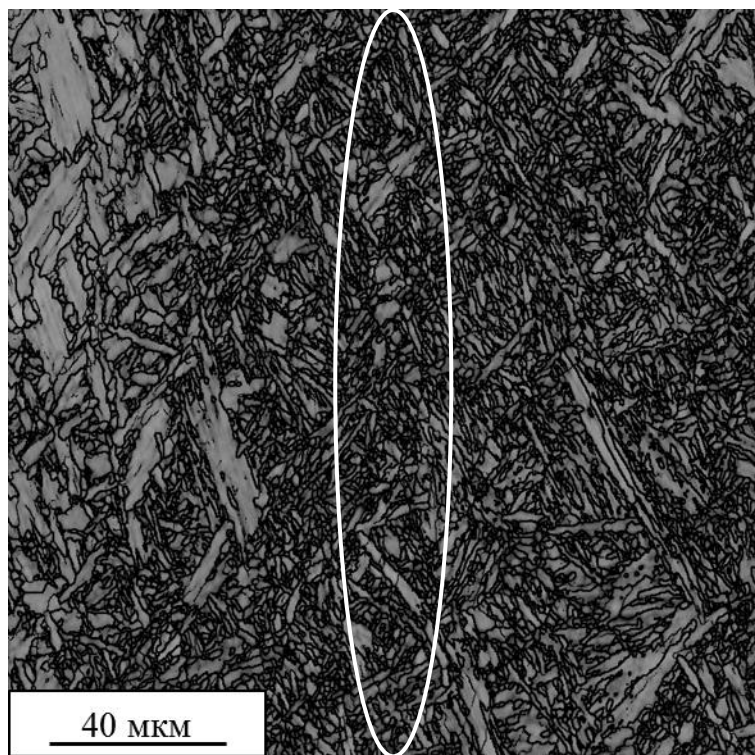
Рисунок 4.22 – Изображения субзеренной структуры ЗТМВ стали 32Г2 образца сварного соединения 32Г2-40ХН2МА, разрушившегося в ОМ стали 32Г2:

а) светлопольное изображение; б, в, г) темнопольные изображения структуры в рефлексе $(011)\alpha$, $(112)\alpha$, $(101)\alpha$

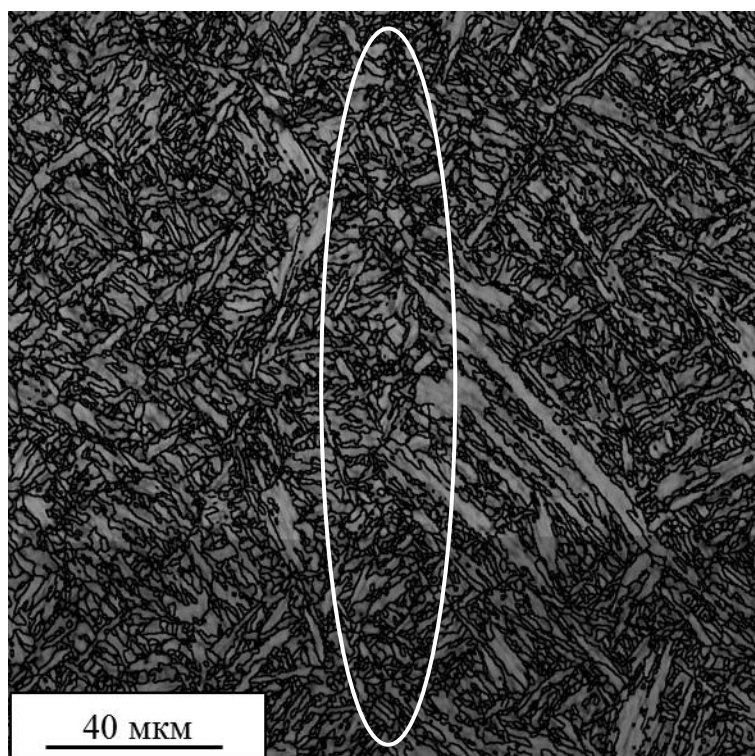
4.3 Развитие пластической деформации в сварных соединениях сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА в зависимости от особенностей микроструктуры

Как следует из таблицы 4.8 при изменении параметров РСТ сварные соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА проявляют склонность к разрушению в ЗТМВ и в зоне ОМ наименее прочной из сопрягаемых сталей (30ХГСА или 32ХГМА). Разрушения в стыке у данных сочетаний сталей не наблюдается. Систематические исследования микроструктуры зоны сопряжения демонстрировали отсутствие ярко выраженной границы между сталями при различных режимах сварки. На рисунке 4.23 приведена микроструктура зоны сопряжения образца сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА, проявляющих разрушение при растяжении в зоне ОМ. Важно отметить, что, в отличие от соединения 32Г2-40ХН2МА, явная граница между сталями не прослеживается. Это объясняется более полным протеканием процессов совместной рекристаллизации по плоскости контакта. Также следует учесть, что данные стали имеют близкий состав легирующих элементов и демонстрируют схожую кинетику превращения переохлажденного аустенита, что способствует формированию более однородной дисперсной микроструктуры. Совокупность этих условий приводит к получению наиболее прочного соединения в зоне сопряжения.

На рисунке 4.24 представлены диаграммы растяжения сварных соединений 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА и монолитных образцов из сталей 30ХГСА и 32ХГМА, как наименее прочных из сопрягаемых сталей. В таблице 4.10 представлены значения механических свойств, на рисунках 4.25-4.30 – карты продольной компоненты деформации ϵ_{yy} в различные моменты растяжения, на рисунке 4.31 – внешний вид разрушенных образцов, на рисунке 4.32 – профили микротвердости в исследуемых сварных соединениях.



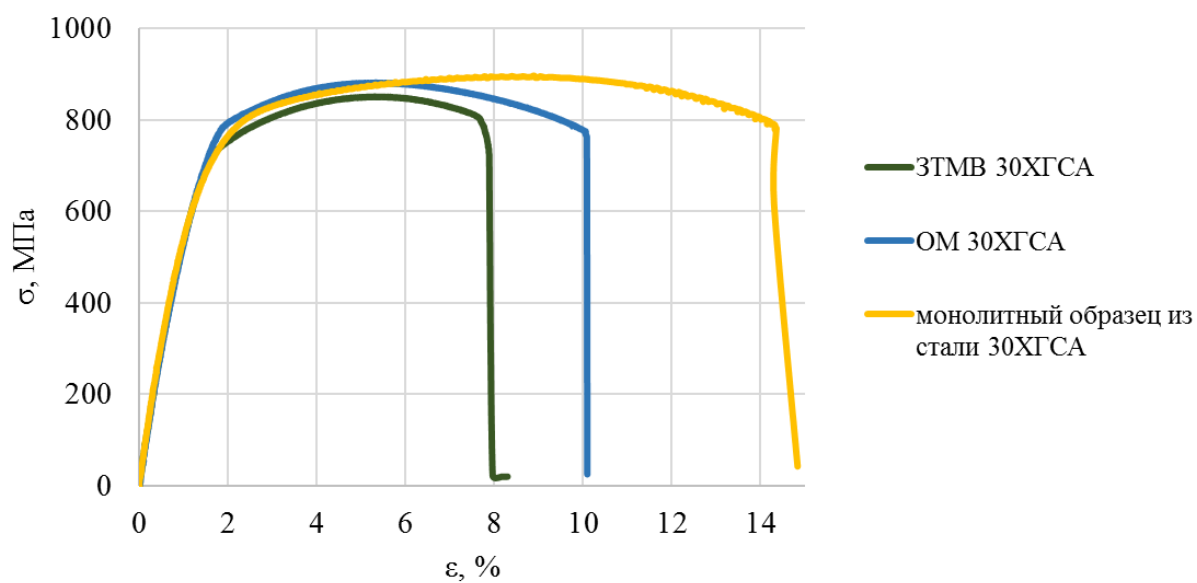
а)



б)

Рисунок 4.23 – Микроструктура стыка (зоны сопряжения) сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА, разрушившихся в зоне ОМ:

а) 30ХГСА-40ХМФА (слева сталь 30ХГСА); б) 32ХГМА-40ХН2МА (слева 32ХГМА)



а)

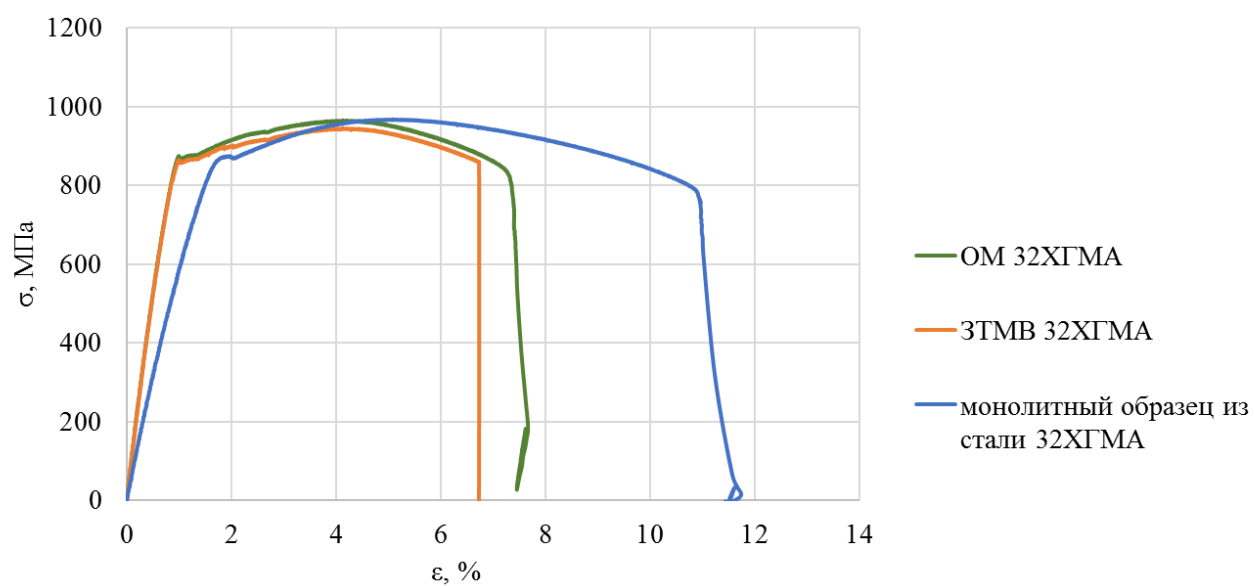


Рисунок 4.24 – Диаграммы растяжения сварных соединений и монолитных образцов: а) 30ХГСА-40ХМФА; б) 32ХГМА-40ХН2МА

Таблица 4.10 – Механические свойства сталей 30ХГСА, 32ХГМА, 40ХМФА и сварных соединений 30ХГСА-40ХМФА, 32ХГМА-40ХН2МА

Тип образца	Зона разрушения СС	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
30ХГСА	в рабочей зоне	786±12	892±15	14,0±1,0	36,0±1,5
40ХМФА		1098±14	1187±13	10,0±1,2	28,0±1,8
32ХГМА		867±9	966±8	8,2±1,4	33,5±2,3
30ХГСА-40ХМФА	ЗТМВ 30ХГСА	760±11	849±10	8,0±1,3	34,5±2,1
	ОМ 30ХГСА	771±13	894±12	10,5±1,4	35,0±1,0
32ХГМА-40ХН2МА	ЗТМВ 32ХГМА	855±10	942±10	6,8±1,1	36,5±1,0
	ОМ 32ХГМА	869±10	969±9	7,7±1,2	33,0±2,2

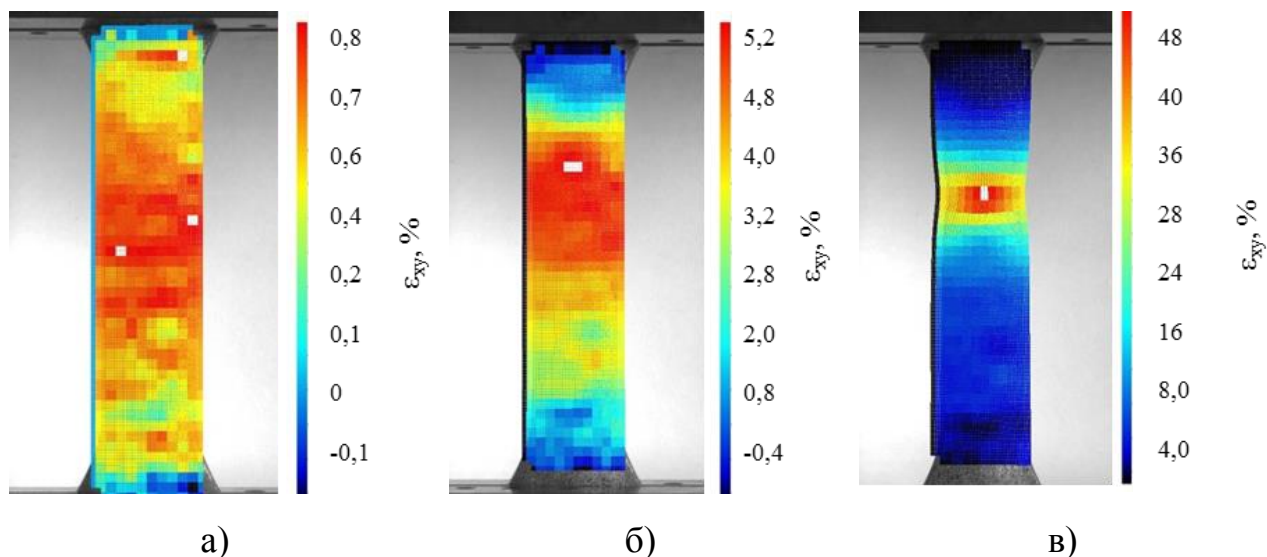


Рисунок 4.25 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения монолитного образца из стали 30ХГСА:

а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии;

в) закритическая стадия

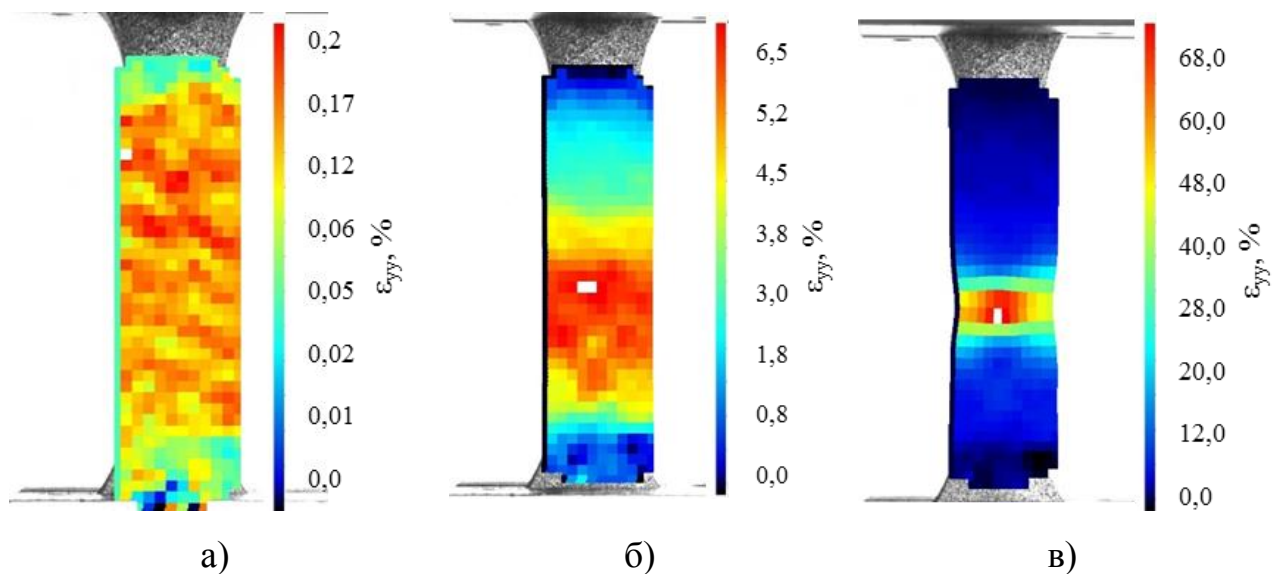


Рисунок 4.26 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения монолитного образца из стали 32ХГМА:

а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии;

в) закритическая стадия

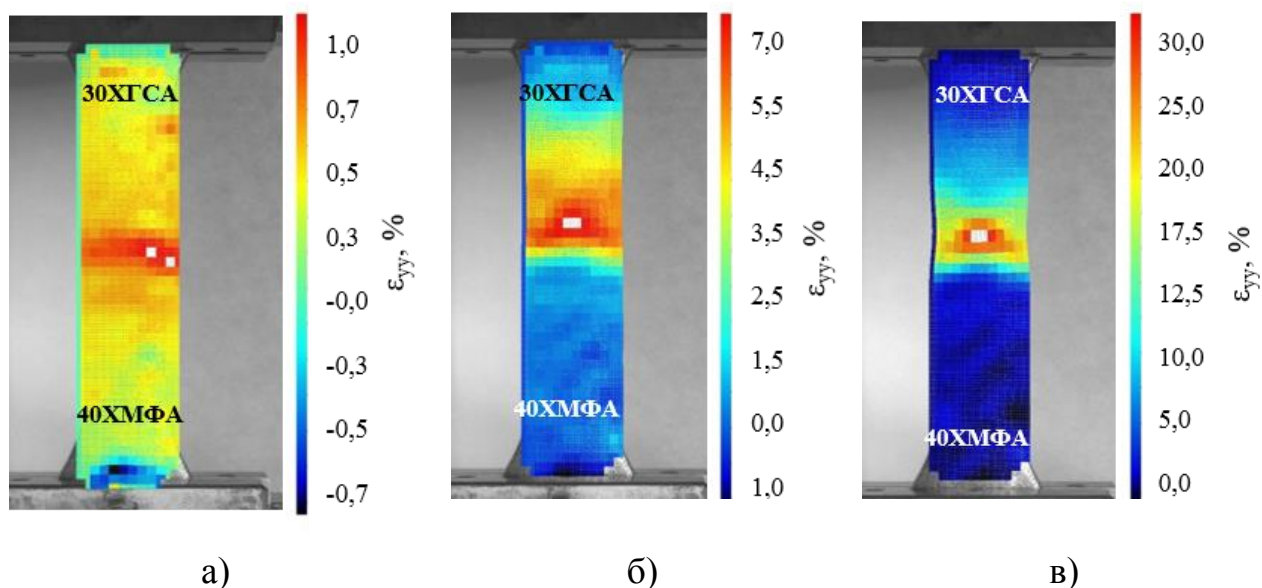


Рисунок 4.27 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 30XГСА-40XMФА, разрушившегося в ЗТМВ 30XГСА: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия

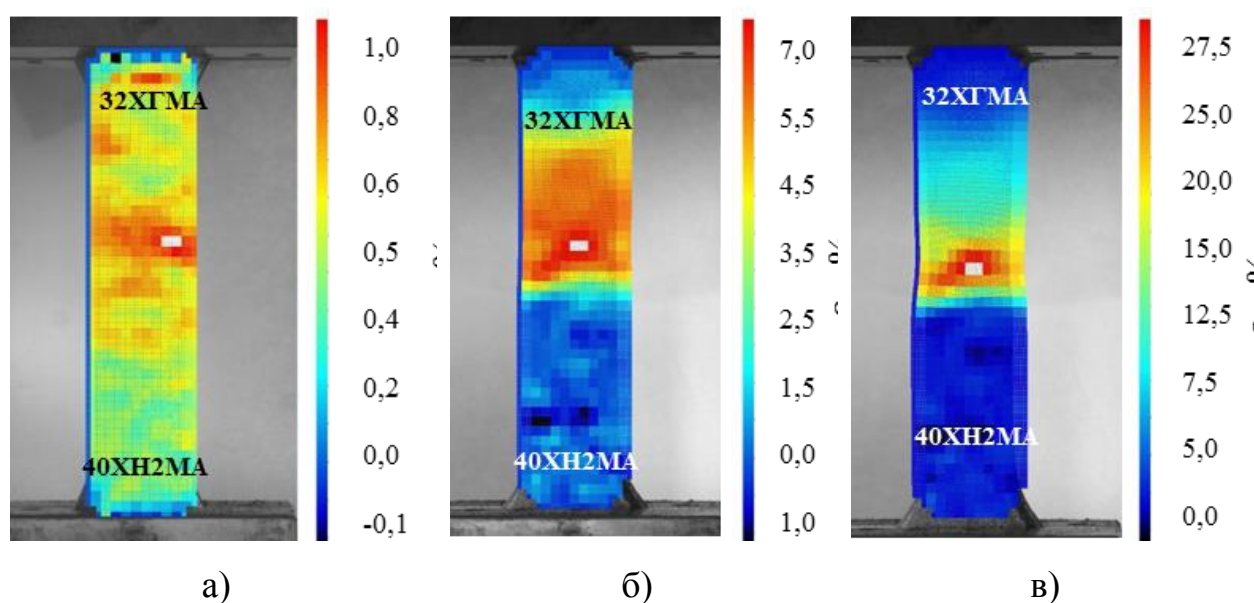


Рисунок 4.28 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32XГМА-40XH2МА, разрушившегося в ЗТМВ 32XГМА: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия

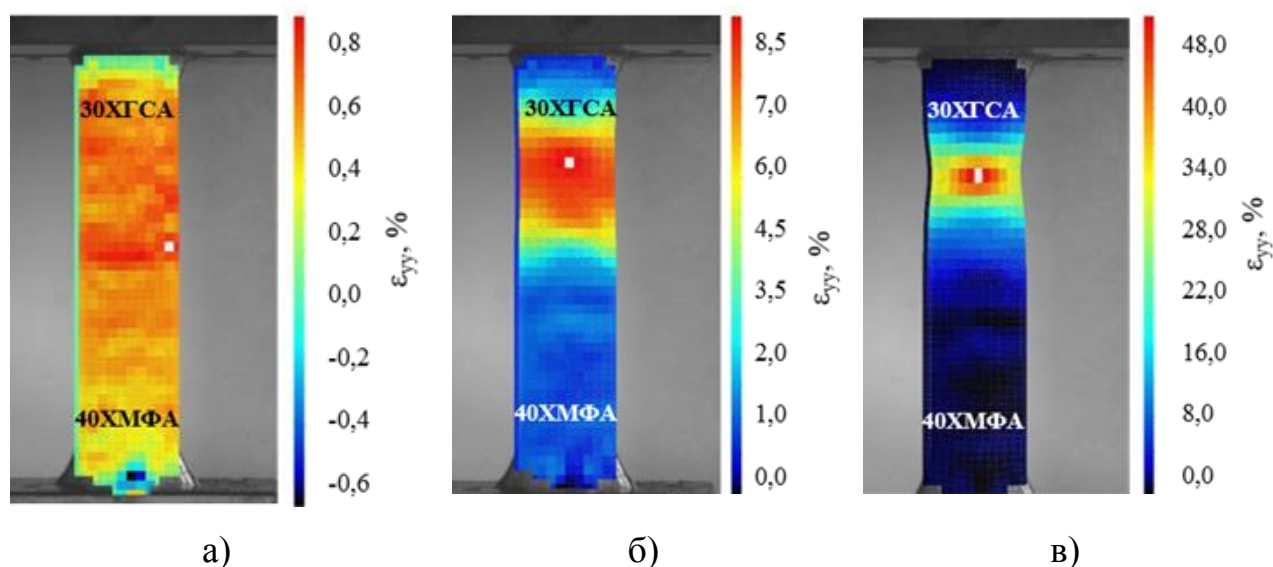


Рисунок 4.29 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} в на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 30XГСА-40ХМФА, разрушившегося в ОМ стали 30XГСА: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия

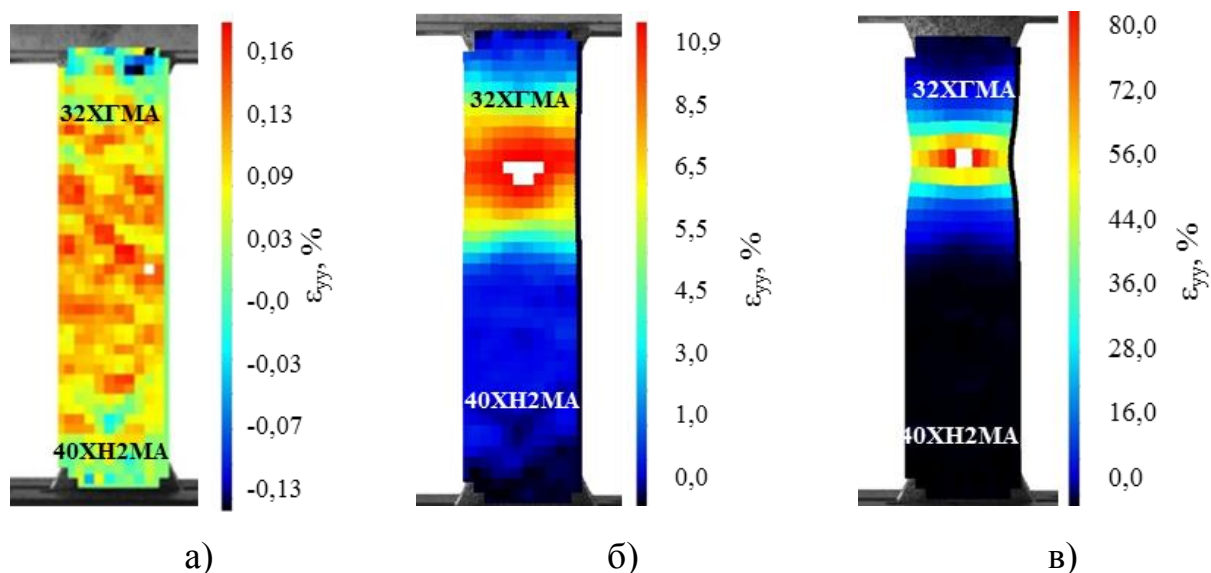
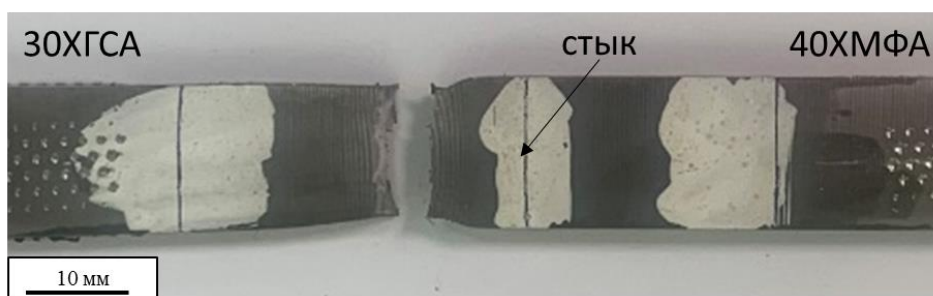
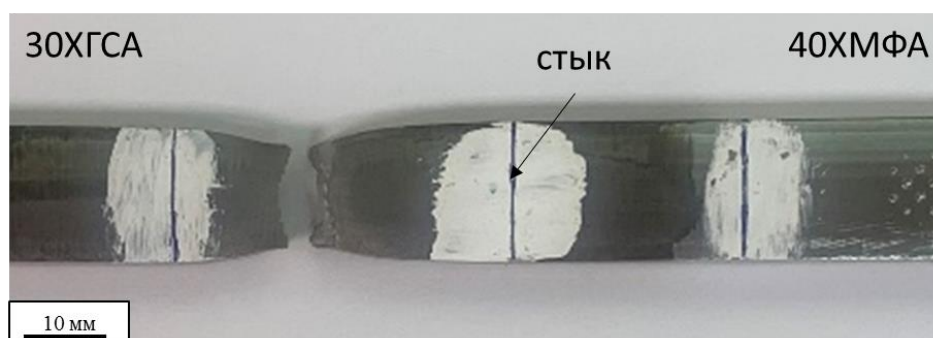


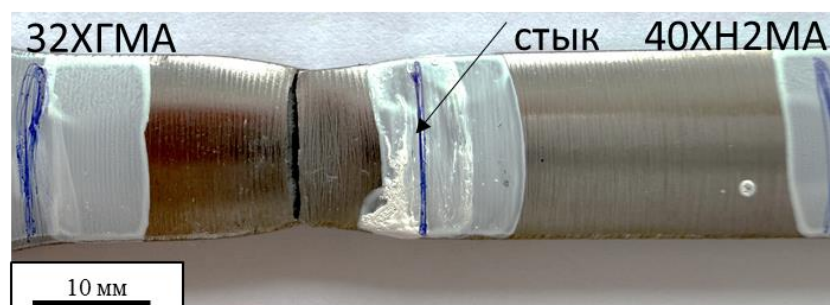
Рисунок 4.30 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} в на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32XГМА-40ХН2МА, разрушившегося в ОМ стали 32XГМА: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия



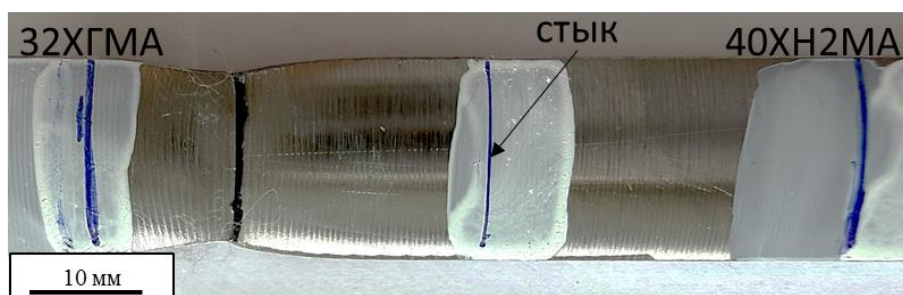
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.31 – Образцы сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА и 32ХГМА-40ХН2МА после испытаний на растяжение: а) разрушение в ЗТМВ стали 30ХГСА; б) разрушение в основном металле стали 30ХГСА; в) разрушение в ЗТМВ стали 32ХГМА; г) разрушение в основном металле стали 32ХГМА

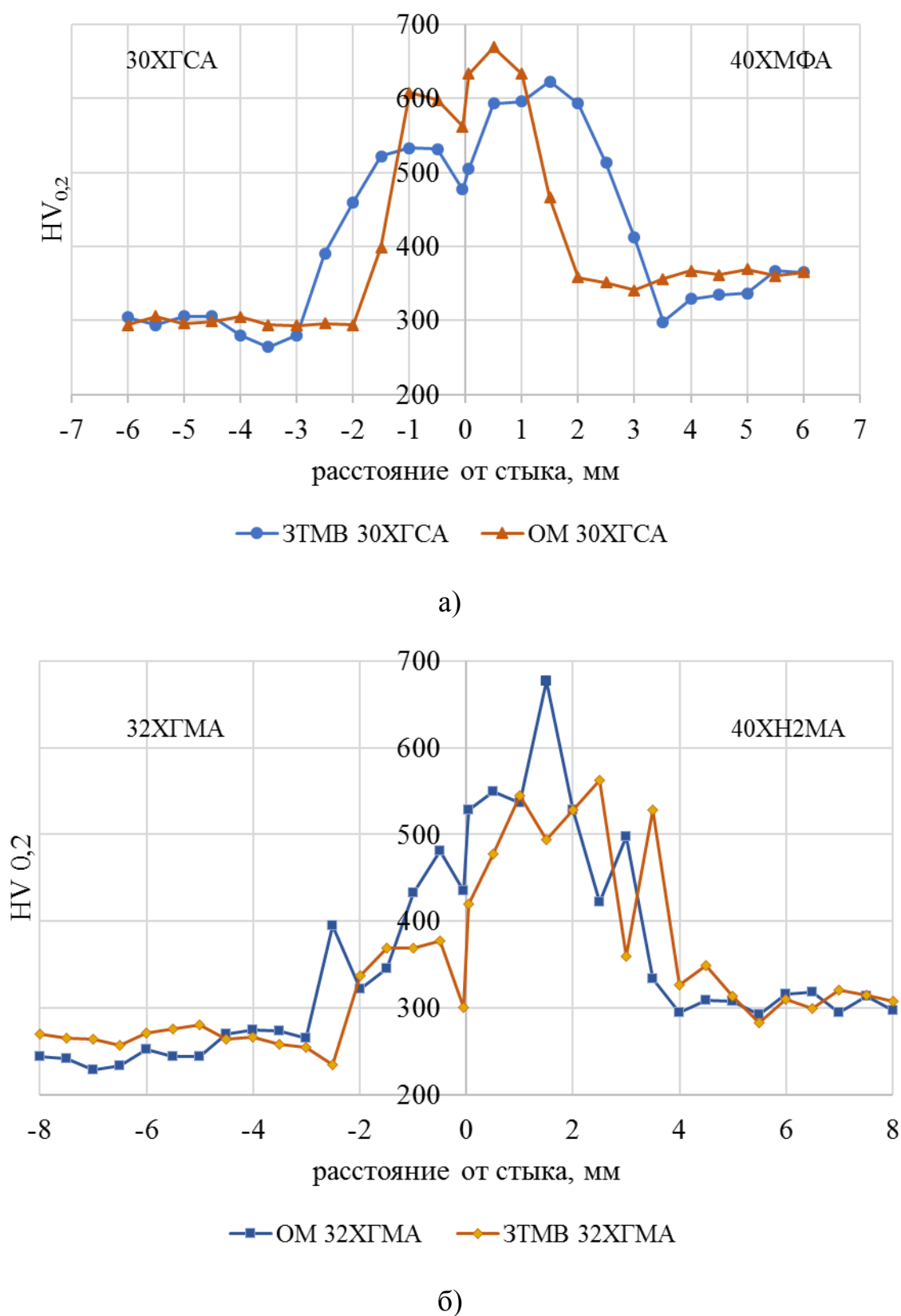


Рисунок 4.32 – Профили микротвердости в сварных соединениях, демонстрирующих различный характер разрушения при растяжении:

а) 30XГСА-40ХМФА; б) 32ХГМА-40ХН2МА

Характерно, что на кривых растяжения площадка текучести, свойственная стали 32Г2 и соединений на ее основе, отсутствует (рисунок 4.24). Такое поведение типично для среднеуглеродистых легированных сталей, содержащих карбидообразующие элементы – Cr, Mo, V. Мелкодисперсные карбиды этих элементов, уже на ранних стадиях пластического течения, препятствуют движению дислокаций, обеспечивая плавное и быстрое деформационное упрочнение при нагружении [214]. Также на картах продольной компоненты деформации монолитных образцов сталей 30ХГСА и 32ХГМА в начале пластического течения линии Чернова-Людерса отсутствуют, и деформация распределяется равномерно в рабочей зоне (рисунок 4.25, а, рисунок 4.26, а). По мере дальнейшего растяжения монолитных образцов, деформации перемещаются в верхнюю или нижнюю части, где потом концентрируются, приводя к образованию шейки.

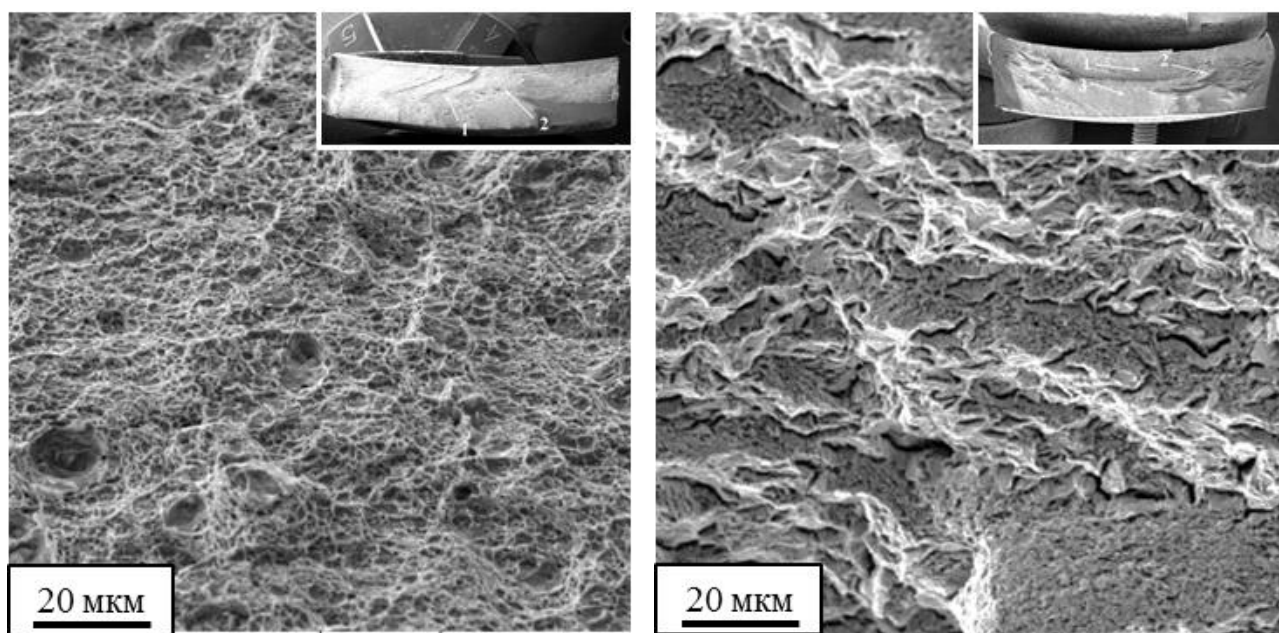
Для сварных соединений характерны более короткие области степенной и закритической стадии на диаграммах растяжения. Это связано с тем, что наиболее прочные из сопрягаемых сталей (40ХМФА и 40ХН2МА) пластической деформации практически не подвергаются, в связи с чем получается двукратное уменьшение длины деформирующихся зон в рабочей части в отличие от монолитных образцов с однородной структурой.

В сварных образцах, демонстрирующих разрушение в ЗТМВ, локализация деформации здесь происходит уже в начале пластического течения (рисунок 4.27, а, рисунок 4.28, а). Характерно, что данная область обладает пониженными значениями микротвердости по отношению к основному металлу (рисунок 4.32): 30ХГСА-40ХМФА – 264-280 HV против 294-306 HV в ОМ стали 30ХГСА, 32ХГМА-40ХН2МА – 234-236 HV против 257-278 HV в ОМ 32ХГМА. В середине степенной стадии растяжения наибольшие смещения объемов материала происходят вблизи этой же области, хотя деформация распространяется и на области ОМ (рисунок 4.27, б, рисунок 4.28, б). Степень вовлечения в пластическую деформацию зоны ОМ стали 32ХГМА в соединении 32ХГМА-40ХН2МА существенно выше, чем ОМ стали 30ХГСА в соединении

30ХГСА-40ХМФА. По мере дальнейшего растяжения локализация деформаций в ЗТМВ усиливается, образуется шейка и последующее разрушение. Пластичность материала в данной области, оцениваемая по компоненте ε_{yy} составляет около 30 %, что существенно меньше, чем при разрушении в зоне ОМ. Общее относительное удлинение образцов, разрушенных в ЗТМВ, составляет $8 \pm 1,3$ % для соединения 30ХГСА-40ХМФА и $6,8 \pm 1,1$ % для соединения 32ХГМА-40ХН2МА. Прочностные характеристики сварных соединений достаточно близки к свойствам базовых сталей. В частности, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и временное сопротивление (σ_B) соединения 30ХГСА-40ХМФА достигают $96,6 \pm 0,1$ % и $95,2 \pm 0,1$ % от показателей стали 30ХГСА соответственно. Для соединения 32ХГМА-40ХН2МА эти значения составляют $98,6 \pm 0,1$ % и $97,5 \pm 0,1$ % от соответствующих характеристик стали 32ХГМА.

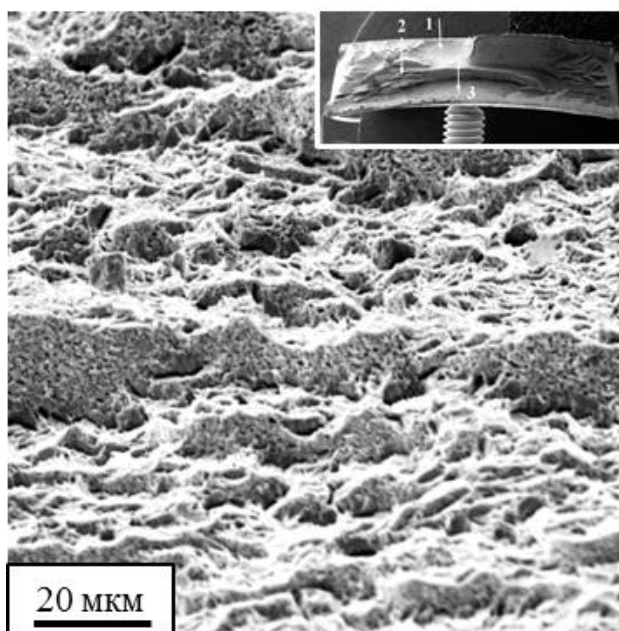
Другая картина механического поведения наблюдается у соединений, разрушающихся в зоне ОМ. На начальной стадии пластического течения наблюдается однородное распределение деформации по длине образцов с вовлечением более прочной из сопрягаемых сталей (40ХМФА и 40ХН2МА) (рисунок 4.29, а, рисунок 4.30, а). По мере дальнейшего растяжения деформации распределяются только в зоне ОМ наименее прочной стали, где на финальной стадии они и локализуются с последующим разрушением. Как показывают наблюдения, области ЗТМВ в пластической деформации практически не участвуют. Продольная компонента деформации ε_{yy} на финальном этапе разрушения в образцах со сварным швом наиболее приближена к значениям монолитных образцов. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_B соответствуют показателям исходных сталей.

На рисунках 4.33, 4.34 представлены фрактограммы испытанных образцов. Все образцы демонстрируют вязкий механизм разрушения. На макроснимке монолитных образцов видны ступени, вторичные трещины, расслоения, параллельные плоскости деформации исходной трубной заготовки (рисунок 4.33, в, рисунок 4.34, в). Причиной такого макрорельефа является текстурированность стали, приобретенная при производстве заготовки.



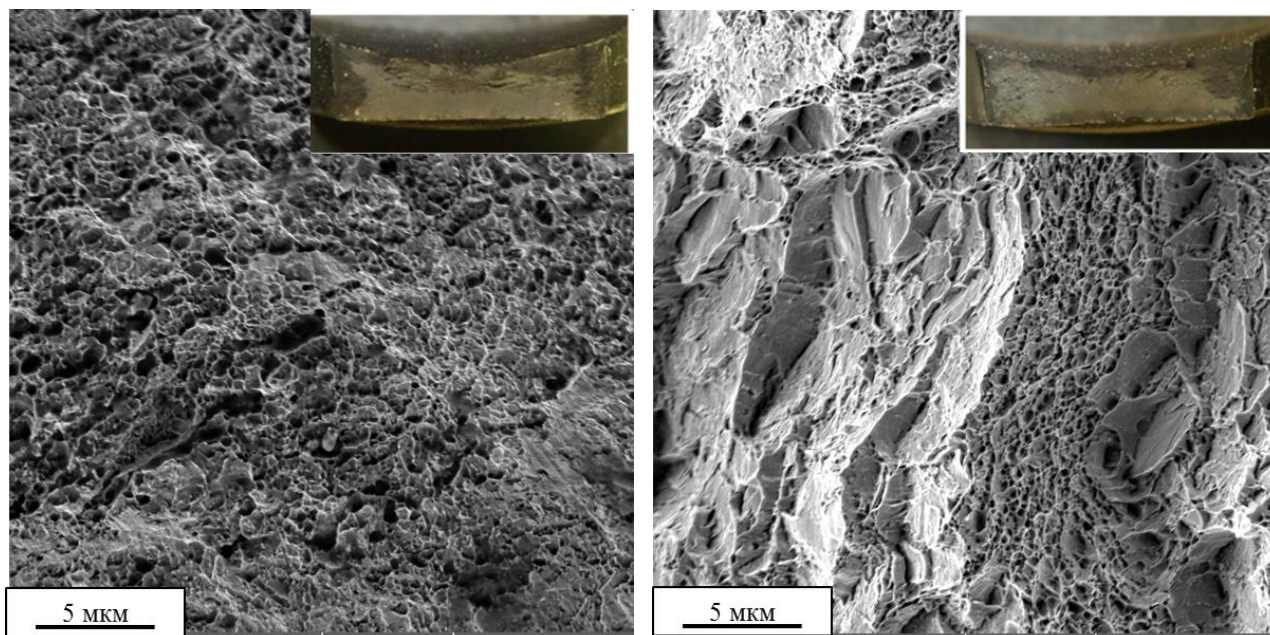
а)

б)



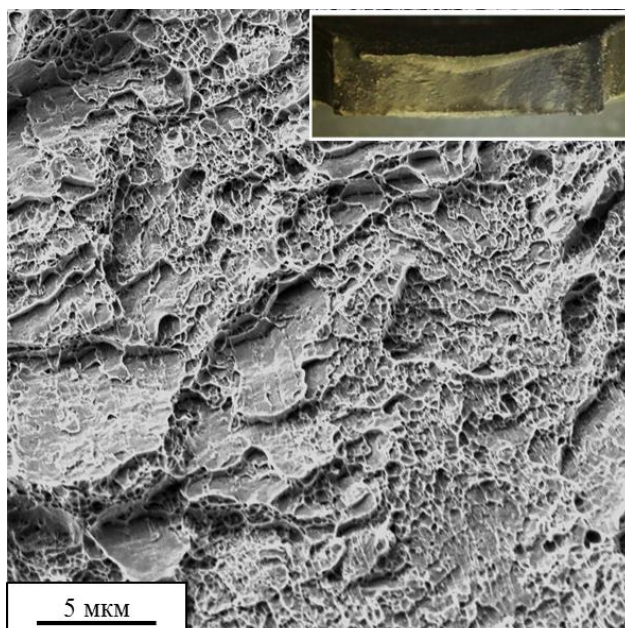
в)

Рисунок 4.33 – Фрактограммы сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА и монолитного образца из стали 30ХГСА после испытаний на растяжение:
а) разрушение в ЗТМВ; б) разрушение в ОМ стали 30ХГСА; в) монолитный образец из стали 30ХГСА



а)

б)



в)

Рисунок 4.34 – Фрактограммы сварных соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА и монолитного образца из стали 32ХГМА после испытаний на растяжение:
 а) разрушение в ЗТМВ; б) разрушение в ОМ стали 32ХГМА; в) монолитный образец из стали 32ХГМА

Внешний вид ямок неравноосный, так как он искажен из-за наклона поверхности разрушения (из-за сложного макрорельефа), а также из-за неравномерного распределения напряжений при разрушении. Аналогичный механизм разрушения демонстрируют и образцы сварных соединений при разрушении в зоне ОМ (рисунок 4.33, б, рисунок 4.34, б), а именно присутствие характерных ступеней из-за текстурированности исходной заготовки. В отличие от этого, разрушение сварных соединений в ЗТМВ происходило с образованием преимущественно мелких и равноосных ямок (рисунок 4.33, а, рисунок 4.34, а). Ступени и вторичные микротрещины проявляются в меньшей степени. Можно предположить, что трансформация микроструктуры в результате динамической рекристаллизации в ЗТМВ способствовала некоторому устранению текстуры исходной заготовки в данном участке.

Для установления взаимосвязей механического поведения со структурными особенностями сварных соединений проведены исследования микроструктуры с акцентом на ЗТМВ (рисунки 4.35-4.38). В случае разупрочнения и локализации деформации в этой области микроструктура состоит преимущественно из полигонизованных зерен, доля которых составляет 71 % в стали 30ХГСА (рисунок 4.35, б) и 65 % в стали 32ХГМА (рисунок 4.37, б). Средний размер зерен равен 1,80 мкм и 1,85 мкм соответственно. В спектре разориентировок границ зерен присутствуют 2 пика БУГ при разориентировках 53° и 60° (рисунок 4.35, г, рисунок 4.37, г). Первый соответствует процессами зарождения и роста рекристаллизованных зерен, в то время как пик при 60° соответствует сдвиговому процессу превращения аустенита с образованием участков мартенситной структуры [182, 183]. Как показано в главе 2, процесс формирования микроструктуры в ЗТМВ стали 32ХГМА, а именно в областях 2 и 3 происходит при температурах, превышающих критическую точку A_{c1} . Микроструктура данной области представляет собой отдельные зерна мартенсито-бейнитной смеси на фоне структуры базового металла, подвергнутой полигонизации и рекристаллизации при повышенных температурах (рисунок 4.35, д, рисунок 4.37, д). Соотношение этих фазовых

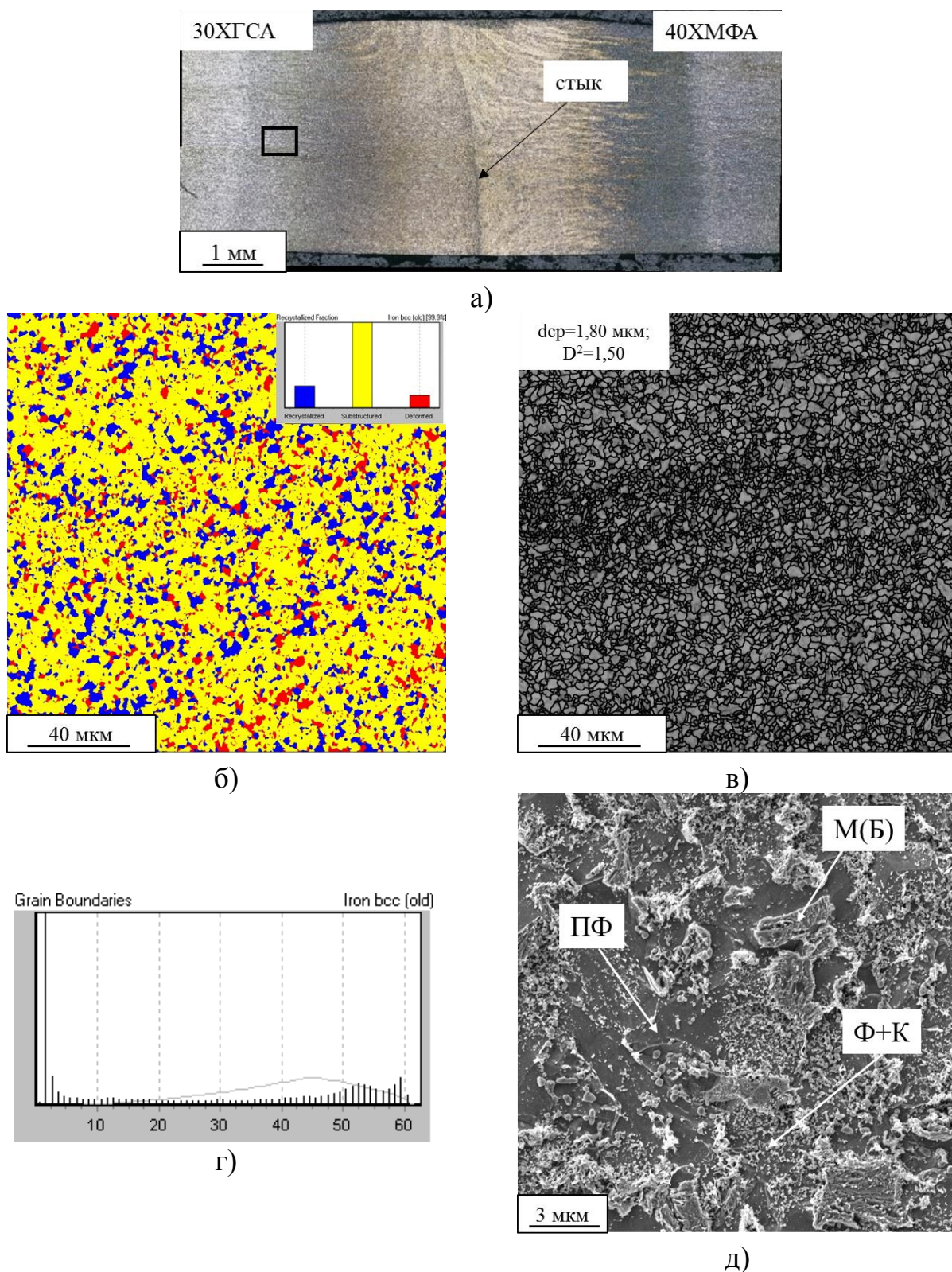


Рисунок 4.35 – Микроструктура сварного соединения сталей 30XГСА-40XMФА, демонстрирующего разрушение в ЗТМВ стали 30XГСА:

- а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области;
в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен; д) СЭМ-изображение

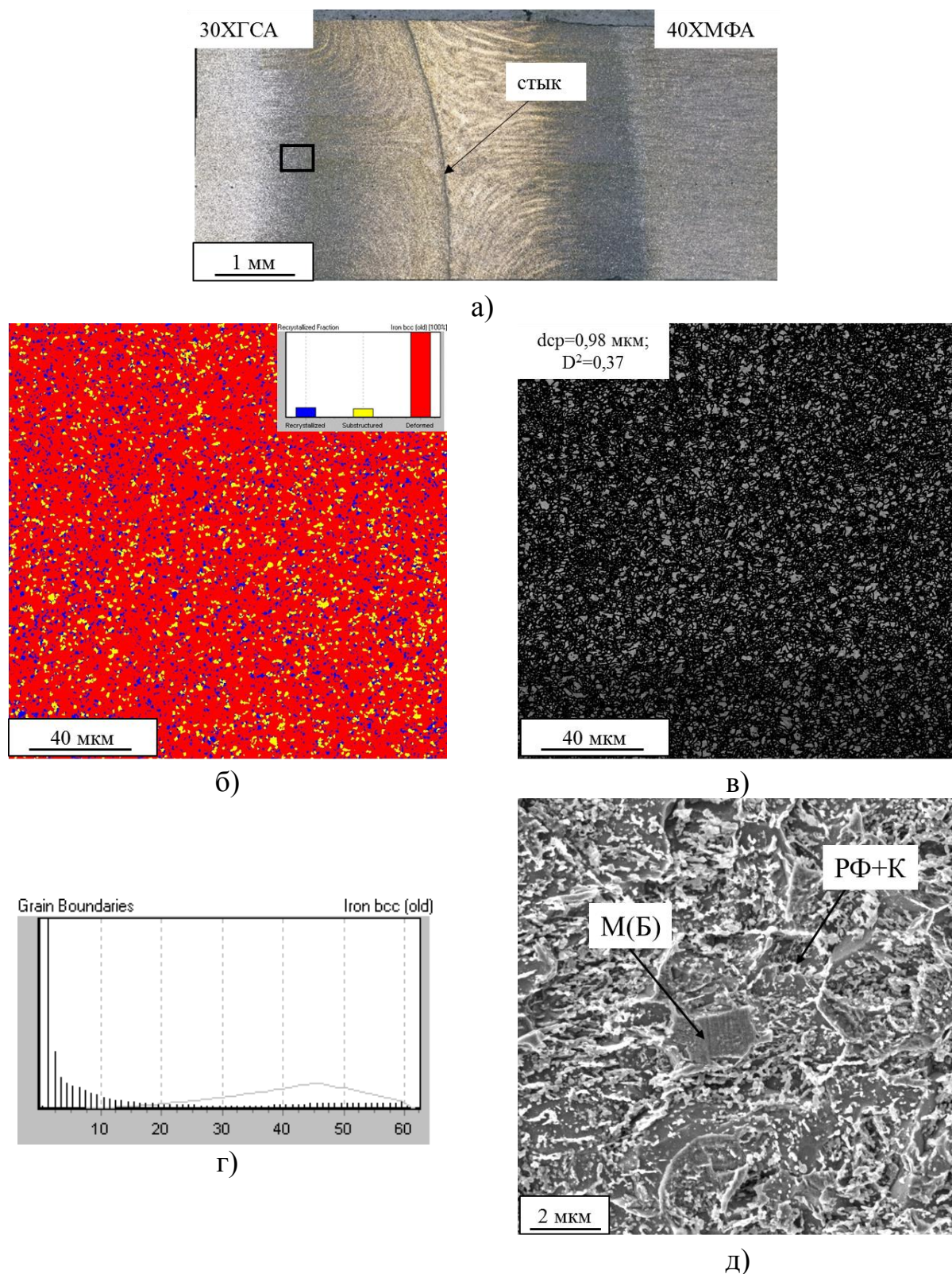


Рисунок 4.36 – Микроструктура сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА, демонстрирующего разрушение в ОМ стали 30ХГСА: а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области; в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен; д) СЭМ-изображение

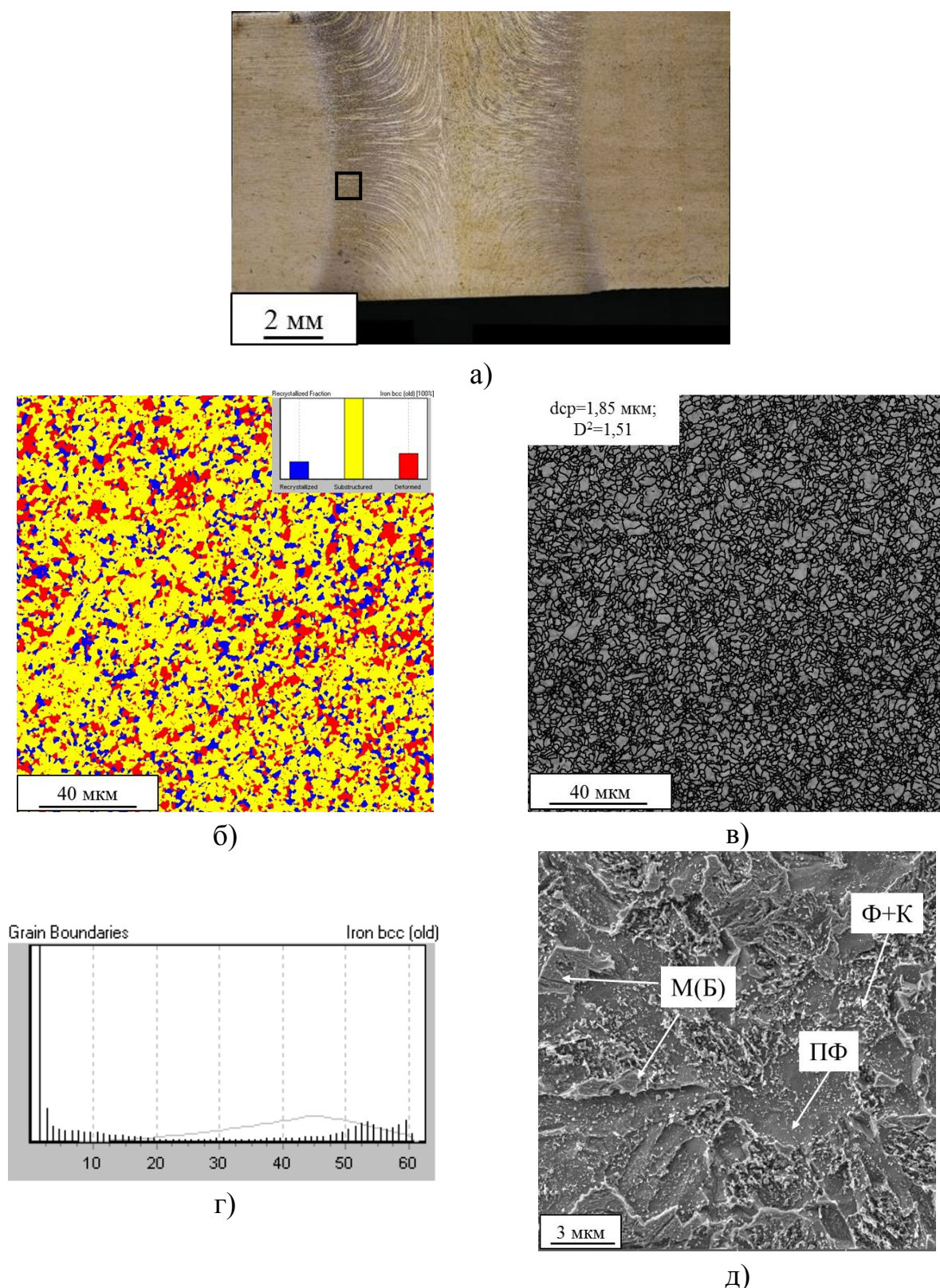


Рисунок 4.37 – Микроструктура сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА, демонстрирующего разрушение в ЗТМВ стали 32ХГМА: а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области; в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен; д) СЭМ-изображение

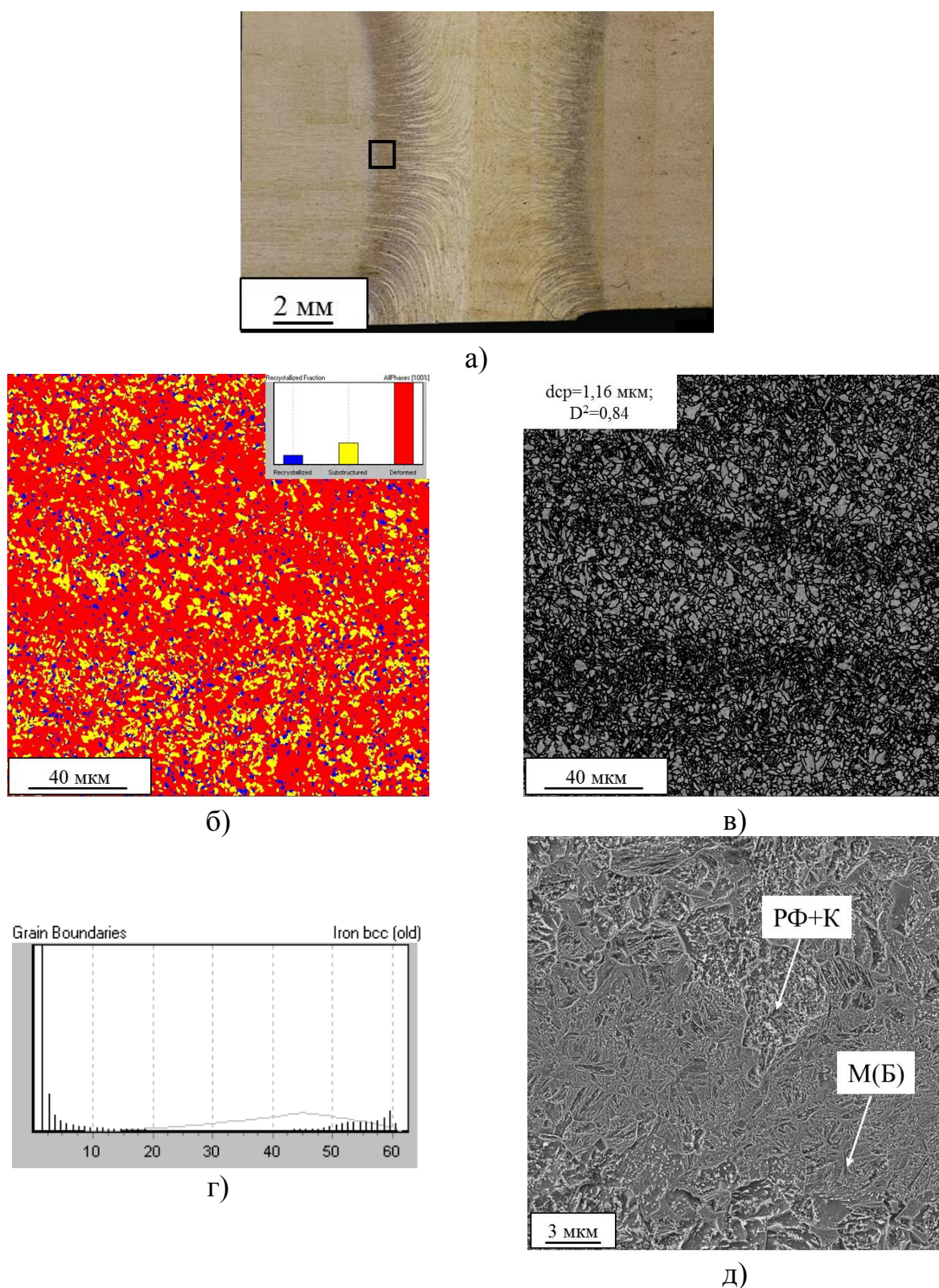


Рисунок 4.38 – Микроструктура сварного соединения сталей 32XGMA-40XH2MA, демонстрирующего разрушение в ОМ стали 32XGMA: а) панорамное изображение; б) карта рекристаллизации выделенной области; в) микроструктура с нанесением БУГ; г) гистограмма разориентировки границ зерен; д) СЭМ-изображение

составляющих определяется термодиформационными условиями протекания процесса сварки и содержанием легирующих элементов в стали. При более «мягких» режимах сварки в периферийных областях ЗТМВ (области 2 и 3) преобладают процессы полигонизации, разупрочняющие микроструктуру данной области.

При отсутствии разупрочнения данная область характеризуется формированием ультрамелкозернистой микроструктуры со средним размером зерна 0,98 мкм в стали 30ХГСА и 1,16 мкм в стали 32ХГМА (рисунок 4.36, рисунок 4.38). При этом большую часть микроструктуры в исследуемых сталях составляют деформированные зерна: 82 % и 73 % в сталях 30ХГСА и 32ХГМА соответственно. В спектре разориентировок границ зерен стали 30ХГСА БУГ отсутствуют (рисунок 4.36, г), что свидетельствует о преобладании деформационного упрочнения при температурах, не превышающих критическую точку A_{c1} . Однако, в стали 32ХГМА отмечается пик БУГ, соответствующий сдвиговому превращению аустенита (рисунок 4.38, г). На фоне равноосных зерен в микроструктуре данной области выявляются участки игольчатой структуры кристаллитов, соответствующих мартенсито-бейнитной смеси (рисунок 4.38, д). Таким образом, упрочнение в данной области осуществляется как за счет деформации рекристаллизованных зерен исходного металла, так и за счет упрочнения зернами мартенсито-бейнитной смеси. Формирование подобной микроструктуры, обеспечивает устойчивое сопротивление пластической деформации в данной области.

Исходя из полученных результатов, можно заключить, что механические свойства и деформационная способность сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, полученных РСТ, зависят как от характеристик микроструктуры в зоне сопряжения, так и в периферийных областях ЗВС, степени разупрочнения и протяженности разупрочненной области. Изменяя режимы сварки, можно добиться получения равнопрочных исходным материалам соединений, в которых зона ОМ является наиболее слабым участком по отношению к другим зонам.

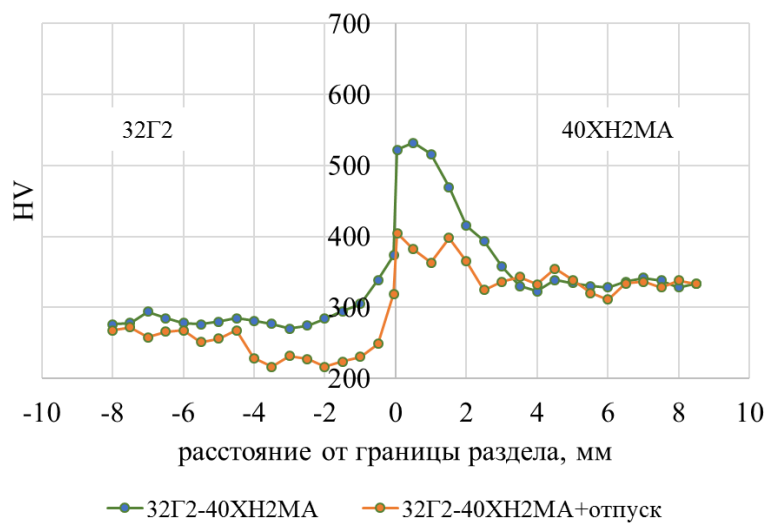
4.4 Влияние послесварочного отпуска на развитие пластической деформации в сварных соединениях

Послесварочный отпуск имеет целью уменьшения остаточных напряжений, вызванных фазовыми превращениями и деформацией, за счет приближения микроструктуры к равновесному состоянию. Однако, целесообразность его проведения обосновывается как свойствами сварных соединений, так и конструкцией конкретных изделий и технологий их механической обработки после сварки.

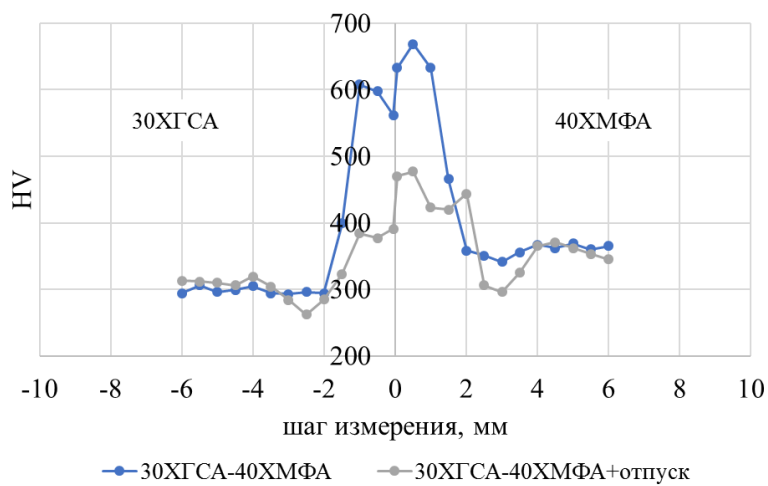
Учитывая, что свариваемые трубные заготовки предварительно прошли цикл термической обработки по режиму закалки и отпуска для достижения высокой прочности и вязкости бурильных труб, температура послесварочного отпуска сварных соединений в настоящих исследованиях была принята равной температуре предшествующего отпуска исходных сталей (550 °С) во избежание разупрочнения основного металла.

Отпуску подвергались сварные соединения, демонстрирующие разрушение в зоне ОМ наименее прочной из свариваемых сталей. Отпуск образцов был произведен в лабораторной муфельной печи в течение 1 часа, после чего проводились механические испытания с анализом механических свойств и пластического поведения в сопоставлении с неотпущенными образцами.

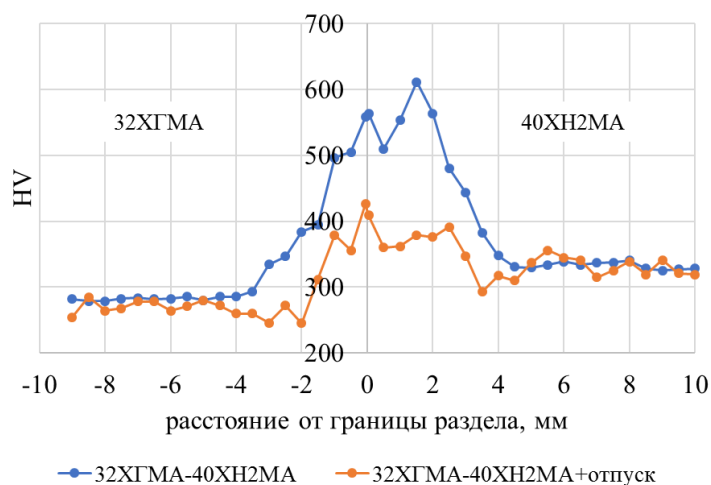
На рисунке 4.39 приведены сравнительные профили микротвердости, на рисунке 4.40 диаграммы растяжения образцов до и после отпуска, на рисунках 4.41-4.43 – карты продольной компоненты деформации. На рисунках 4.44-4.46 представлена микроструктура разупрочненного участка ЗТМВ отпущенного образца, обладающего минимальной твердостью.



а)

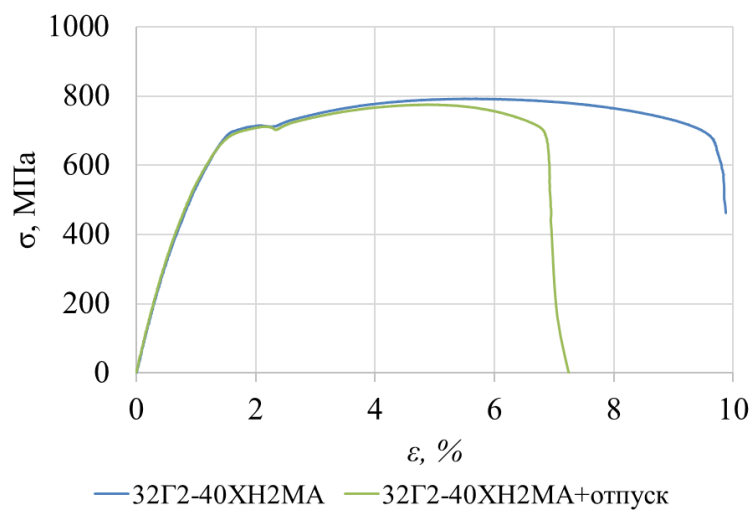


б)

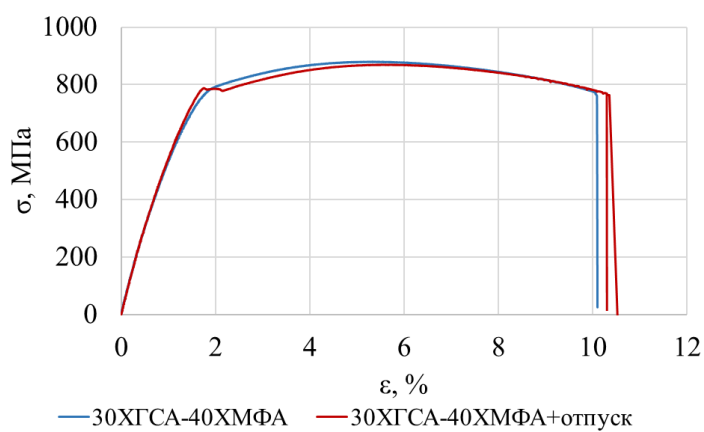


в)

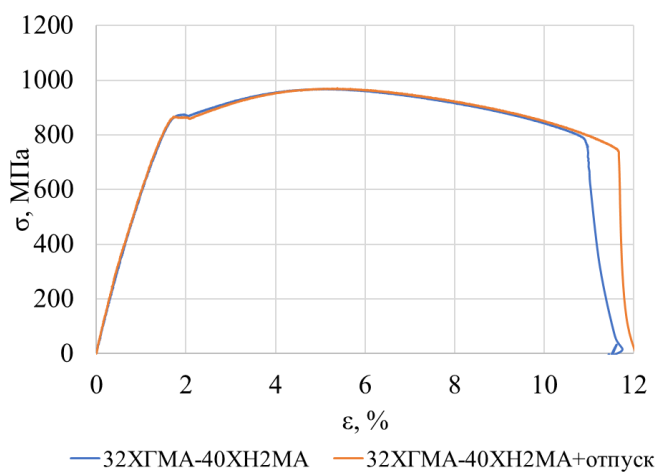
Рисунок 4.39 – Влияние отпуска на распределение микротвердости в сварных соединениях: а) 32Г2-40ХН2МА; б) 30ХГСА-40ХМФА; в) 32ХГМА-40ХН2МА



а)



б)



в)

Рисунок 4.40 – Диаграммы растяжения сварных соединений в исходном состоянии и после отпуска при 550 °С: а) 32Г2-40ХН2МА; б) 30ХГСА-40ХМФА; в) 32ХГМА-40ХН2МА

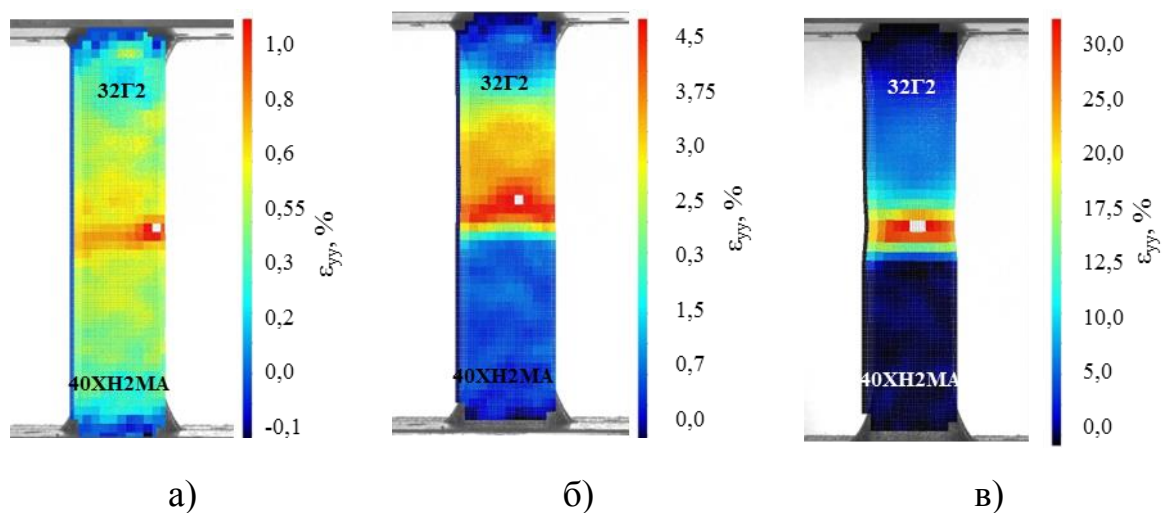


Рисунок 4.41 – Карты продольной компоненты деформации ϵ_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА после отпуска при 550 °С: а) на площадке текучести; б) степенная стадия; в) закритическая стадия

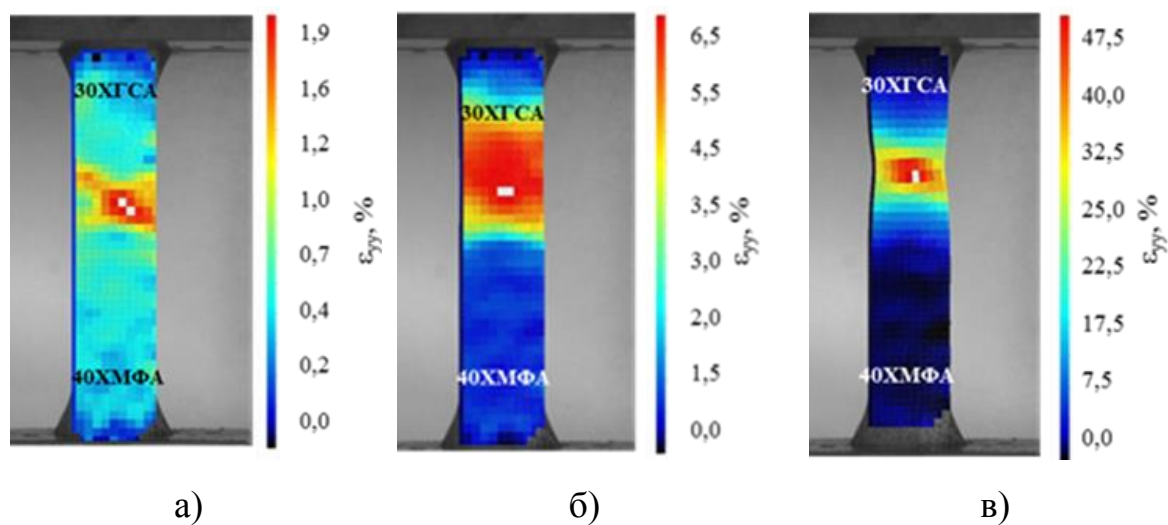


Рисунок 4.42 – Карты продольной компоненты деформации ϵ_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 30ХГСА-40ХМФА после отпуска при 550 °С: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия

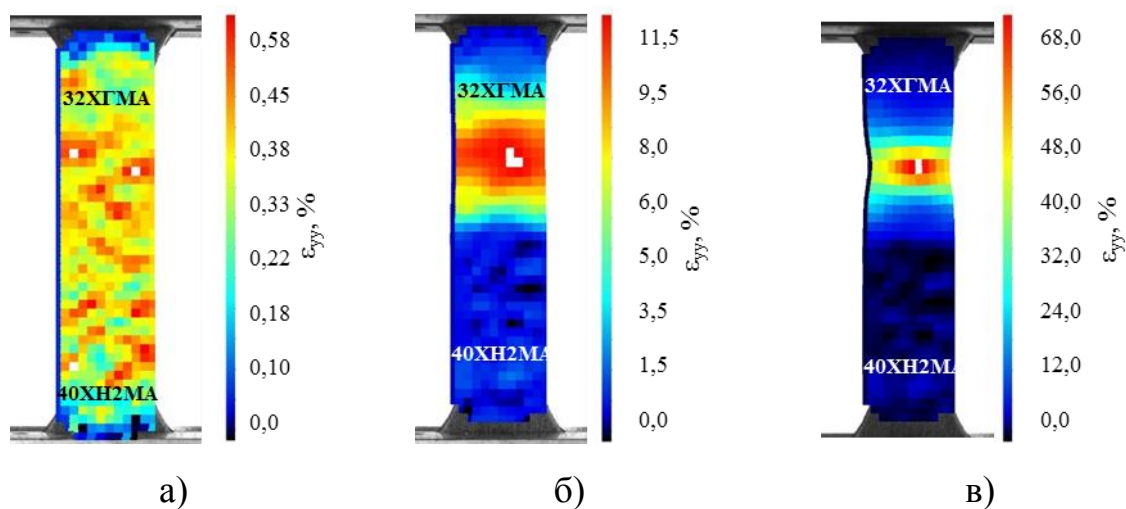


Рисунок 4.43 – Карты продольной компоненты деформации ε_{yy} на различных стадиях растяжения в сварном соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА после отпуска при 550 °С: а) начало пластической деформации; б) середина степенной стадии; в) закритическая стадия

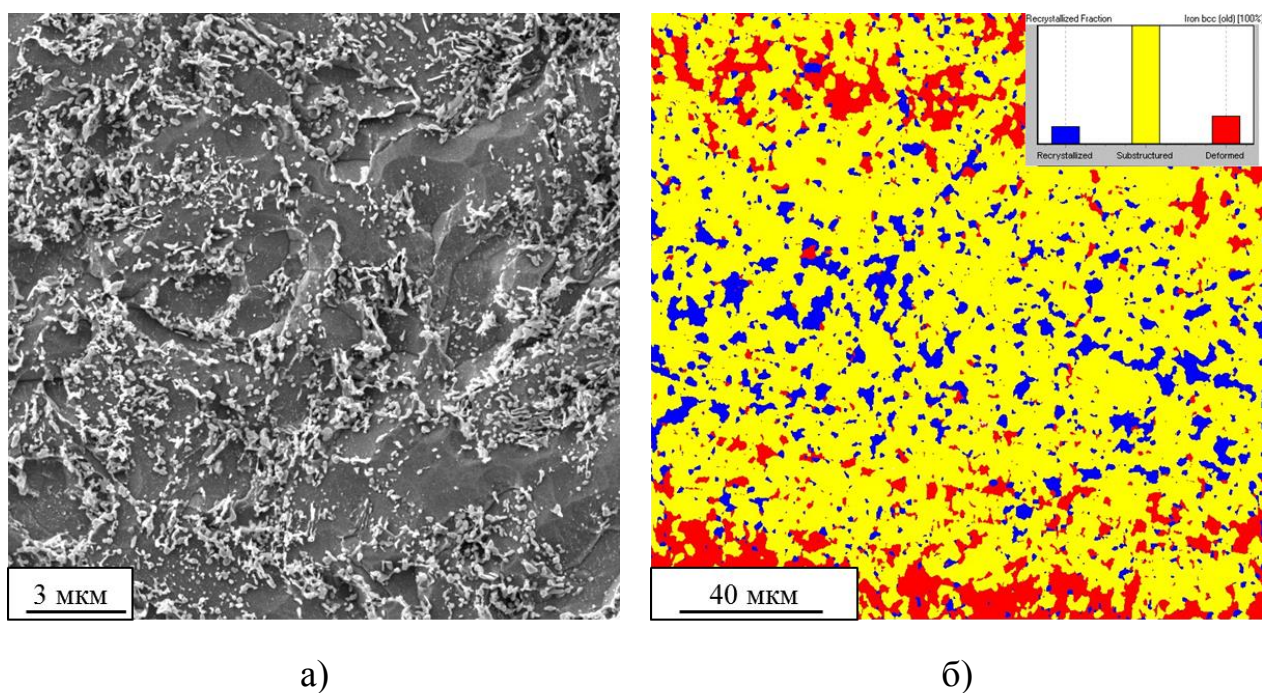
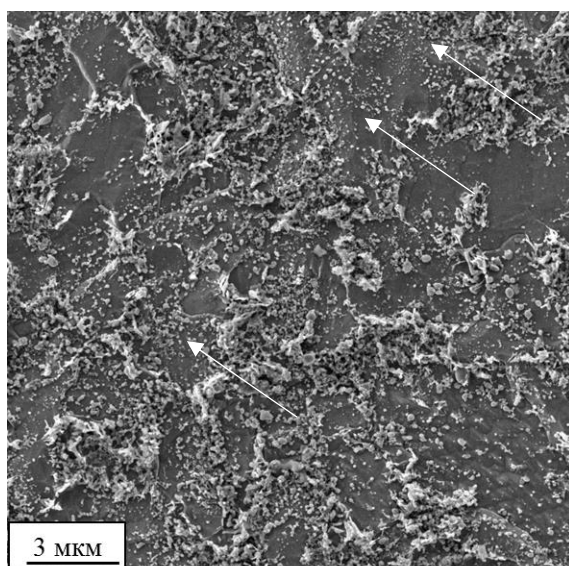
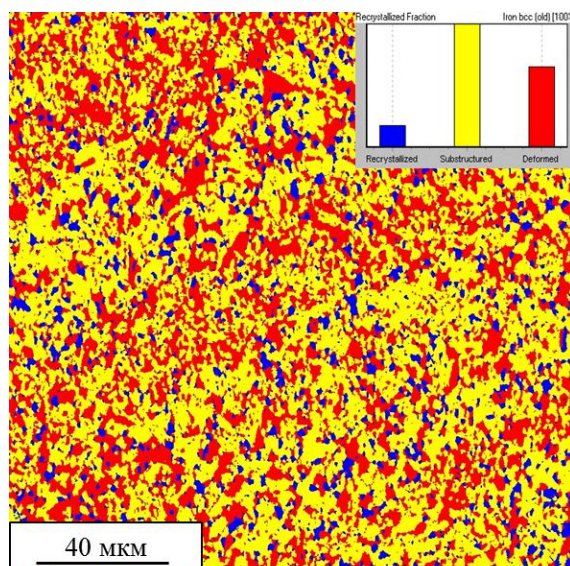


Рисунок 4.44 – Микроструктура ЗТМВ (область III) стали 32Г2 после отпуска сварного соединения 32Г2-40ХН2МА: а) СЭМ-изображение; б) карта рекристаллизации, полученная с помощью EBSD

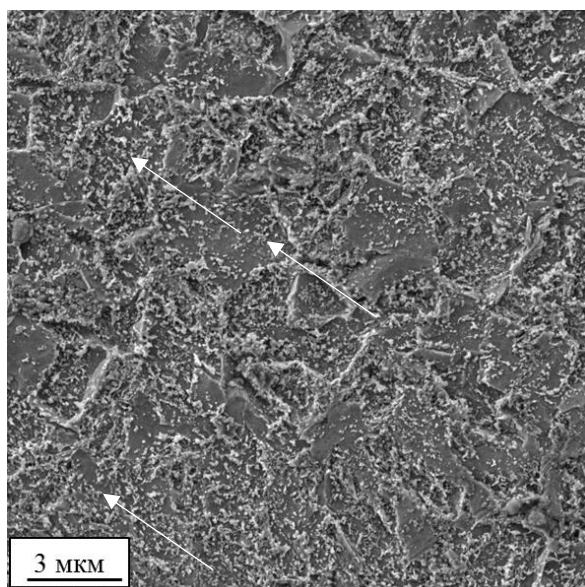


а)

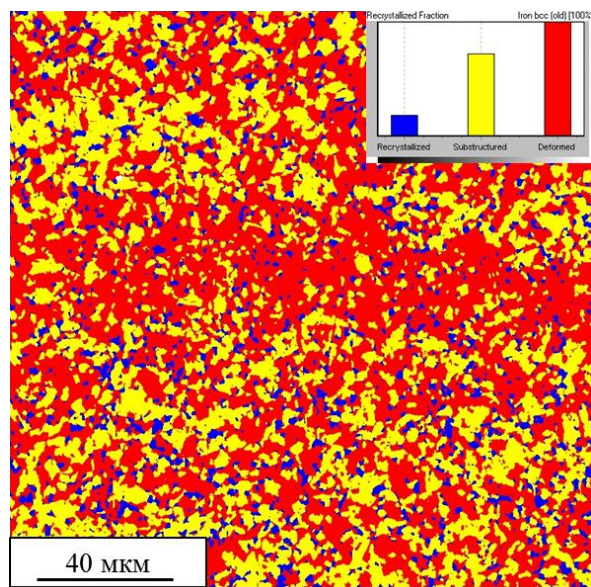


б)

Рисунок 4.45 – Микроструктура ЗТМВ (область III) стали 30ХГСА после отпуска сварного соединения 30ХГСА-40ХМФА: а) СЭМ-изображение (стрелкой показаны мелкодисперсные карбиды); б) карта рекристаллизации, полученная с помощью EBSD



а)



б)

Рисунок 4.46 – Микроструктура ЗТМВ (область III) стали 32ХГМА после отпуска сварного соединения 32ХГМА-40ХН2МА: а) СЭМ-изображение (стрелкой показаны мелкодисперсные карбиды); б) карта рекристаллизации, полученная с помощью EBSD

Анализ полученных результатов показывает, что в соединении сталей 32Г2-40ХН2МА после отпуска наблюдается локализация деформации в ЗТМВ 32Г2 на всех этапах растяжения с последующим разрушением в данной области (рисунок 4.41). Протяженность степенной и закритической стадии диаграммы растяжения существенно сокращаются по сравнению с исходным состоянием сварного соединения (рисунок 4.40, а). Это, в свою очередь, свидетельствует о снижении общей деформационной способности образца со сварным соединением в результате отпуска. Также наблюдается некоторое снижение значения временного сопротивления до 775 МПа по сравнению с исходным состоянием, при котором σ_B составляет 794 МПа. Согласно данным измерения микротвердости отпуск сварного соединения привел к формированию протяженной локальной разупрочненной области по отношению к ОМ стали 32Г2 (рисунок 4.39, а). Как показали наблюдения микроструктуры, в данной области в результате отпуска наблюдается интенсивное развитие процессов полигонизации, сопровождающихся увеличением доли полигонизованных зерен до 72 % при снижении деформированных до 17 % (рисунок 4.44, б). Таким образом, формирование протяженной разупрочненной прослойки способствует быстрому ее включению в процесс пластической деформации и ускоренному течению металла в указанной области.

Соединение стали 30ХГСА-40ХМФА также демонстрирует разупрочнение периферийных зон в ЗТМВ стали 30ХГСА в результате отпуска сварного соединения (рисунок 4.39, б). Однако, в отличие от стали 32Г2, протяженность разупрочненной области не превышает 1 мм. Стоит отметить, что на диаграмме растяжения отпущенного образца появляется площадка текучести (рисунок 4.40, б), отражающая первичную локализацию пластических деформаций в ЗТМВ (рисунок 4.42, а). Затем, пластическая деформация распространяется на ОМ стали 30ХГСА, где впоследствии она развивается (рисунок 4.42, б) и локализуется на финальной стадии растяжения (рисунок 4.42, в). Микроструктурный анализ разупрочненной в результате отпуска области также выявил развитие процессов полигонизации деформированной структуры,

сформированной при сварке. Соотношение зерен в этой зоне составляет 55 % субструктурных, 36 % деформированных и 9 % рекристаллизованных (рисунок 4.45, б). Сохранение в структуре достаточного количества деформированных зерен увеличивает сопротивляемость деформации в данной области. Также на СЭМ изображениях наблюдаются мелкие сферические карбидные частицы, размером 5-7 нм (рисунок 4.45, а), которые обеспечивают дополнительный вклад в упрочнение микроструктуры. Важно отметить, что механические характеристики сварного соединения не изменяются в процессе отпуска.

Сталь 32ХГМА оказалась наиболее устойчивой к разупрочнению при отпуске, так как количество деформированных зерен сохранилось в объеме 53 % (рисунок 4.46, б). В микроструктуре также наблюдается выделение мелкодисперсных карбидных частиц, способствующих дополнительному упрочнению (рисунок 4.46, а). Сформированная микроструктура обеспечила устойчивое сопротивление пластической деформации на всех этапах растяжения образца (рисунок 4.43). Пластические деформации начинаются и развиваются в зоне ОМ стали 32ХГМА, где впоследствии локализуются с последующим разрушением. Идентичность кривых растяжения до и после отпуска подтверждает высокую стабильность механических характеристик сварного соединения при отпуске (рисунок 4.40, в).

Таким образом, влияние отпуска на механическое поведение сварных соединений при растяжении отражается в протекании разупрочняющих процессов полигонизации микроструктуры. Интенсивное протекание процессов полигонизации с формированием протяженной разупрочненной области снижает общую деформационную способность сварных соединений, поскольку деформация начинает концентрироваться именно в этой ослабленной зоне. Такой механизм проявляется в сварных соединениях со сталью 32Г2. Стабильность к разупрочнению при отпуске обеспечивают мелкодисперсные карбидные частицы, замедляющие процессы полигонизации [213, 216], что наблюдается в соединениях со сталями 30ХГСА и 32ХГМА.

4.5 Оценка вклада механизмов упрочнения в локальную прочность сварных соединений

Задача получения равнопрочных сварных соединений при растяжении сводится к блокированию пластической деформации в ЗТМВ чтобы обеспечить равномерную деформацию в зоне основного металла и идентичные ему механические характеристики. Прочность ЗТМВ зависит от состава стали и сформированной при сварке микроструктуры, оказывающей сопротивление возникновению и движению дислокаций. Ключевыми факторами являются:

- содержание углерода и легирующих элементов в твердом растворе;
- высокая плотность дислокаций, образующихся при деформации или при мартенситном превращении;
- наличие зон предвыделений и карбидных частиц;
- наличие границ зерен, пакетов и кристаллов мартенсита [216-219].

Благодаря обширным теоретическим и экспериментальным исследованиям разработан ряд соотношений, позволяющих количественно оценить влияние параметров структуры стали на ее механические характеристики [220, 221].

Напряжение начала пластического течения (предел текучести) рассматривается через аддитивный вклад различных механизмов упрочнения [221, 223]:

$$\sigma_{m(0,2)} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{mp} + \Delta\sigma_{\sigma} + \Delta\sigma_{\sigma_y} + \Delta\sigma_z, \quad (4.3)$$

где σ_0 – сопротивление решетки, металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро);

σ_{mp} – твердорастворное упрочнение;

σ_{σ} – упрочнение за счет плотности дислокаций;

σ_{σ_y} – дисперсионное упрочнение;

σ_z – зернограничное (субзеренное) упрочнение.

Ввиду образования градиентной микроструктуры в ЗВС значения предела текучести будет непрерывно изменяться при удалении от зоны сопряжения. Соответственно, будет изменяться и вклад различных механизмов упрочнения. Для оценки вклада механизмов упрочнения в характерных областях ЗВС, описанных в разделе 2, был произведен расчет предела текучести на основе структурных параметров в центре каждой области и химического состава сталей. Расчеты произведены для соединений, обеспечивающих равномерную деформацию в зоне ОМ наименее прочной стали.

Учитывая, что в ряде случаев микроструктура представляет собой сочетание различных морфологических составляющих (фаз) – феррито-карбидной смеси и отдельных зерен мартенситной (бейнитной) микроструктуры, для оценки вклада различных механизмов в упрочнение использовали следующее соотношение

$$\sigma_d = \sum P_i \cdot \sigma_i, \quad (4.4)$$

где P_i и σ_i – соответственно объемные доли и предел текучести каждой морфологической составляющей структуры.

Сопротивление решетки движению свободных дислокаций или напряжение Пайерлса–Набарро существенно зависит от содержания примесей в металле. С учетом литературных данных для сталей на основе α -железа в расчетах приняли $\sigma_0 \sim 30$ МПа [221].

Упрочнение твердых растворов при легировании обусловлено разницей атомных диаметров и разностью модулей упругости атомов матрицы и растворенных легирующих элементов. При расчете твердорастворного упрочнения легированного феррита была использована формула [221]:

$$\Delta\sigma_{mp} = 4670 \cdot (C+N) + 690 \cdot P + 86 \cdot Si + 82 \cdot Ti + 60 \cdot Al + 39 \cdot Cu + \\ + 33 \cdot Mn + 31 \cdot Cr + 30 \cdot Ni + 11 \cdot Mo + 3 \cdot V, \quad (4.5)$$

где коэффициенты у элементов означают их концентрацию в масс. % при растворении в феррите.

При расчете считали, что такие некарбидообразующие элементы, как Si, Ni, P целиком входили в состав феррита. Мо и Сг частично входят в состав карбидной фазы, а отчасти они растворены в феррите. Относительно слабый карбидообразователь Mn не образует самостоятельных карбидов в стали и фактически целиком растворен в феррите. Учитывая невысокую концентрацию Сг и Мо в низколегированных сталях и малые значения их коэффициентов упрочнения k_i , влиянием этих элементов на прочность феррита можно пренебречь. Следовательно, основными легирующими элементами, определяющими твердорастворное упрочнение ферритно-перлитных сталей, являются Mn, Si, Ni, P и частично C + N. С учетом указанных допущений оценено твердорастворное упрочнение ферритной составляющей структуры [221]. В закаленной структуре практически весь углерод находится в мартенсите, образуя пересыщенный твердый раствор, и тем самым, внося доминирующий вклад в прочность. Для бейнитной микроструктуры содержание углерода в феррите принимали равным 0,03 % для нижнего бейнита (остальное в карбидах внутри реек), и 0,01% для верхнего бейнита (остальное в карбидах между рейками). Такие значения соответствуют предельной растворимости углерода в α -железе и общеприняты в физическом металловедении [224].

Границы зерен являются непреодолимыми барьерами для движения дислокаций, вызывая их скопление. Зернограничное упрочнение описывается известным законом Холла-Петча [216, 225].

$$\sigma_3 = \frac{K_y}{\sqrt{d}}, \quad (5.6)$$

где K_y – коэффициент Холла-Петча.

По литературным данным значение коэффициента K_y находится в пределах от 0,57 до 0,73 МПа·м^{1/2} [221]. В расчетах принимали $K_y=0,57$ МПа·м^{1/2}.

Известно, что основным барьером для движения дислокаций являются БУГ при углах разориентировки зерен 15°. Однако, образование субзеренной структуры может привести к дополнительному упрочнению. Вклад субзеренного упрочнения при расчете зернограницной компоненты учитывался в случае образования совершенной субзеренной структуры с четкими субграницами. Средний размер зерен и субзерен в характерных областях определялся по результатам EBSD анализа.

Размноженные дислокации вносят вклад в упрочнение материала в результате взаимодействия с существующими дислокациями и между собой. Дислокационное упрочнение описывается уравнением Тейлора [221]

$$\sigma_d = \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}, \quad (4.7)$$

где α – безразмерный коэффициент, меняющийся в пределах 0,05...0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля [222]; в настоящей работе принято $\alpha = 0,25$ [223];

M – фактор Тейлора ($M \approx 2,75$ для поликристаллов);

G – модуль сдвига ($G \approx 80 \cdot 10^9$ Па);

b – вектор Бюргерса ($b \approx 0,25 \cdot 10^{-9}$ м);

ρ – плотность дислокаций (м⁻²).

Мартенситное превращение сопровождается сильной пластической деформацией (аккомодацией) аустенита, что создает плотность дислокаций ρ порядка 10^{15} - 10^{16} м⁻². Бейнит также формируется по сдвиговому механизму, что неизбежно порождает высокую плотность дислокаций. Это один из главных вкладов в прочность бейнита. При этом плотность дислокаций в бейните сильно зависит от температуры превращения: чем ниже температура формирования бейнита, тем выше ρ . При высоком отпуске плотность дислокаций мартенситной

микроструктуры падает на 2–3 порядка, но остается выше, чем в отожженной стали.

Плотность дислокаций определялась с помощью просвечивающей электронной микроскопии путем подсчета линий дислокаций в известном объеме или области, затем экстраполируя результат на плотность. В настоящих исследованиях плотность дислокаций бейнитной структуры стали 32Г2 составила $3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ - $4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, мартенситной структуры сталей 30ХГСА и 32ХГМА – от $3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $6 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Пониженные значения плотности дислокаций в мартенситной микроструктуре по сравнению с литературными данными обусловлены самоотпуском мартенсита при охлаждении сварного соединения, сопровождающимся выделением мелкодисперсных карбидных частиц. Плотность дислокаций ферритных зерен в различных областях находилась в диапазоне от $2 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ до $2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. В участках полигонизованного феррита ЗТВ и в исходном металле плотность дислокаций составила от $2 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ до $5 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$.

Для учета упрочнения материала некогерентными частицами карбидной фазы (карбидное упрочнение) был предложен механизм Орована, основанный на огибании частиц движущейся дислокацией [227]. Вклад в упрочнение материала, обусловленный наличием некогерентных частиц зависит преимущественно от расстояния между частицами и в упрощенном виде может быть оценен следующим образом [221]:

$$\sigma_{\text{ду}} = \frac{2 \cdot \alpha \cdot M \cdot G \cdot b}{L}, \quad (4.8)$$

где α – коэффициент, учитывающий тип дислокаций и неравномерность распределения частиц в матрице; $\alpha \approx 0,5$ [221];

L – среднее расстояние между частицами, мм.

Чем мельче и гуще распределены карбиды (например, в сорбите отпуска), тем выше вклад дисперсионного упрочнения и соответственно прочность материала.

Определение расстояний между частицами карбидов проводилось непосредственно по микрофотографиям, полученным с фольги, путем их непосредственного замера. Полученные данные также были сопоставлены с СЭМ-изображениями микроструктуры при большом увеличении, которые показали удовлетворительную сходимость.

По вышеприведенным формулам были произведены расчеты компонент упрочнения в характерных областях сварных соединений в исходном состоянии и после проведения послесварочного отпуска. Результаты представлены в таблицах 4.11-4.13. Полученные данные не претендуют на точную количественную оценки предела текучести. Они позволяют оценить вклад различных механизмов в прочность характерных областей ЗВС в сравнении друг с другом и с ОМ. Для наглядности по результатам расчетов построены графики, иллюстрирующие долю вклада каждой компоненты (рисунок 4.47-4.49).

Анализируя полученные данные, можно констатировать, что для сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА в исходном состоянии прочность областей I и II стали 32Г2, имеющих бейнитную микроструктуру, соизмерима с прочностью ОМ. Наиболее упрочненной областью ЗВС является область рекристаллизации III. Здесь основной вклад вносит зернограничное упрочнение за счет формирования ультрамелкозернистой микроструктуры. В области IV зоны термического влияния сумма вкладов минимальна и достигнута снижением доли дислокационного и дисперсионного упрочнения за счет упорядочения микроструктуры в результате полигонизации и перераспределения цементитных частиц. Ввиду того, что протяжённость области полигонизованной микроструктуры крайне мала (около 0,1 мм), она не оказывает влияния на интегральную прочность соединения, что доказано испытаниями на растяжение.

Таблица 4.11 – Значения вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести характерных областей ЗВС стали 32Г2 в исходном состоянии и после отпуска (через дробь указаны значения после отпуска)

Компоненты упрочнения	32Г2					
	область I	область II		область III	область IV	ОМ
	Б	М(Б)	РФ	РФ	ПФ	Ф
Напряжение трения решетки σ_0 , МПа	30/30	30/30	30/30	30/30	30/30	30/30
Твердорастворное упрочнение $\sigma_{тр}$, МПа	130/80	170/80	80/80	80/80	80/80	80/80
Дислокационное упрочнение σ_0 , МПа	360/240	420/270	20/20	200/40	30/30	30/30
Дисперсионное упрочнение $\sigma_{дв}$, МПа	60/80	135/210	60/60	210/170	60/60	210/210
Зернограничное упрочнение σ_3 , МПа	200/200	290/290	255/255	475/290	400/290	390/390
Предел текучести σ_m , МПа	780/630	750/650		995/610	600/490	740/740

Таблица 4.12 – Значения вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести характерных областей ЗВС стали 30ХГСА в исходном состоянии и после отпуска (через дробь указаны значения после отпуска)

Компоненты упрочнения	30ХГСА							
	область I	область II		область III		область IV		ОМ
	М	М(Б)	РФ	М(Б)	РФ	М(Б)	ПФ	Ф
Напряжение трения решетки σ_0 , МПа	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30
Твердорастворное упрочнение σ_{mp} , МПа	1300/ 130	830/ 130	130/ 130	820/ 130	130/ 130	820/ 130	130/ 130	130/ 130
Дислокационное упрочнение σ_0 , МПа	510/ 215	295/ 115	20/ 20	295/ 115	195/ 20	295/ 20	20/ 20	35/ 35
Дисперсионное упрочнение σ_{dy} , МПа	0/ 560	320/ 520	210/ 155	320/ 520	240/ 110	210/ 520	110/ 110	370/ 370
Зернограничное упрочнение σ_z , МПа	500/ 380	570/ 350	255/ 255	570/ 350	575/ 520	255/ 255	255/ 255	255/ 255
Предел текучести σ_m , МПа	2340/ 1315	1345/ 870		1250/ 844		670/ 580		820/ 820

Таблица 4.13 – Значения вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести характерных областей ЗВС стали 32ХГМА в исходном состоянии и после отпуска (через дробь указаны значения после отпуска)

Компоненты упрочнения	32ХГМА								
	область I		область II		область III		область IV		ОМ
	М	Б	М(Б)	РФ	М(Б)	ПФ	ПФ	Ф	Ф
Напряжение трения решетки σ_0 , МПа	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30	30/ 30
Твердорастворное упрочнение $\sigma_{тр}$, МПа	1240/ 70	210/ 70	770 /70	70/ 70	540/ 70	70/ 70	70/ 70	70/ 70	70 /70
Дислокационное упрочнение σ_d , МПа	510/ 215	210/ 30	520/ 110	30/ 30	210/ 110	20/ 20	20/ 20	35/ 35	35/ 35
Дисперсионное упрочнение σ_{dy} , МПа	0/ 520	520/ 520	210/ 520	210/ 210	520/ 520	165/ 165	165/ 165	520/ 520	450/ 450
Зернограничное упрочнение σ_z , МПа	500/ 360	225/ 225	570/ 360	255 /255	570/ 360	305/ 305	305/ 305	255/ 255	255/ 255
Предел текучести σ_m , МПа	2170/1280		1650/940		1230/840		750/750		840/ 840

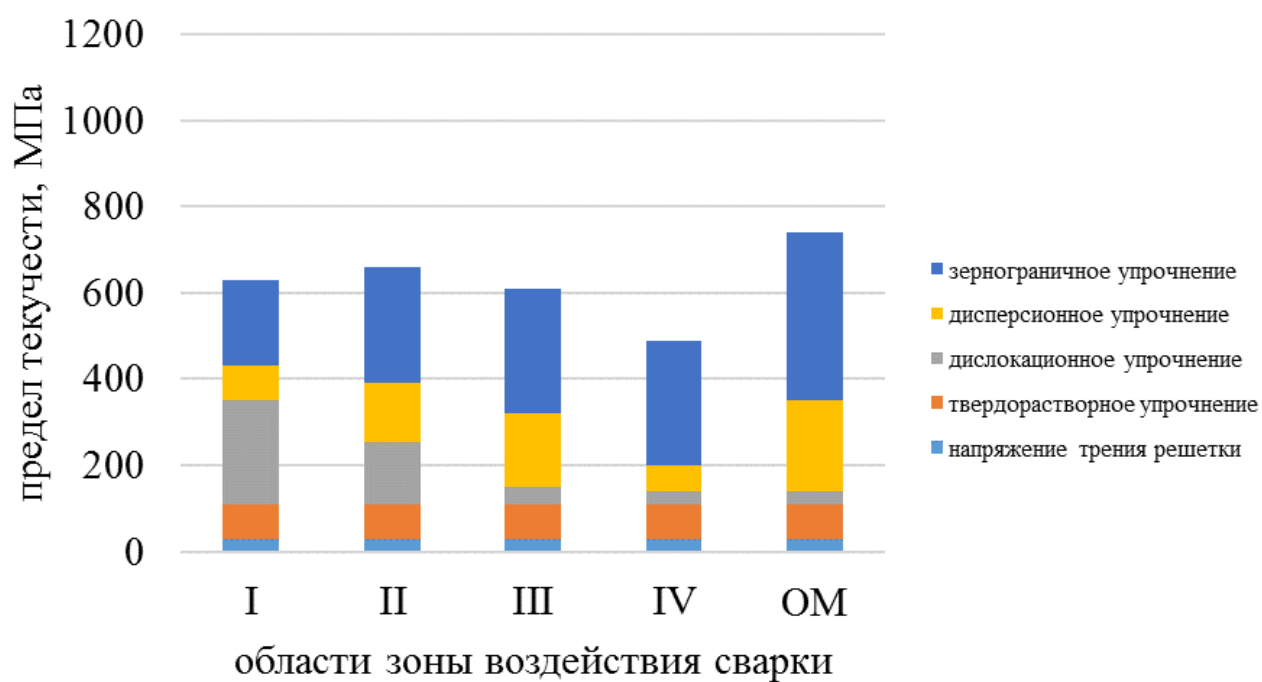
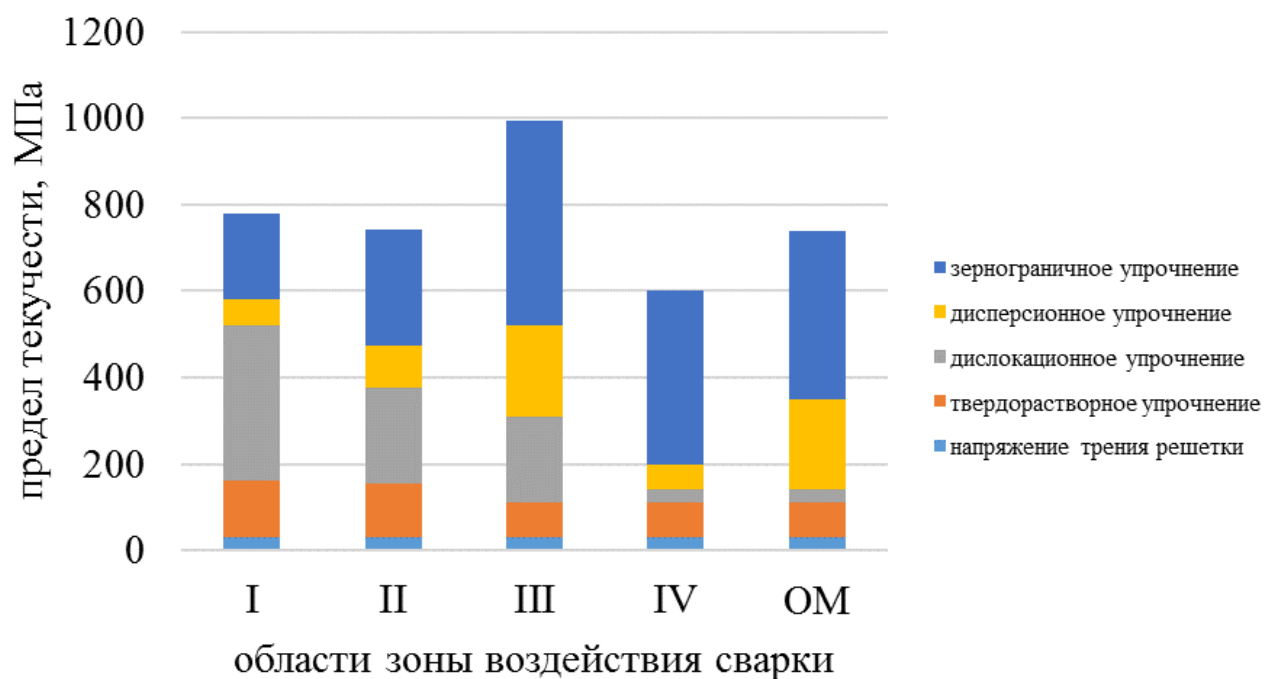


Рисунок 4.47 – Количественная оценка предела текучести в различных областях ЗВС стали 32Г2: а) в исходном состоянии; б) после отпуска

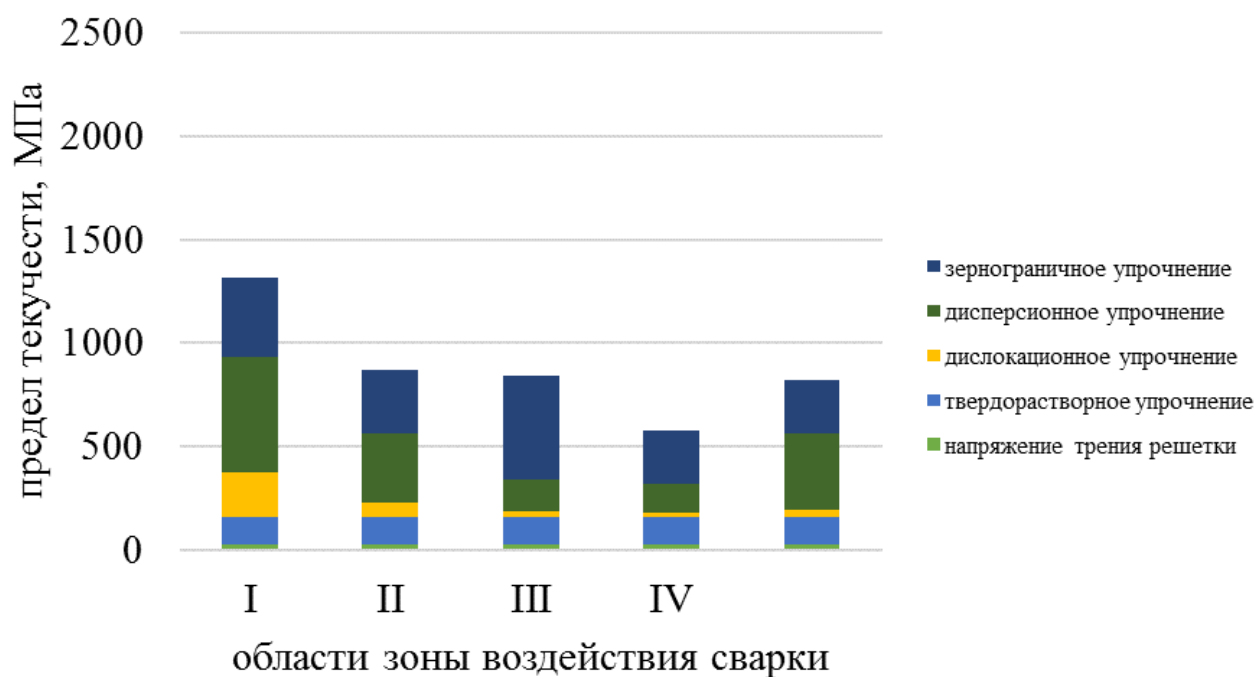
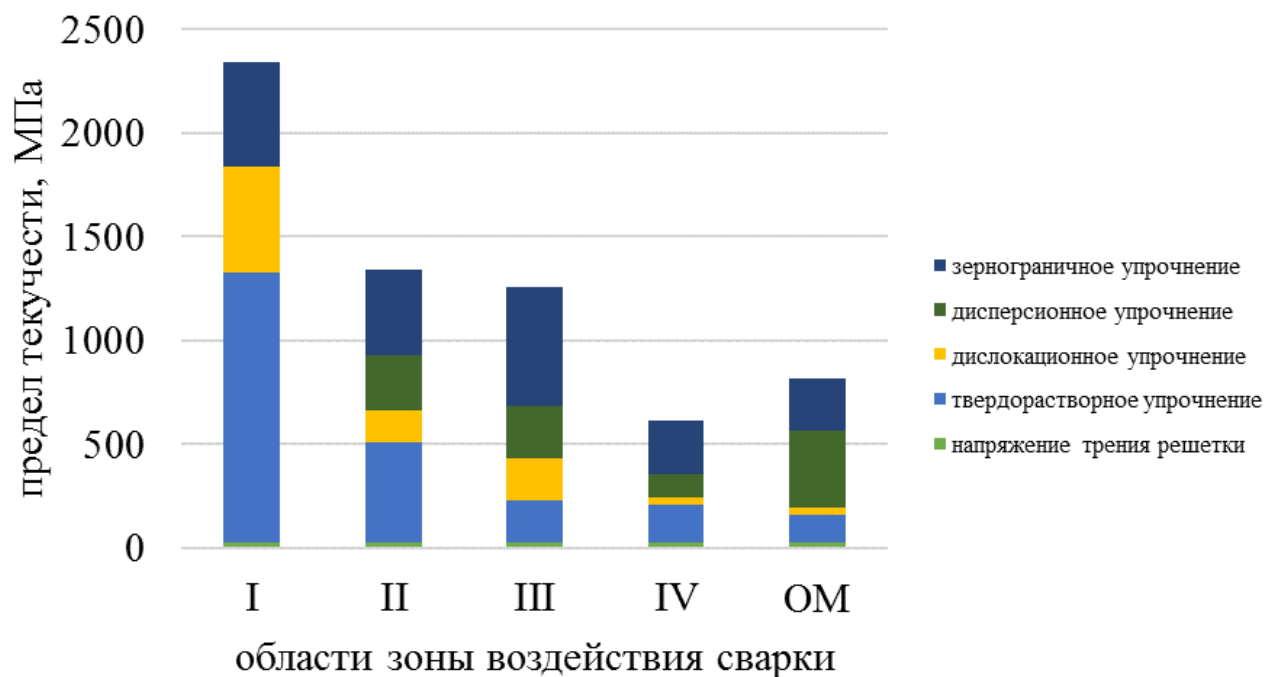


Рисунок 4.48 – Количественная оценка предела текучести в различных областях ЗВС стали 30ХГСА: а) в исходном состоянии; б) после отпуска

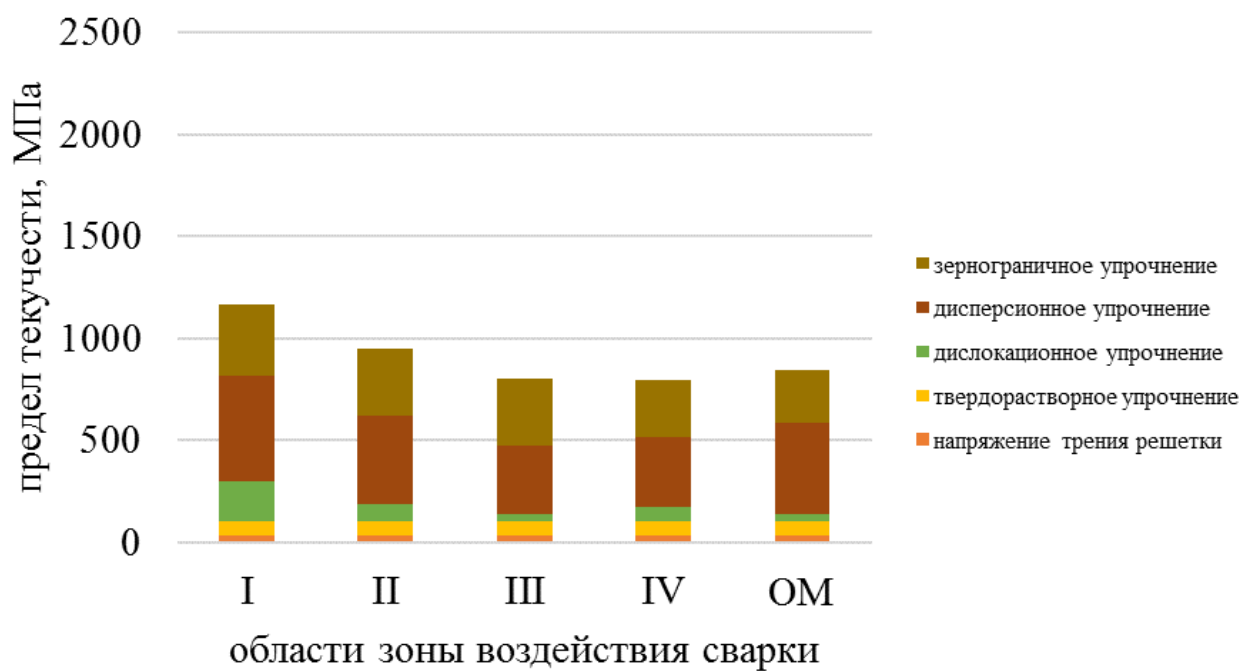
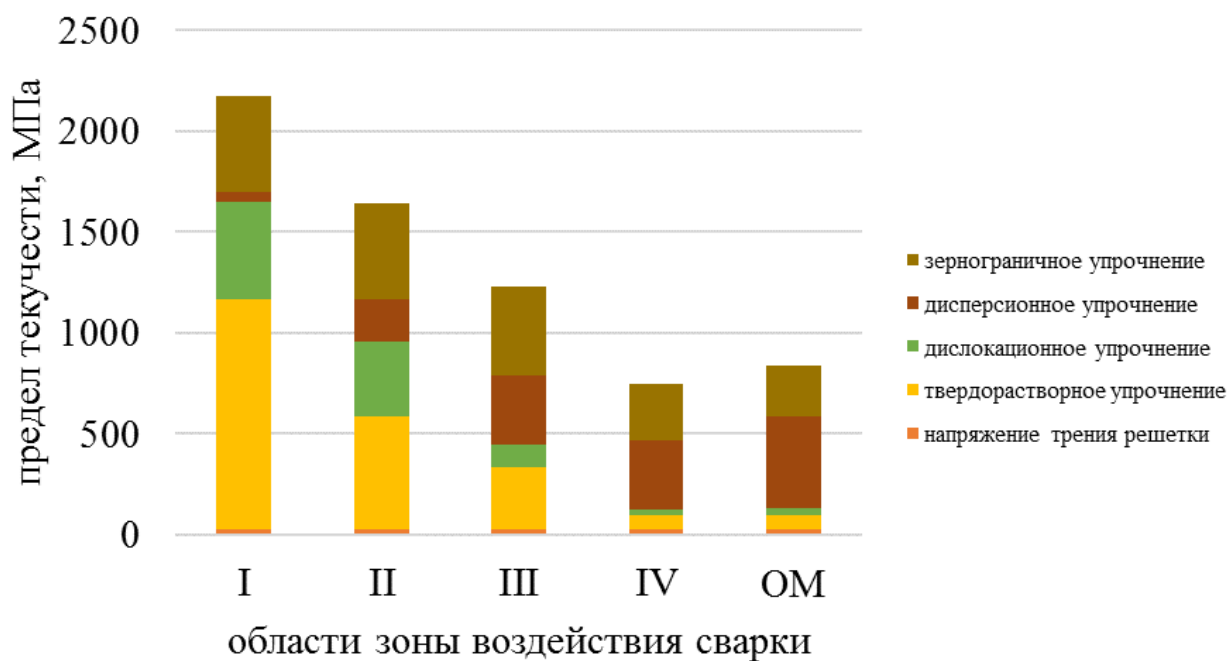


Рисунок 4.49 – Количественная оценка предела текучести в различных областях ЗВС стали 32ХГМА: а) в исходном состоянии; б) после отпуска

Предположительно в начале растяжения пластические деформации сосредотачиваются в наиболее протяженных областях I и II. Влияние отпуска на соединение сталей 32Г2-40ХН2МА отражается в интенсивном разупрочнении всей ЗВС стали 32Г2 за счет снижения вкладов зернограницного и дислокационного упрочнения, что объясняет ускоренную локализацию деформации в данной области и снижение механических свойств.

Проведенные расчеты внесли ясность в понимание причины склонности соединения сталей 32Г2-40ХН2МА к разрушению в зоне стыка. При формировании грубой бейнитной микроструктуры и снижении доли БУГ (рисунок 4.18, а) прочность данной области оказывается ниже прочности ОМ стали 32Г2, что провоцирует в ней преждевременное разрушение.

Иная картина наблюдается у сталей 30ХГСА и 32ХГМА. Наиболее упрочненной областью ЗВС данных сталей являются области I и II, обладающие преимущественно мартенситной микроструктурой. Основной вклад в прочность мартенситной микроструктуры вносит твёрдорастворное упрочнение углеродом. Область III в данных сталях также является упрочненной по отношению к основному металлу. Здесь вклад в упрочнение определяется зернограницной компонентой за счет динамической рекристаллизации и твердорастворной, за счет образования отдельных мартенситных зерен. Зона термического влияния с полигонизованными участками феррита несколько разупрочнена по отношению к основному металлу. Несмотря на это, она не оказывает влияния на пластическое поведение сварного соединения ввиду ее узкой протяженности (около 50 мкм) и отсутствия возможности развития пластической деформации. Генерируемые в данной области дислокации быстро встречают на своем пути упрочненные области, служащие барьером.

Послесварочный отпуск выравнивает прочность в ЗВС, приближая ее к значениям ОМ (рисунок 4.48, б, рисунок 4.49, б). Механизмы упрочнения в различных областях компенсируют друг друга, приводя к равной прочности в различных областях сварного соединения. Вместе с тем, как показал анализ деформационного поведения, однородная микроструктура в протяженной зоне

ОМ явилась более благоприятной для развития пластической деформации с последующей локализацией и разрушением в данной области.

4.6 Выводы по разделу 4

1. Методом планирования и обработки эксперимента Бокса–Бенкена получены регрессионные модели, описывающие влияние параметров РСТ (давления нагрева и проковки, частоты вращения, осадки) на значения временного сопротивления стыка, временного сопротивления и относительного удлинения сварных соединений сталей 32Г2–40ХН2МА, 32ХГМА–40ХН2МА и 30ХГСА–40ХМФА. Определены оптимальные диапазоны режимов, обеспечивающие наилучшее сочетание прочности и пластичности.

2. По картам Парето установлены параметры, оказывающие доминирующее влияние на прочность и пластичность сварных соединений. Для соединений 32ХГМА–40ХН2МА и 30ХГСА–40ХМФА основное влияние на прочность стыка оказывает давление проковки, тогда как для пары 32Г2–40ХН2МА – частота вращения. Давление при трении является главным параметром, определяющим интегральную прочность и пластичность всех исследованных соединений.

3. Механические свойства сварных соединений и закономерности их пластического деформирования при растяжении определяются вкладом механизмов упрочнения в характерных областях зоны воздействия сварки и протяженностью разупрочненных прослоек, которые зависят от химического состава сталей и режимов сварки. Стали с бейнитной прокаливаемостью склонны к хрупкому разрушению по стыку или зоне рекристаллизации из-за их меньшей прочности по сравнению с основным металлом. Повышение степени деформации при сварке позволяет увеличить прочность этих зон за счет зернограницного и дислокационного упрочнения. Стали с мартенситной или мартенсито-бейнитной прокаливаемостью имеют более высокую прочность в

зоне термомеханического влияния и менее чувствительны к режимам сварки. Однако при развитии полигонизации в периферийных областях зоны термомеханического влияния возможно образование разупрочненной прослойки с локализацией пластической деформации при растяжении в данной области. Блокирование деформации в этом случае обеспечивается двухкомпонентной мелкозернистой структурой, содержащей мартенситные зерна и рекристаллизованный феррит с высокой плотностью дислокаций.

4. Послесварочный отпуск негативно влияет на свойства соединений сталей с бейнитной прокаливаемостью, снижая вклад дислокационного и зернограничного упрочнения. Для сталей с мартенситной и мартенсито-бейнитной прокаливаемостью отпуск может применяться без значимой потери механических свойств и изменения характера пластической деформации.

5 УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В данном разделе представлены результаты исследований механического поведения при усталостном нагружении сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА, 32ХГМА-40ХН2МА и 30ХГСА-40ХМФА в сравнении с монолитными образцами наименее прочных из сопрягаемых сталей. Сварные соединения из указанных сталей были получены при режимах, обеспечивающих локализацию деформации при растяжении в зоне ОМ. Произведена оценка влияния послесварочного отпуска на усталостную прочность и механизм разрушения сварных соединений с учетом данных о распределении остаточных напряжений. Исследования выполнялись совместно с Атамашкиным А.С., Исаевой А.В., Кузьминой Е.А., Гладковским С.В., Веселовой В.Е. Результаты исследований опубликованы в работах [228-230]. Доля личного вклада составляет 50 %.

Исследование усталостной прочности сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА осуществлялось по схеме изгиба с вращением на цилиндрических образцах, принадлежащих типу II согласно ГОСТ 25.502. Образцы были вырезаны методом электроэрозионной резки из стенки трубы со сварным швом и имели диаметр рабочей части 5 мм, длину рабочей части 50 мм, диаметр захватной части 7,5 мм (рисунок 5.1). Таким образом, рабочая часть образцов содержала все микроструктурные области сварного соединения, включая зону основного металла. Часть образцов со сварным соединением были подвергнуты послесварочному отпуску в лабораторной печи SNOL при температуре 550 °С в течение 1 часа.

Испытания в условиях многоциклового усталости проводили на испытательной машине с двухопорным креплением вращающегося образца при действии постоянного крутящего и изгибающего момента в рабочей части (рисунок 5.2). Такая схема нагружения позволяет выявить наиболее слабые участки в образце со сварным соединением, так как нагрузка распределяется

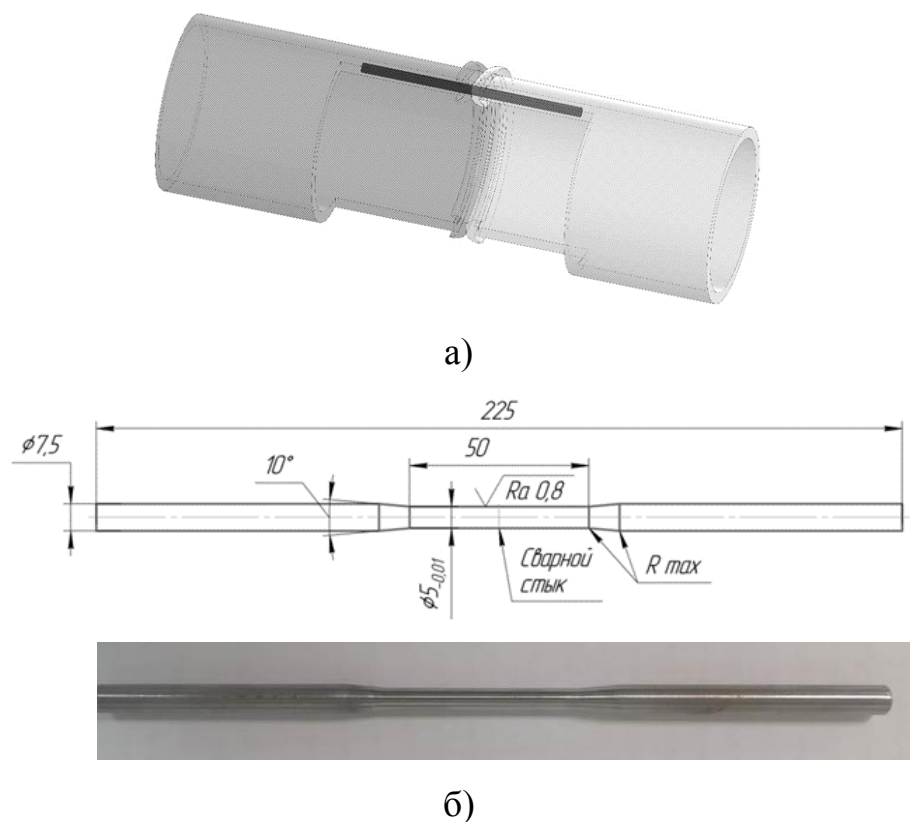
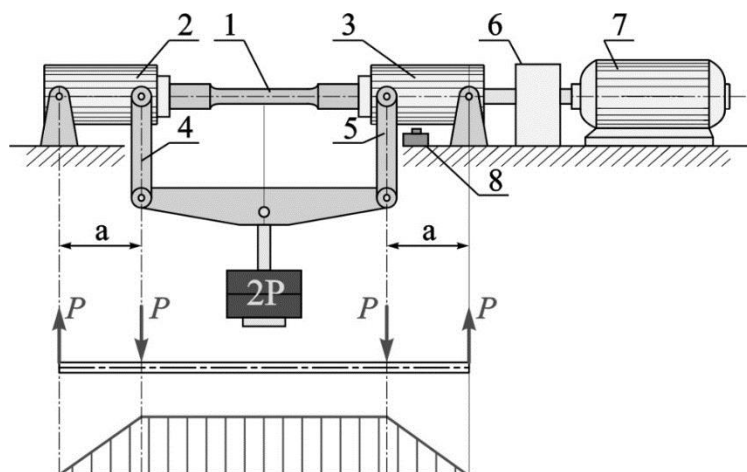


Рисунок 5.1 – Схема вырезки образца из трубы со сварным швом (а) и образец со сварным соединением для испытаний на усталость II тип, ГОСТ 25.502 (б)



1 – образец; 2, 3 – захваты шпинделей; 4, 5 – серьги, передающие усилие к образцу; 6 – счетчик; 7 – электродвигатель; 8 – контакт для автоматического отключения двигателя в случае поломки образца

Рисунок 5.2 – Машина для испытаний на усталость при постоянном моменте вращающегося образца

равномерно по всей длине рабочей части. В процессе испытаний воспроизводится 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. Изначально все образцы испытывались при напряжениях приблизительно 0,7 от предела прочности наименее прочной из приваренных сталей и определялось количество циклов до разрушения. Напряжение ступенчато снижали до значения, при котором образец выдерживал базовое число циклов (10^7) без разрушения. Для каждого уровня напряжения испытывали по три образца. Общее количество образцов для построения одной кривой усталости составило не менее 18.

Ввиду ограниченности стенки трубных заготовок со сварным соединением из сталей 30ХГСА-40ХМФА (4 мм) цилиндрические образцы изготовить из них не представилось возможным. Образцы из указанного сочетания сталей были испытаны в условиях малоциклового усталости на универсальной испытательной машине INSTRON 8801 по схеме знакопеременного растяжения-сжатия с коэффициентом асимметрии цикла $R=-1$ и частотой нагружения 5 Гц. Типоразмер образцов для усталостных испытаний металла основы и сварных соединений приведен на рисунке 5.3. При этом форма использованного образца соответствовала типу III по ГОСТ 25.509-79, а размеры были скорректированы для обеспечения его устойчивости при знакопеременном циклическом нагружении при повышенных нагрузках. Для построения кривой ограниченной выносливости испытывались по 3 образца для заданного напряжения.

Фрактографический анализ разрушенных образцов производили на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU, J JEOL-JSM 6000 и OLYMPUS DSX-1000.

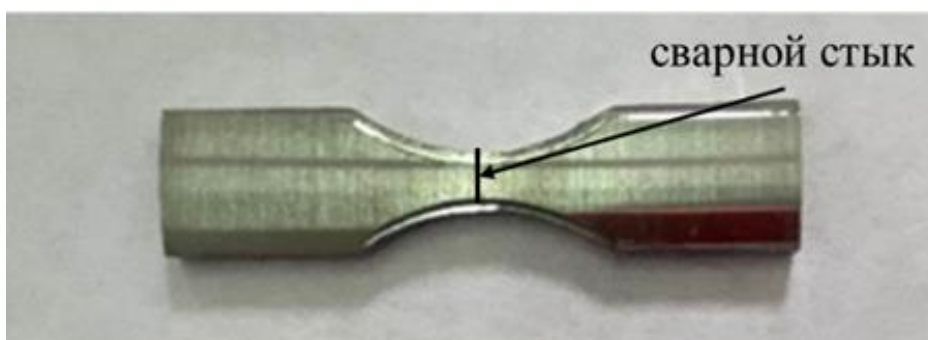
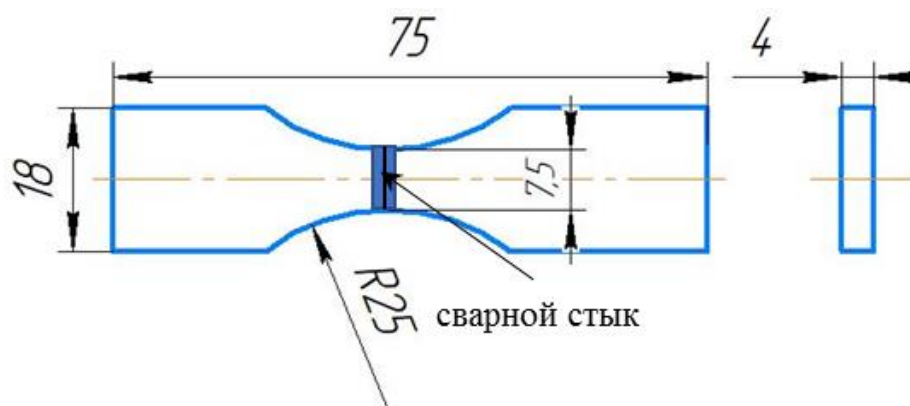


Рисунок 5.3 – Образец со сварным соединением для испытаний на усталость

Остаточные напряжения в сварных соединениях определялись в Институте машиноведения УрО РАН в лаборатории деформирования и разрушения методом $\sin^2\psi$ на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в монохроматическом $K\alpha$ -излучении хрома (ψ — угол между нормалью к отражающим плоскостям Брэгга и нормалью к поверхности образца). В методе $\sin^2\psi$ асимметричное сканирование проводилось таким образом, чтобы нормаль к отражающим плоскостям была ориентирована под углом к поверхности образца с полярными углами азимутального вращения ϕ и наклона ψ . Исследование проводилось в ЗВС и прилегающей области основного металла в продольном направлении с шагом 2,5 мм. Радиус гониометра составлял 185 мм, скорость съемки — 0,5°/мин, шаг — 0,01°. Спектры регистрировались в режиме непрерывного сканирования при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе нагрева 30 мА.

Остаточные напряжения измеряли на поверхности образцов, с которой получали изображения микроструктуры, при аксиальном перемещении по сварному шву. Исследованию подвергались три идентичных образца, с получением среднего значения напряжений в соответствующих зонах. Пробоподготовка образцов для исследований остаточных напряжений заключалась в шлифовке и электролитической полировке. В ходе электролитической полировки удалялся слой толщиной около 20 мкм.

Рентгенограммы получали для рефлекса (211) при симметричном положении образца ($\psi=0^\circ$) и асимметричном положении ($\psi=15, 30, 45^\circ$). Измеряли положение линии, рассчитывали параметры решетки a_ψ и получали зависимости a_ψ от $\sin^2\psi$. С помощью метода наименьших квадратов был определен тангенс угла наклона линии, а значение остаточного напряжения было рассчитано по формуле:

$$\sigma_\psi = \operatorname{tg} \alpha \cdot \left[\frac{E}{1 + \nu} \right]_{hkl} \cdot \frac{1}{a_0}, \quad (5.1)$$

где $E/(1+\nu)$ – рентгеновская упругая постоянная,

a_0 – межплоскостное расстояние для отражающей плоскости при угле наклона $\psi = 0^\circ$.

Для расчета остаточных напряжений значения упругих постоянных составили: модуль Юнга $E=210000$ МПа и коэффициент Пуассона $\nu = 0,28$ [231].

В работе была произведена коррекция с использованием внешнего стандарта (порошок Si 215-21723 «SHIMADZU»), благодаря чему погрешность была уменьшена до инструментальной погрешности $\pm 0,001^\circ$ или для параметра решетки $\pm 0,0001$ [Å], что составило приблизительно 20 МПа.

Исследование микроструктуры и построение панорамных изображений сварных соединений после испытаний на усталость проводили в соответствии с методиками, изложенными в разделах 3 и 5 диссертации.

5.1 Усталостная прочность и механизм разрушения сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА при изгибе с вращением

5.1.1 Кривые σ -N

На рисунках 5.4, 5.5 показаны σ -N кривые сварных соединений в сравнении с базовым металлом. Уравнения, описывающие левую часть кривых, следующие:

для сварного соединения 32Г2-40ХН2МА

$$\sigma_a = -23,17 \ln N + 463,45, \text{ погрешность уравнения } \delta = 4,9 \%;$$

для сварного соединения 32Г2-40ХН2МА после отпуска

$$\sigma_a = -36,65 \ln N + 423,0, \text{ погрешность уравнения } \delta = 5,2 \%;$$

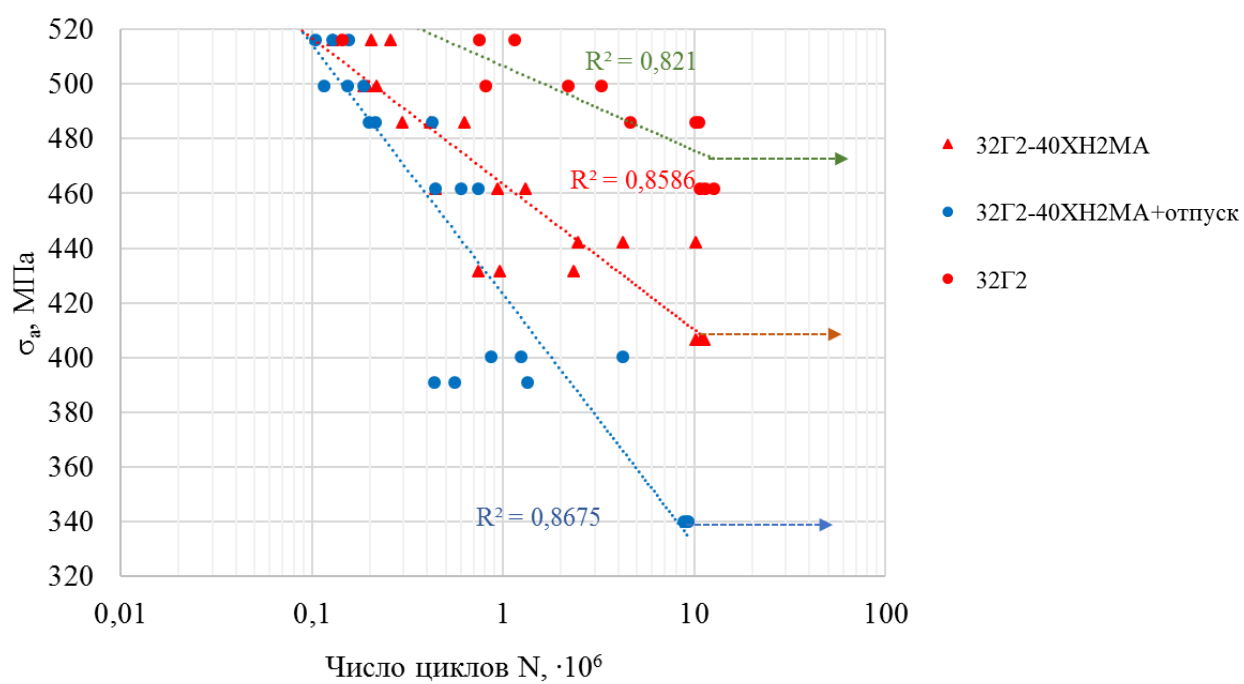


Рисунок 5.4 – Кривые усталости сварных соединений 32Г2-40ХН2МА и базовой стали 32Г2

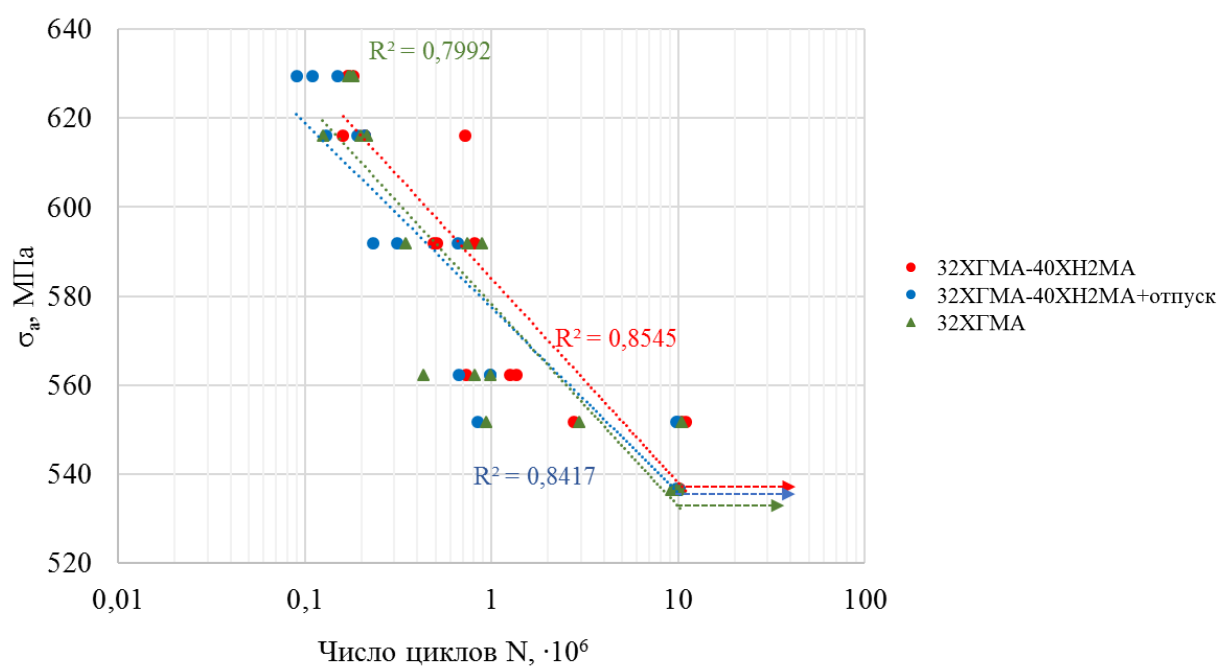


Рисунок 5.5 – Кривые усталости сварных соединений 32ХГМА-40ХН2МА и базовой стали 32ХГМА

для базовой стали 32Г2

$$\sigma_a = -13,4 \ln N + 506,6, \text{ погрешность уравнения } \delta = 7,8 \%;$$

для сварного соединения 32ХГМА-40ХН2МА

$$\sigma_a = -19,93 \ln N + 583,92, \text{ погрешность уравнения } \delta = 7,6 \%;$$

для сварного соединения 32ХГМА-40ХН2МА после отпуска

$$\sigma_a = -18,99 \ln N + 577,37, \text{ погрешность уравнения } \delta = 8,1 \%;$$

для базовой стали 32ХГМА

$$\sigma_a = -19,76 \ln N + 578,18, \text{ погрешность уравнения } \delta = 12,2 \%$$

Анализ данных по выносливости сварных соединений выявил существенные различия между двумя комбинациями сталей. Для пары 32Г2-40ХН2МА предел выносливости сварного шва без термической обработки составляет 410 ± 20 МПа. В результате отпуска данная характеристика падает до 339 ± 18 МПа. Это значительно уступает показателям исходной стали 32Г2 (476 ± 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.

В то же время, сварные соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА демонстрируют предел выносливости 538 ± 41 МПа, который практически не изменяется после отпуска (534 ± 43 МПа). Эти значения находятся на одном уровне с пределом выносливости базовой стали 32ХГМА (532 ± 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.

5.1.2 Остаточные напряжения

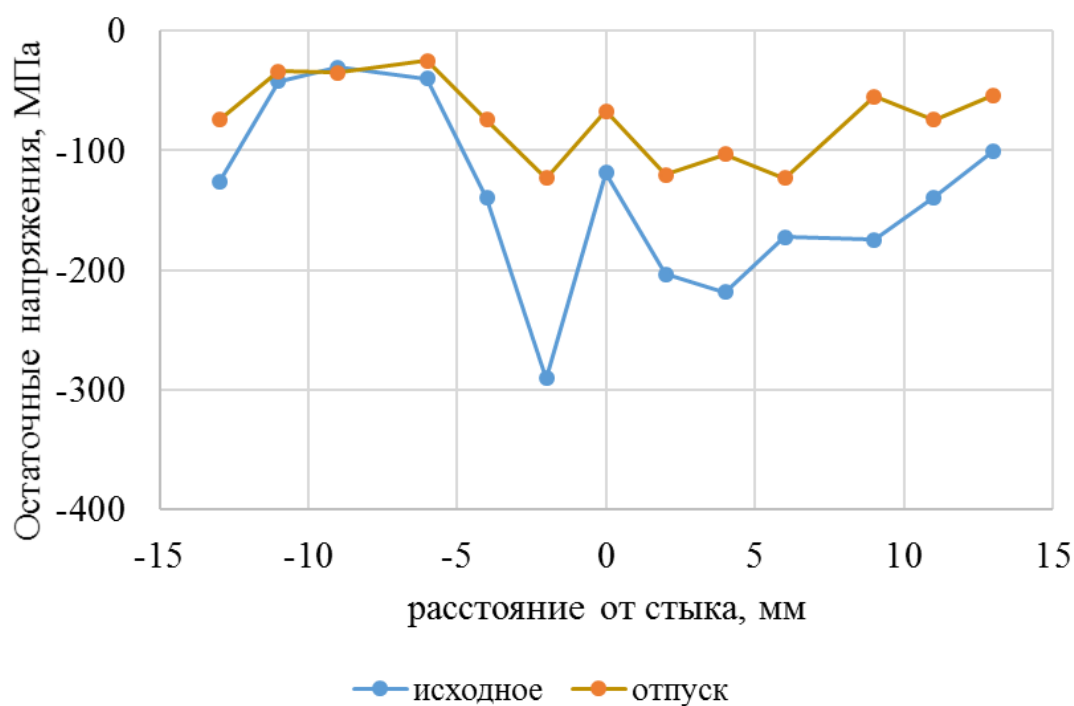
На рисунке 5.6 приведены профили распределения остаточных напряжений в сварных соединениях исследуемых сталей.

Из полученных результатов видно, что профили напряжений в соединениях сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА без применения отпуска отличаются. В соединении 32Г2-40ХН2МА в зоне сварочного воздействия возникли только сжимающие напряжения, достигшие по величине -290 МПа в ЗТМВ стали 32Г2 (рисунок 5.6, а). По мере приближения к зоне основного металла остаточные напряжения стремятся к нулю. Полученные данные распределения остаточных напряжений в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА согласуются с ранее полученными результатами в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН [232].

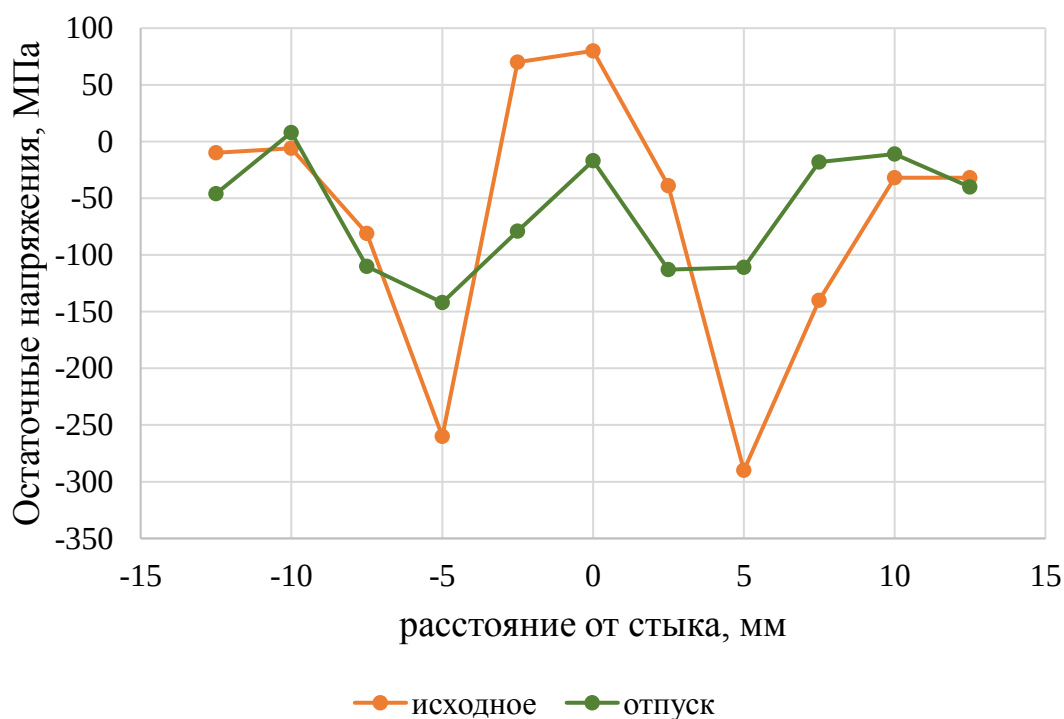
В сварном соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА в зоне стыка наблюдаются остаточные растягивающие напряжения, достигшие значения 80 МПа (рисунок 5.6, б). При удалении от зоны сварного стыка напряжения меняют свой знак на сжимающие. Максимальные сжимающие напряжения -290 МПа регистрируются на расстоянии 5 мм от сварного шва в стали 40ХН2МА. На расстоянии 10 мм от сварного стыка остаточные напряжения, аналогично, как и у сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, приближаются к нулю.

Возникновение остаточных напряжений в сварных соединениях связано с действием внешних сжимающих сил и мартенситным превращением, сопровождающимся увеличением удельного объема [233]. Асимметричный характер распределения остаточных напряжений, вероятно, обусловлен неодновременностью $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в сталях из-за различия в их химическом составе.

В результате отпуска при температуре 550 °С растягивающие напряжения в сварном соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА полностью релаксируют, а сжимающие частично, как в сталях 32Г2-40ХН2МА. Наибольшее сжимающее



а)



б)

Рисунок 5.6 – Профили распределения остаточных напряжений в сварных соединениях: а) 32Г2-40ХН2МА; б) 32ХГМА-40ХН2МА

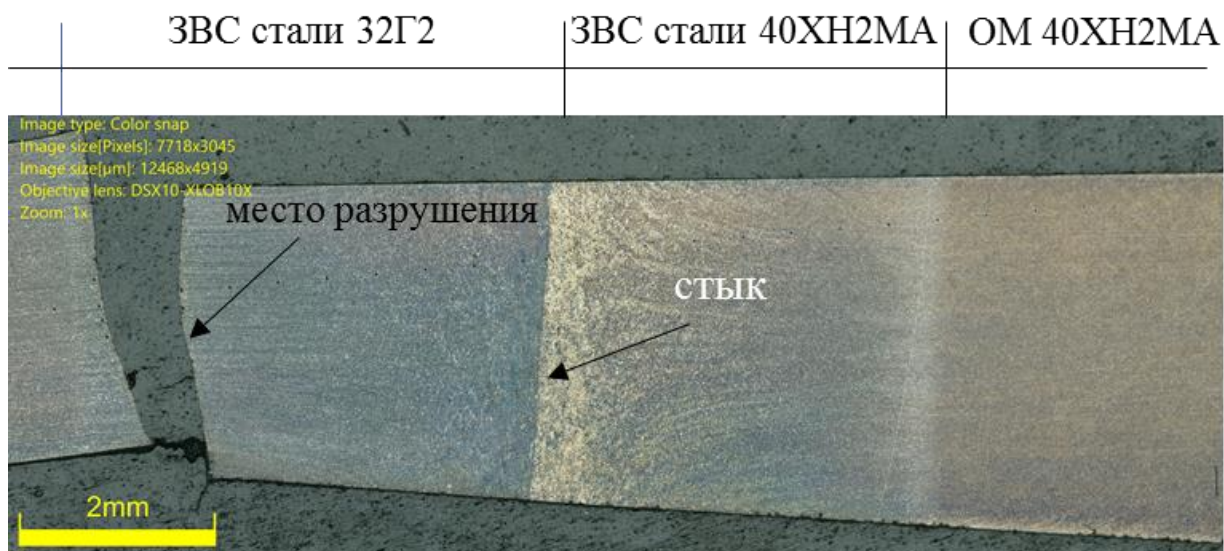
напряжения в соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА после отпуска составляет -142 МПа, в соединении 32Г2-40ХН2МА – -116 МПа.

Известно, что наиболее опасными с точки зрения конструкционной прочности, являются растягивающие напряжения [234]. Сравнивая профили остаточных напряжений в сварных соединениях среднеуглеродистых сталей, полученных РСТ с другими видами сварки, можно отметить, что при РСТ преобладают сжимающие напряжения в ЗВС. При сварке плавлением наблюдается наибольший уровень растягивающих напряжений в зоне шва [235]. При сварке трением с перемешиванием общий уровень растягивающих напряжений меньше, чем при сварке плавлением, однако их протяженность в центральной области сварного шва превышает 20 мм [236]. В случае сварного соединения, полученного РСТ, уровень растягивающих напряжений достаточно низкий, а общая протяженность зоны возникновения растягивающих напряжений не превышает 5 мм.

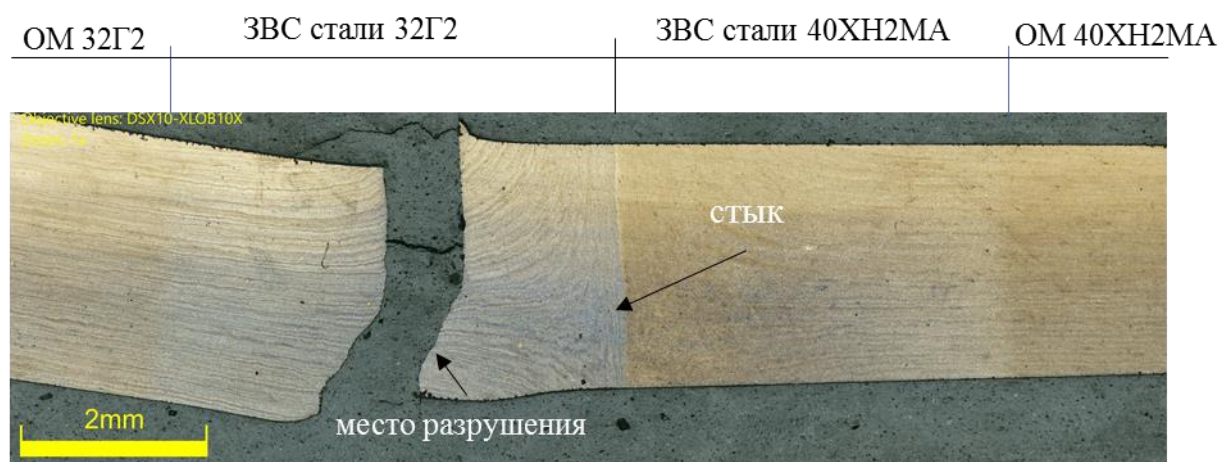
5.1.3 Анализ механизма и траектории распространения усталостной трещины

На рисунках 5.7-5.9 представлены панорамные изображения разрушенных образцов, иллюстрирующие место зарождения и распространения усталостной трещины. Характерно, что сварные соединения сталей 32Г2-40ХН2МА в 100 % случаев разрушались в периферийном участке области III (рекристаллизации) ЗТМВ стали 32Г2 (рисунок 5.7, а), обладающей ультрамелкозернистой феррито-карбидной микроструктурой с высокой разориентацией субграниц. Послесварочный отпуск, приводящий к разупрочнению ЗВС в результате полигонизации, способствовал смещению места разрушения в середину ЗВС ближе к зоне сварного стыка сталей (рисунок 5.7, б).

Из представленных изображений также видно, что на начальном этапе траектория распространения усталостной трещины перпендикулярна



а)



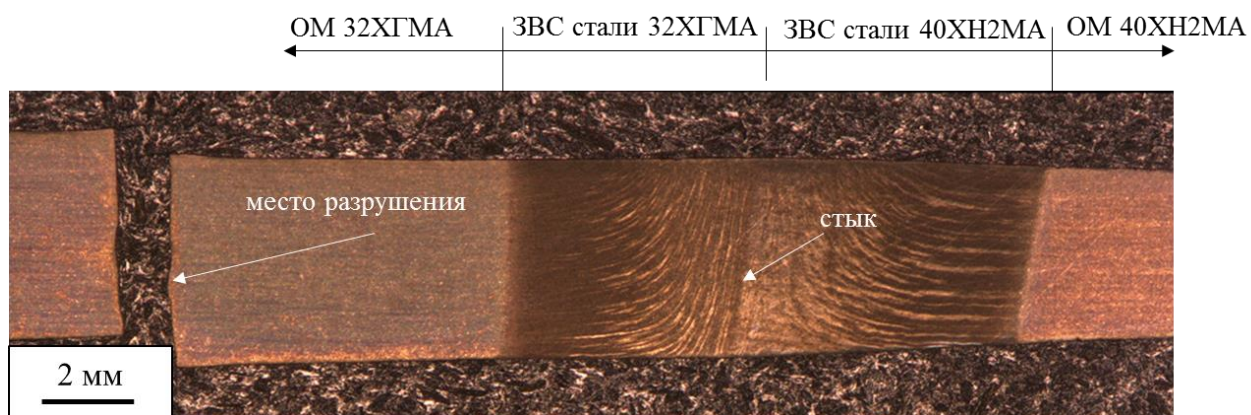
б)

Рисунок 5.7 – Микроструктура разрушенных образцов сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА после испытаний на многоцикловую усталость при изгибе с вращением: а) исходное состояние после сварки; б) после отпуска при 550 °С

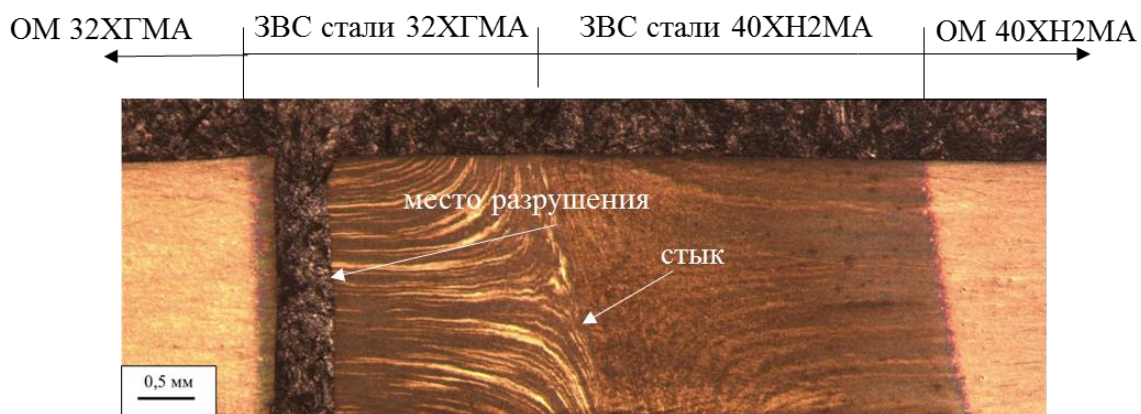
продольной оси образца. При достижении примерно около 50-60 % толщины происходит отклонение плоскости распространения усталостной трещины на определенный угол, что, по всей вероятности, соответствует переходу к стадии долома образца.

Совершенно иная картина наблюдается при анализе усталостного поведения сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА. Зарождение и распространение усталостной трещины фиксировалось преимущественно в зоне ОМ стали 32ХГМА. Из 18 испытанных образцов со сварным соединением 17 разрушились в зоне ОМ (рисунок 5.8, а), и лишь 1 в ЗТМВ стали 32ХГМА (рисунок 5.8, б). При испытании образцов сварных соединений данного сочетания сталей после отпуска 16 из 18 образцов сварных соединений разрушились в зоне ОМ стали 32ХГМА (рисунок 5.9, а), остальные 2 – в ЗТМВ данной стали (рисунок 5.9, б). Примечательно также, что траектория усталостной трещины на всех этапах ее распространения в большинстве случаев перпендикулярна продольной оси цилиндрического образца. Исключение составляют образцы, разрушившиеся в ЗТМВ после отпуска, где, аналогично, как и в стали 32Г2, на финальной стадии разрушения траектория распространения трещины меняется.

Морфология поверхности излома испытанных образцов показана на рисунках 5.10-5.16. Все изломы демонстрируют схожий механизм разрушения, состоящий из последовательных стадий зарождения трещины, ее распространения и окончательного разрушения. Зарождение трещины во всех случаях происходит на внешней поверхности образцов. В соединениях 32ХГМА-40ХН2МА в некоторых случаях наблюдаются два очага зарождения трещины, которые образуют ступени при последующем распространении и слиянии (рисунок 5.13 и 5.14). Подобный механизм разрушения зафиксирован как при зарождении трещины в основном металле стали 32ХГМА (рисунок 5.13), так и в ЗТМВ стали 32ХГМА (рисунок 5.14).

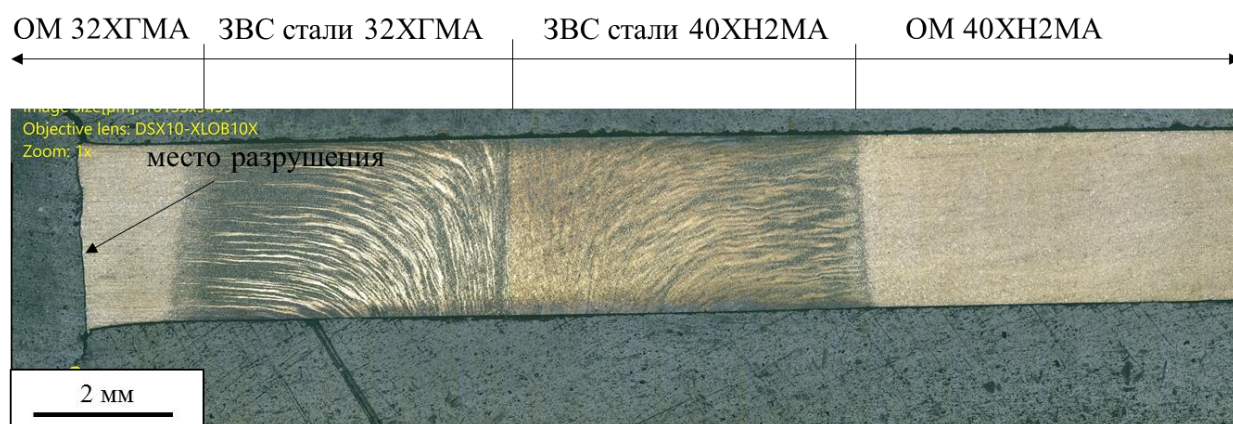


а)



б)

Рисунок 5.8 – Микроструктура разрушенных образцов сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА после испытаний на многоцикловую усталость при изгибе с вращением: а) разрушение в зоне OM стали 32ХГМА; б) разрушение в ЗТМВ стали 32ХГМА



а)



б)

Рисунок 5.9 – Микроструктура разрушенных образцов сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА после испытаний на многоцикловую усталость при изгибе с вращением. Отпуск 550 °С, 1 час: а) разрушение в зоне OM стали 32ХГМА; б) разрушение в ЗТМВ стали 32ХГМА

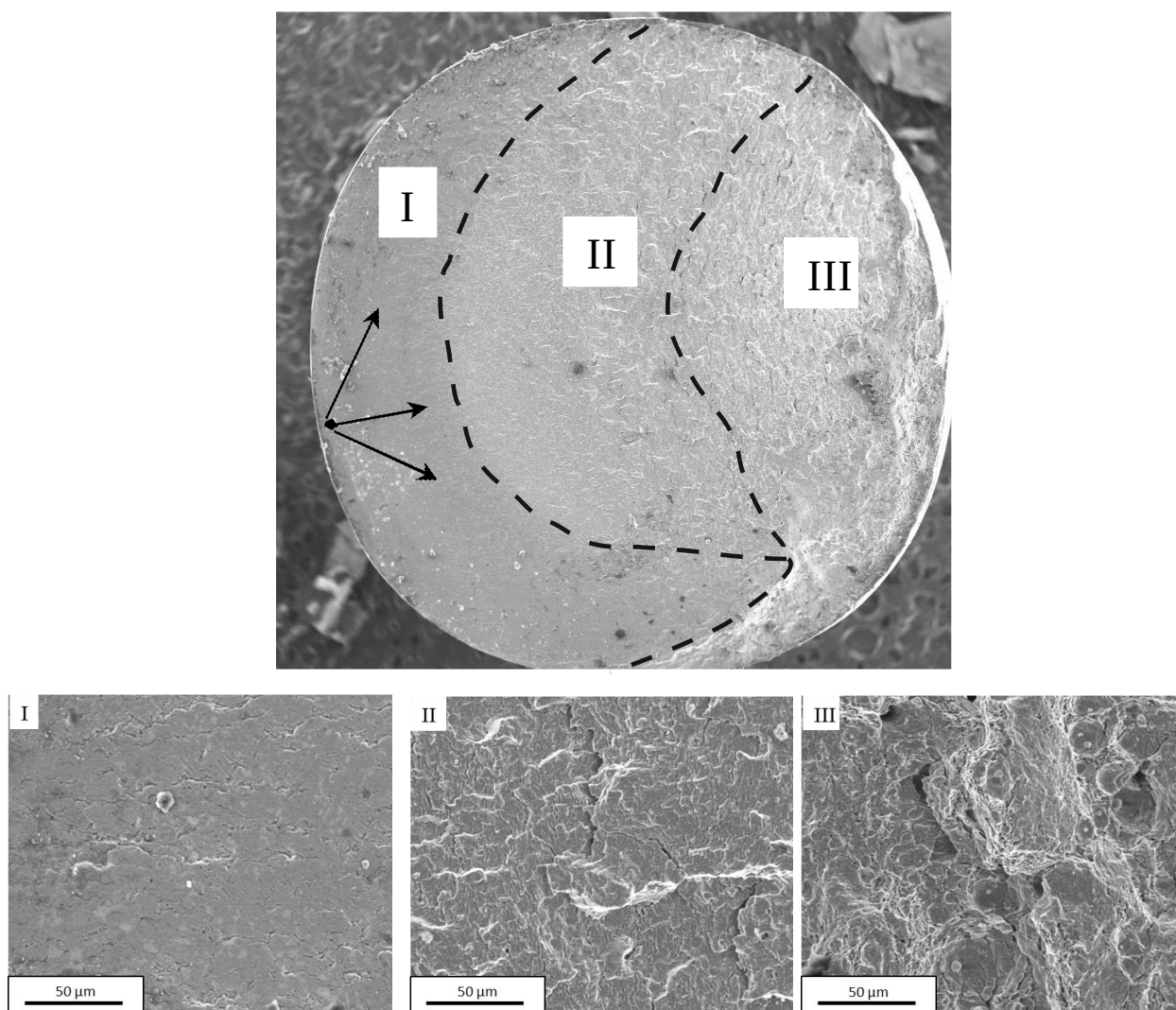


Рисунок 5.10 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32Г2-40ХН2МА. $\sigma=470$ МПа, $N=0,311 \cdot 10^6$. Место разрушения – ЗТМВ стали 32Г2. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

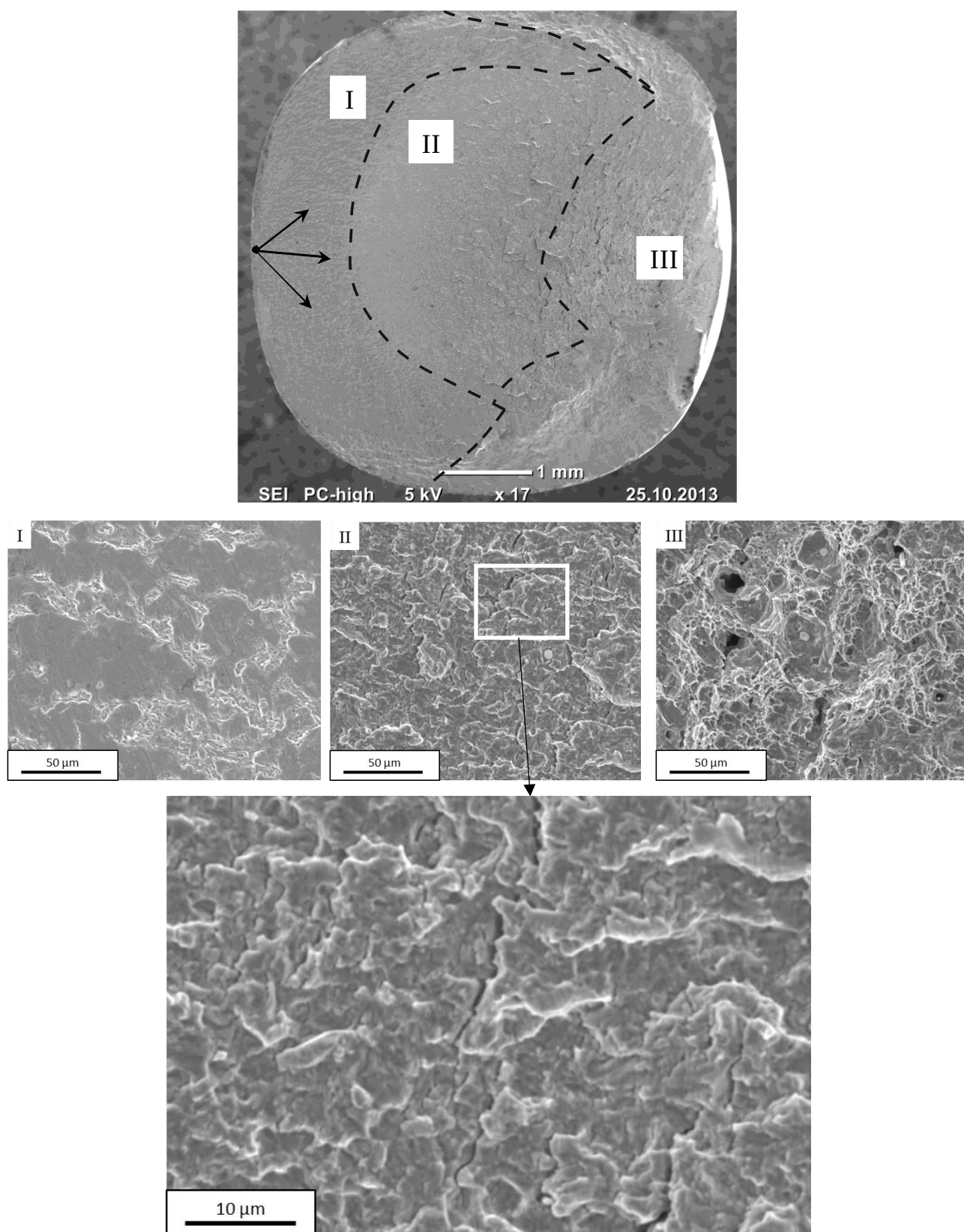


Рисунок 5.11 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32Г2-40ХН2МА. $\sigma=460$ МПа, $N=0,936 \cdot 10^6$. Место разрушения – ЗТМВ стали 32Г2. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

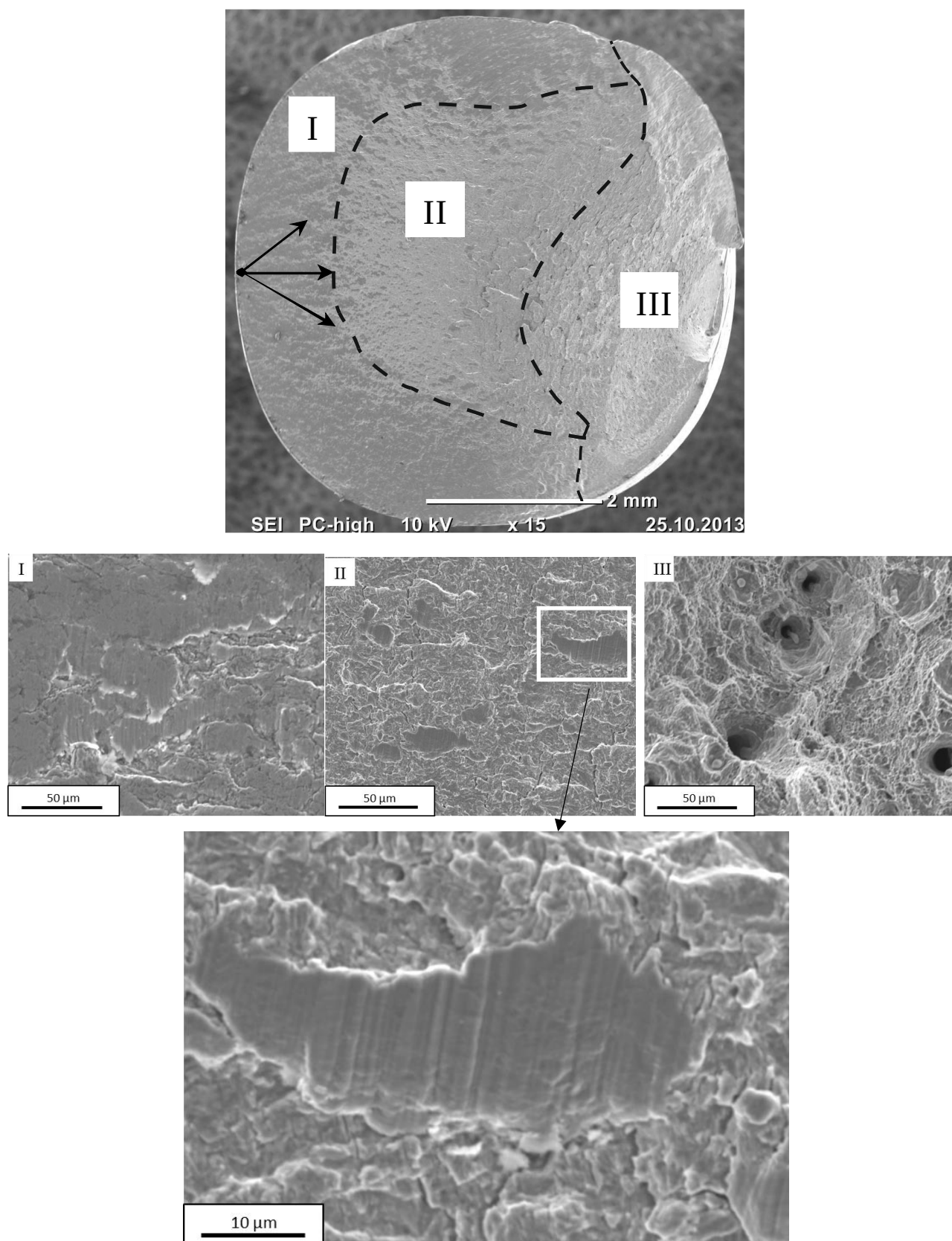


Рисунок 5.12 – Фрактограммы разрушения цельного образца из стали 32Г2. $\sigma=500$ МПа, $N=0,530 \cdot 10^6$. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

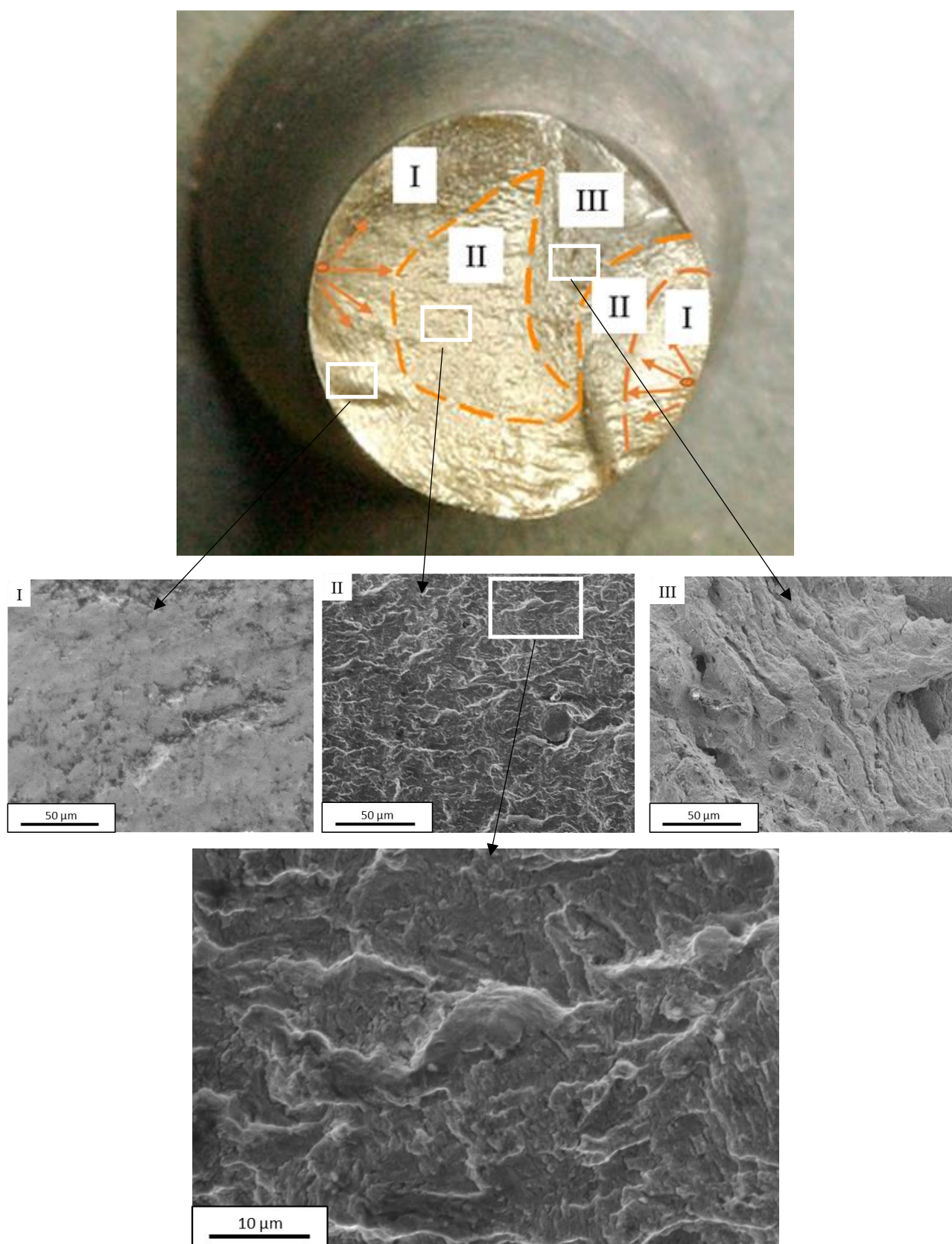


Рисунок 5.13 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32ХГМА-40ХН2МА. $\sigma=590$ МПа, $N=0,443 \cdot 10^6$. Место разрушения – ОМ стали 32ХГМА. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

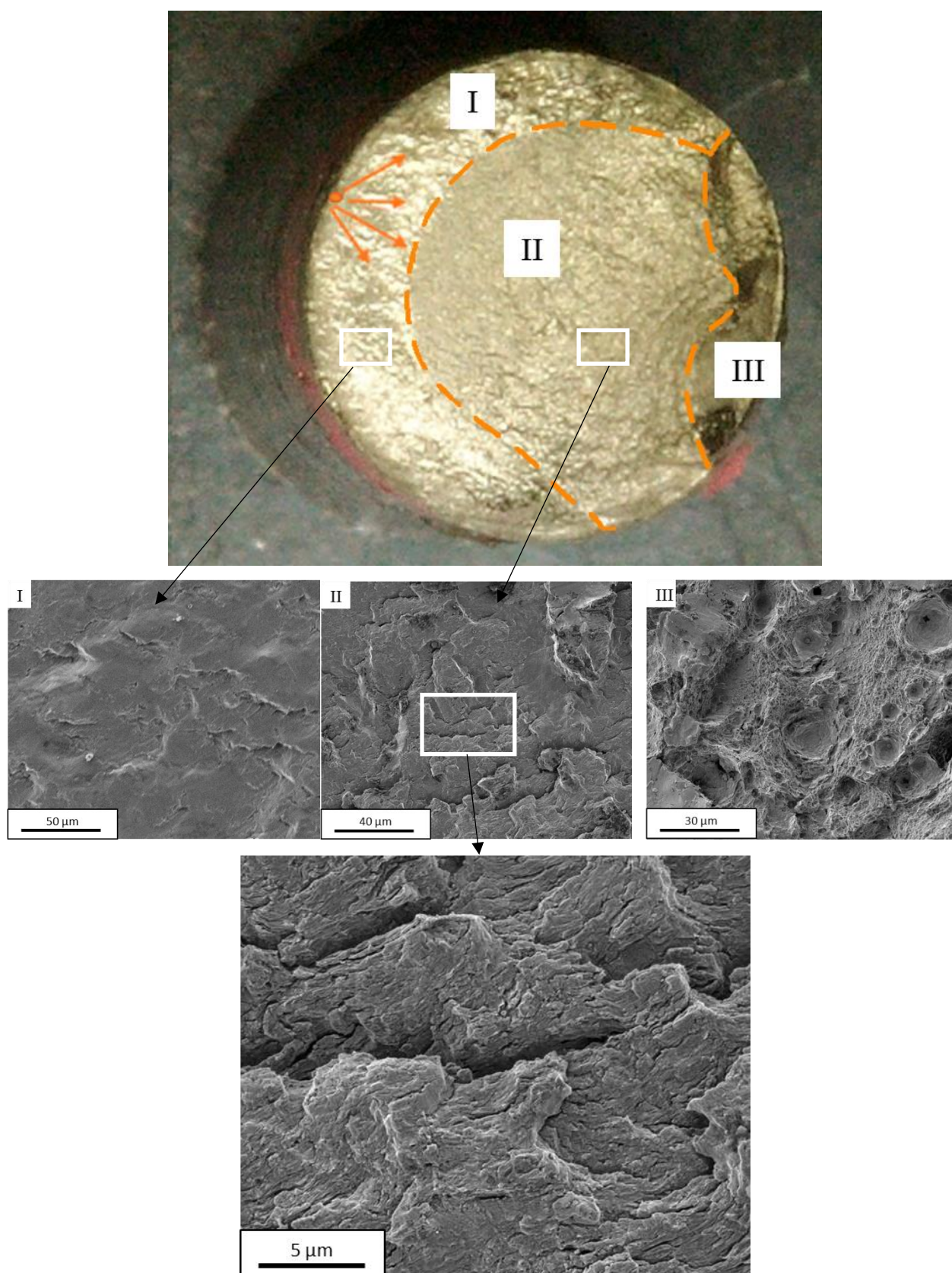


Рисунок 5.14 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32ХГМА-40ХН2МА. $\sigma=630$ МПа, $N=0,198 \cdot 10^6$. Место разрушения – ОМ стали 32ХГМА.

Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

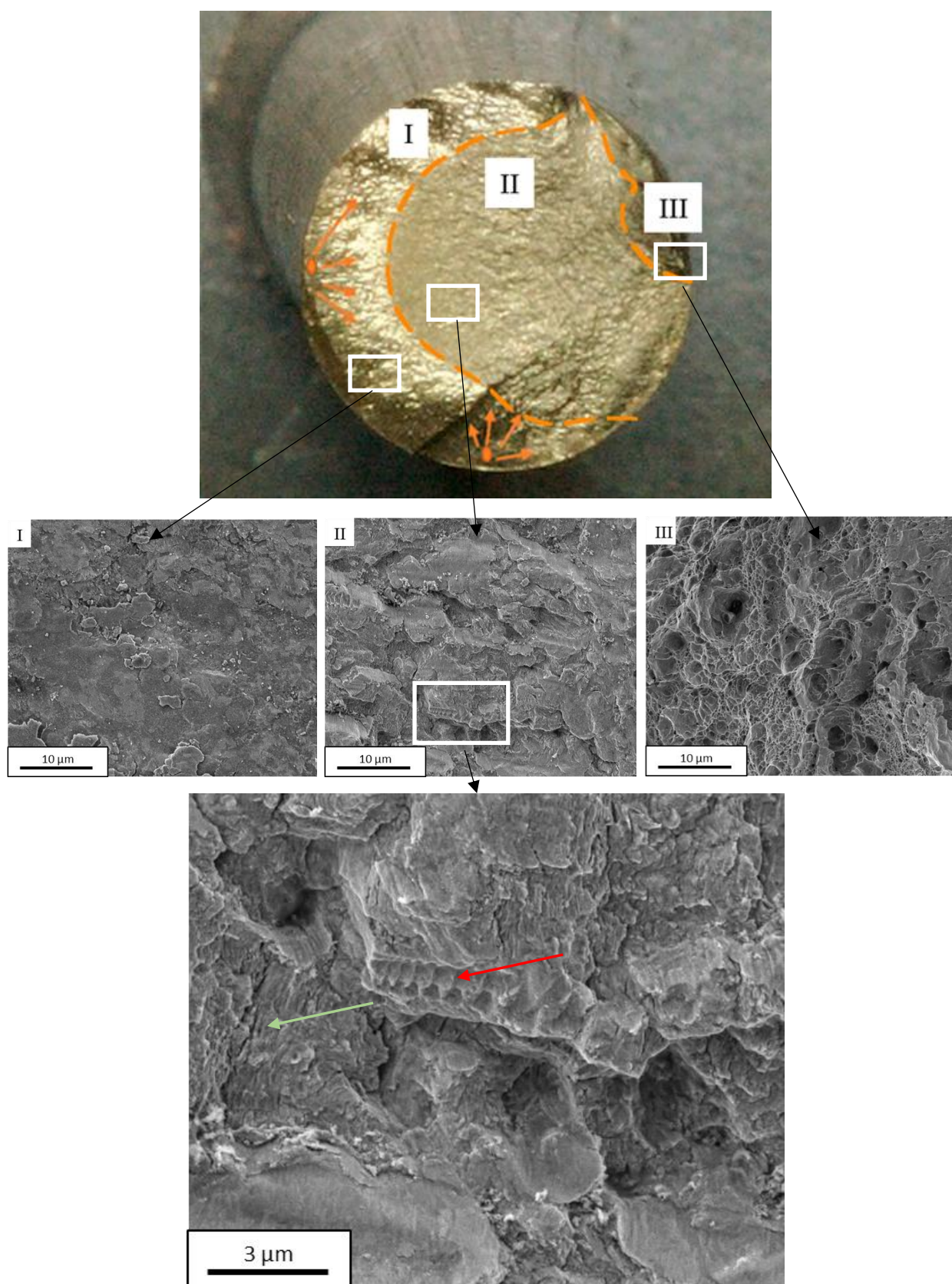


Рисунок 5.15 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32ХГМА-40ХН2МА. $\sigma=630$ МПа, $N=0,174 \cdot 10^6$. Место разрушения – ЗТМВ стали 32ХГМА. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

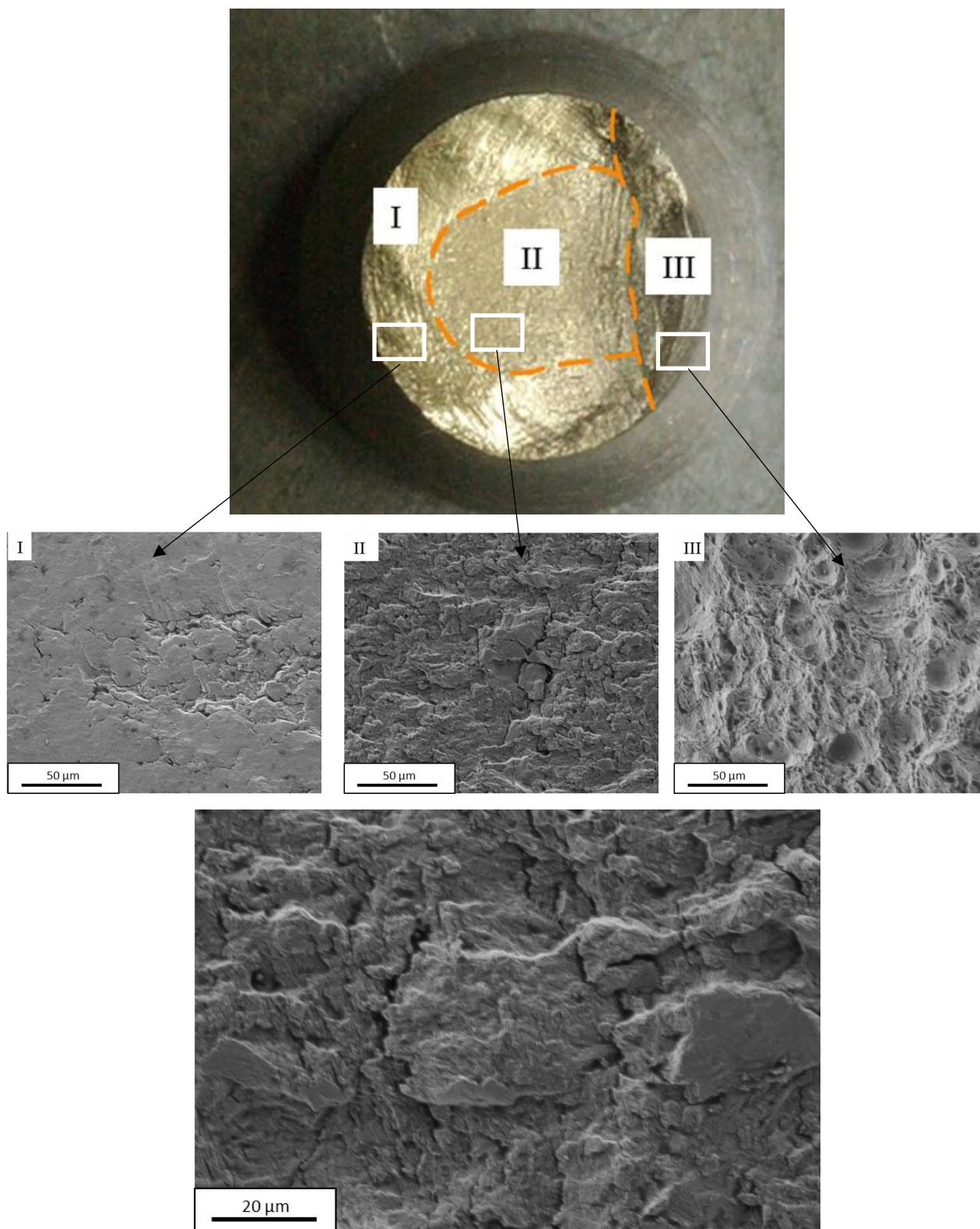


Рисунок 5.16 – Фрактограммы разрушения сварного образца 32ХГМА-40ХН2МА. $\sigma=550$ МПа, $N=0,843 \cdot 10^6$. Место разрушения – ЗТМВ стали 32ХГМА. Обозначения областей: I – область стабильного роста трещины; II – область ускоренного распространения трещины; III – область долома

Зона распространения трещины характеризуется наличием двух зон: зоны стабильного роста трещины (I) и зоны ускоренного роста трещины (II). Зона стабильного роста трещины гладкая и имеет характерный блеск, который обусловлен упрочнением при циклическом раскрытии и закрытии трещины под действием переменных изгибающих напряжений. Исследование этой зоны с помощью СЭМ показывает, что она имеет сглаженный микрорельеф, который характерен как для стали 32Г2 (рисунки 5.10-5.12), так и для стали 32ХГМА (рисунки 5.13-5.16). Зона ускоренного роста трещины характеризуется выраженной шероховатостью поверхности. По мере продвижения трещины шероховатость в зоне усталости постепенно увеличивается, что связано с увеличением уровня действующей нагрузки.

Микрорельеф в зоне II сварного соединения, разрушенного в ЗТМВ стали 32Г2, имеет слоистое строение, что указывает на распространение трещины по различным плоскостям. Усталостные бороздки в микрорельефе выражены слабо. Основную долю поверхности занимают мелкие фасетки транскристаллитного квазискола, размером от 1 до 3 мкм (рисунки 5.10, 5.11).

Распространение усталостной трещины в цельном образце из стали 32Г2 происходило с большей долей микропластической деформации (рисунки 5.12). В области II на фоне фасеток транскристаллитного скола присутствуют отдельные плоские участки (плато), на которых выявляются усталостные бороздки регулярного строения шириной несколько долей мкм.

Зона долома стали 32Г2 представляет собой совокупность ямок, вытянутых в направлении разрушения (равноосные ямки и ямки сдвига). На дне крупных ямок видны частицы неметаллических включений. Таким образом, на финальной стадии разрушение происходило полностью по вязкому механизму независимо от структурного состояния стали (отпущенная мартенсито-бейнитная смесь или ультрамелкозернистая феррито-цементная смесь). Доли характерных зон разрушения в исследуемых изломах отличаются незначительно и составляют 32-40 % для области I, 33-35 % для области II. Зона долома составляет 27-33 % от всей площади излома. Наблюдаемые соотношения

свидетельствуют об одинаковом сопротивлении материала распространению трещины как в зоне ОМ, так и в ЗТМВ стали 32Г2.

Микрорельеф зоны II при разрушении в ОМ стали 32ХГМА представлен транскристаллитным разрушением с образованием фасеток квазискола и межзеренных вторичных микротрещин, распространяющихся вглубь (рисунки 5.13, 5.14). По мере приближения к зоне долома количество и глубина вторичных микротрещин увеличиваются из-за возрастающей концентрации напряжений. Траектория развития вторичных микротрещин параллельна плоскости прокатки заготовки трубы. Образование таких трещин (расщепление) обусловлено кристаллографической текстурой исходной микроструктуры, сформированной при горячей деформации в процессе изготовления трубы, которая подробно изучена в [237, 238].

При разрушении образца в ЗТМВ стали 32ХГМА микрорельеф имеет некоторые отличия (рис. 7.14). В области I наблюдаются сколы и отслаивание отдельных фрагментов. Область II представлена микрорельефом с различными морфологическими особенностями разрушения, что обусловлено неоднородной микроструктурой в данной зоне, сочетающей отдельные мелкие зерна мартенситной (бейнитной) микроструктуры и феррито-карбидной смеси. На отдельных участках поверхности излома различимы прерывистые усталостные бороздки регулярного строения, шириной сотые доли мкм (рис. 7.14, зеленая стрелка). В некоторых участках присутствуют параллельные линии, вероятнее всего отражающие движение трещины вдоль границ пакетов мартенситной (бейнитной) микроструктуры (рис. 7.14, красная стрелка). В литературе такой микрорельеф называется псевдоборозчатым [239], который в данном случае образован сколом по границам фаз. В результате отпуска сварного соединения микрорельеф в данной области разрушения несколько изменился в сторону проявления микропластической деформации (рисунок 5.16). Исчезли участки грубого разрушения с псевдоборозчатым микрорельефом, а усталостные бороздки стали более отчетливыми.

В зоне долома стали 32ХГМА видны многочисленные углубления (ямки), глубина которых зависит от размера карбидов и включений, послуживших центрами образования пор. На дне крупных ямок видны крупные частицы неметаллических включений (рисунок 5.14). При разрушении в ЗТМВ эта область излома имеет более мелкоямочный однородный микрорельеф (рисунки 5.15, 5.16).

Следует отметить, что доли характерных зон разрушения усталостных изломов сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА в диапазоне амплитуд напряжений 590-630 МПа составляют около 39-48 % для зоны I и 35-53% для зоны II. Зона III во всех случаях не превышает 16 % от общей площади излома, что свидетельствует о более высокой устойчивости к распространению трещины в стали 32ХГМА по сравнению со сталью 32Г2.

5.2 Усталостная прочность и механизм разрушения сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА при растяжении-сжатии

На рисунке 5.17 приведены кривые ограниченной выносливости сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА и стали 30ХГСА, полученные при испытании в условиях циклического растяжения-сжатия.

Сравнительный анализ кривых ограниченной выносливости показал, что сварное соединение и сталь 30ХГСА имеют очень близкие характеристики. В диапазоне малоциклового усталости ($N < 1000$) сталь 30ХГСА демонстрирует лишь небольшое преимущество в сопротивлении, однако при многоциклового усталости их усредненные показатели усталостной прочности совпадают. Важной особенностью является то, что при циклическом нагружении разрушение сварных соединений происходит как в основном металле 30ХГСА, так и в ЗТМВ стали 30ХГСА, независимо от приложенных напряжений, что указывает на равнопрочность этих зон.

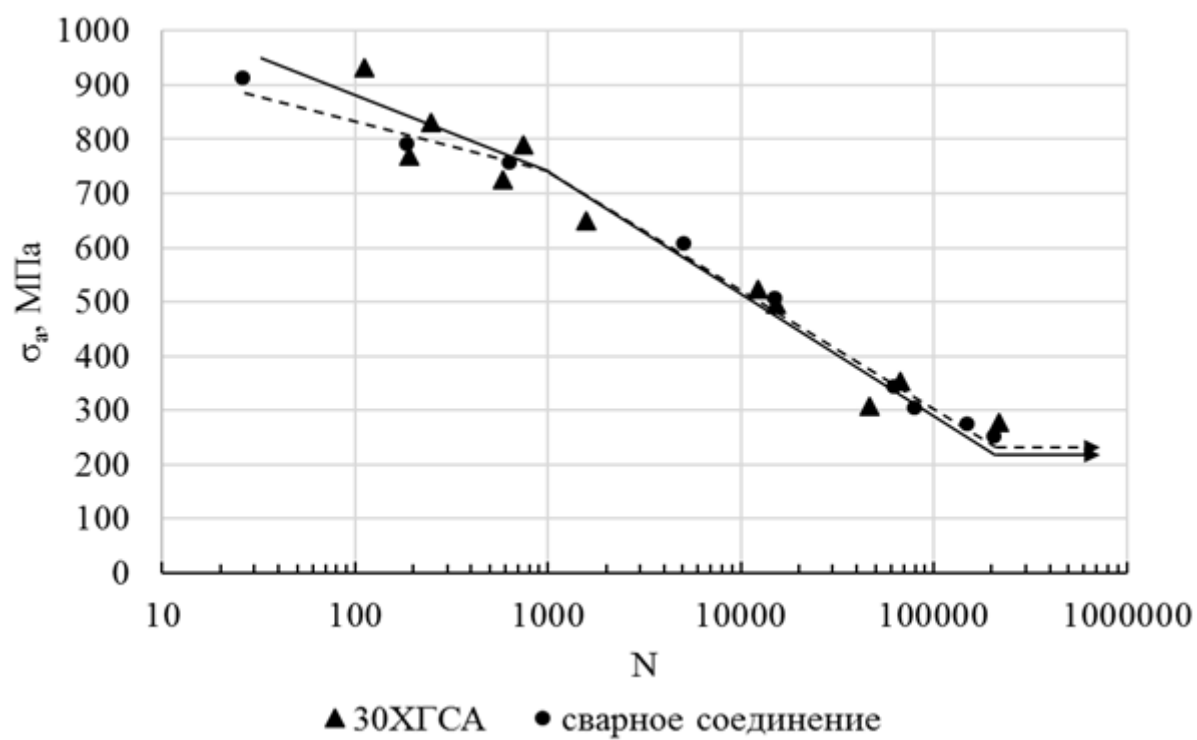


Рисунок 5.17 – Кривые ограниченной выносливости стали 30ХГСА и сварного соединения сталей 30ХГСА–40ХМФА

На рисунках 5.18 и 5.19 показана морфология поверхности разрушения образцов сварных соединений и стали 30ХГСА, полученных при различных уровнях амплитудного напряжения.

Поверхность разрушения всех исследуемых образцов представляет собой типичный усталостный излом, в котором различаются зона зарождения и развития усталостной трещины (участок 1), а также зона долома (участок 2). Зона усталости во всех образцах сварных соединений составляет от 65 до 75 %, что указывает на высокое сопротивление материала распространению трещины. При этом зарождение усталостной трещины осуществлялось с поверхности образцов, на внутренней поверхности трубной заготовки.

Видно, что при разрушении в области напряжений $\pm 495\text{--}508$ МПа в строении изломов сварных соединений и основного металла стали 30ХГСА наблюдаются некоторые отличия (рисунок 5.18). На изломе сварного соединения (рисунок 5.18, б) видны ступенчатые плато с углублениями. На плато прослеживается формирование усталостных бороздок. В образце основного металла наблюдается более грубый рельеф зоны усталостного разрушения (рисунок 5.18, д). Усталостные бороздки прерывистые с частыми отклонениями, где трещина обходила частицу. Зарождение трещины происходит на двух участках образца, вблизи дефектов или включений (рисунок 5.18, г). Зоны долома обоих образцов (рисунки 5.18, в, е) характеризуются вязким мелкоямочным рельефом.

При снижении напряжения и увеличении количества циклов до разрушения, усталостные изломы демонстрируют обширные платообразные зоны (рисунки 5.18, а, г). Однако усталостные бороздки хорошо различимы лишь на малых участках, а на остальных они слабо выражены или искажены из-за различных факторов, сопровождающих разрушение. Несмотря на это, усталостный излом хорошо идентифицируется на всех образцах при изучении распространения направления вторичных трещин, перпендикулярных магистральной трещине. Эти вторичные трещины особенно выражены в образцах со сварным швом (рисунок 5.19, б) по сравнению с основным металлом,

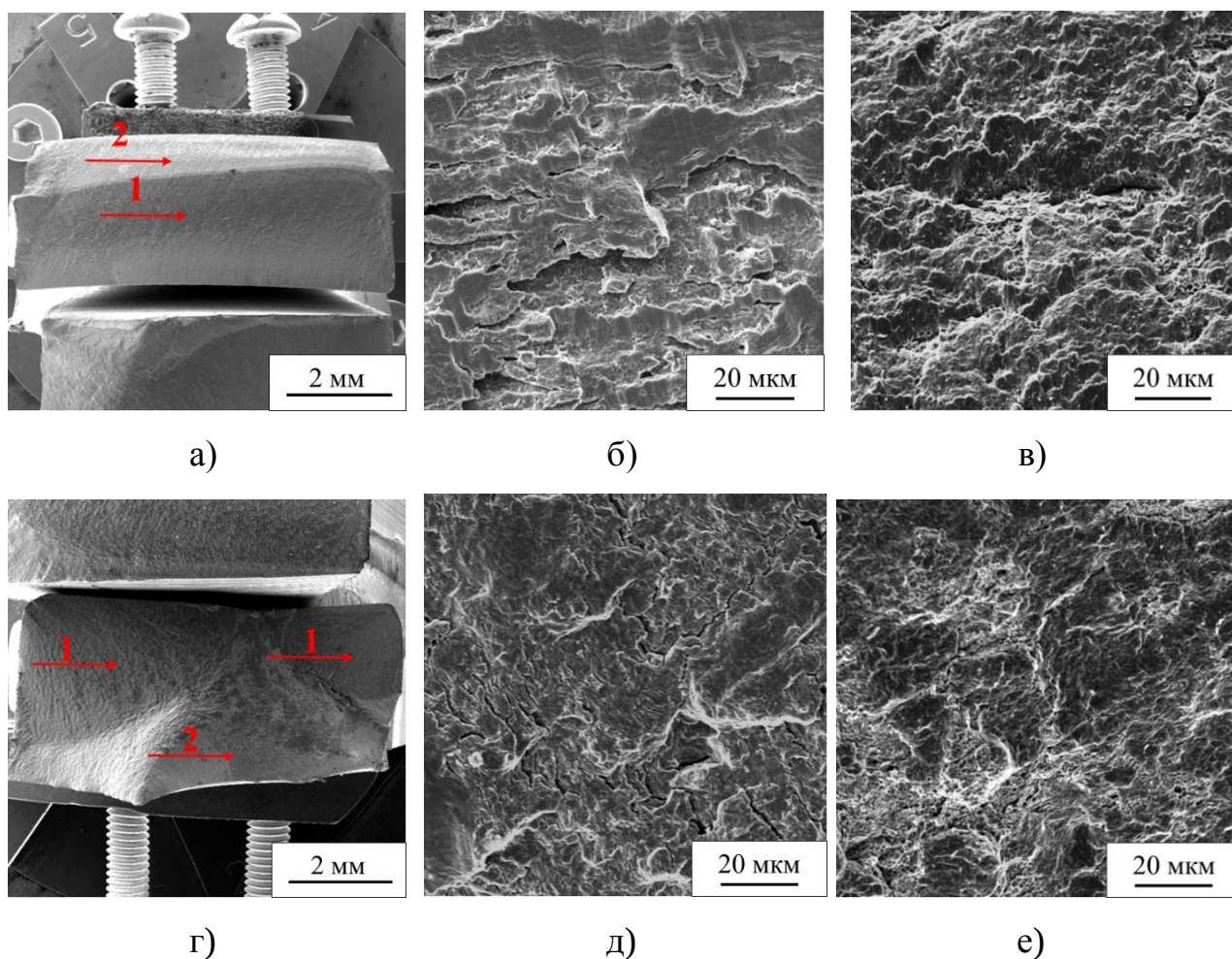


Рисунок 5.18 – Макро- (а, г) и микростроение (б, в, д, е) изломов сварного соединения 30ХГСА–40ХМФА ($\sigma_a=495$ МПа, $N=15077$) (а–в) и монолитного образца стали 30ХГСА ($\sigma_a=508$ МПа, $N=14965$) (г–е), полученных при испытаниях в условиях малоциклового усталости: а, г – общий вид; б, д – участок 1 (зона усталости); в, е – участок 2 (зона долома)

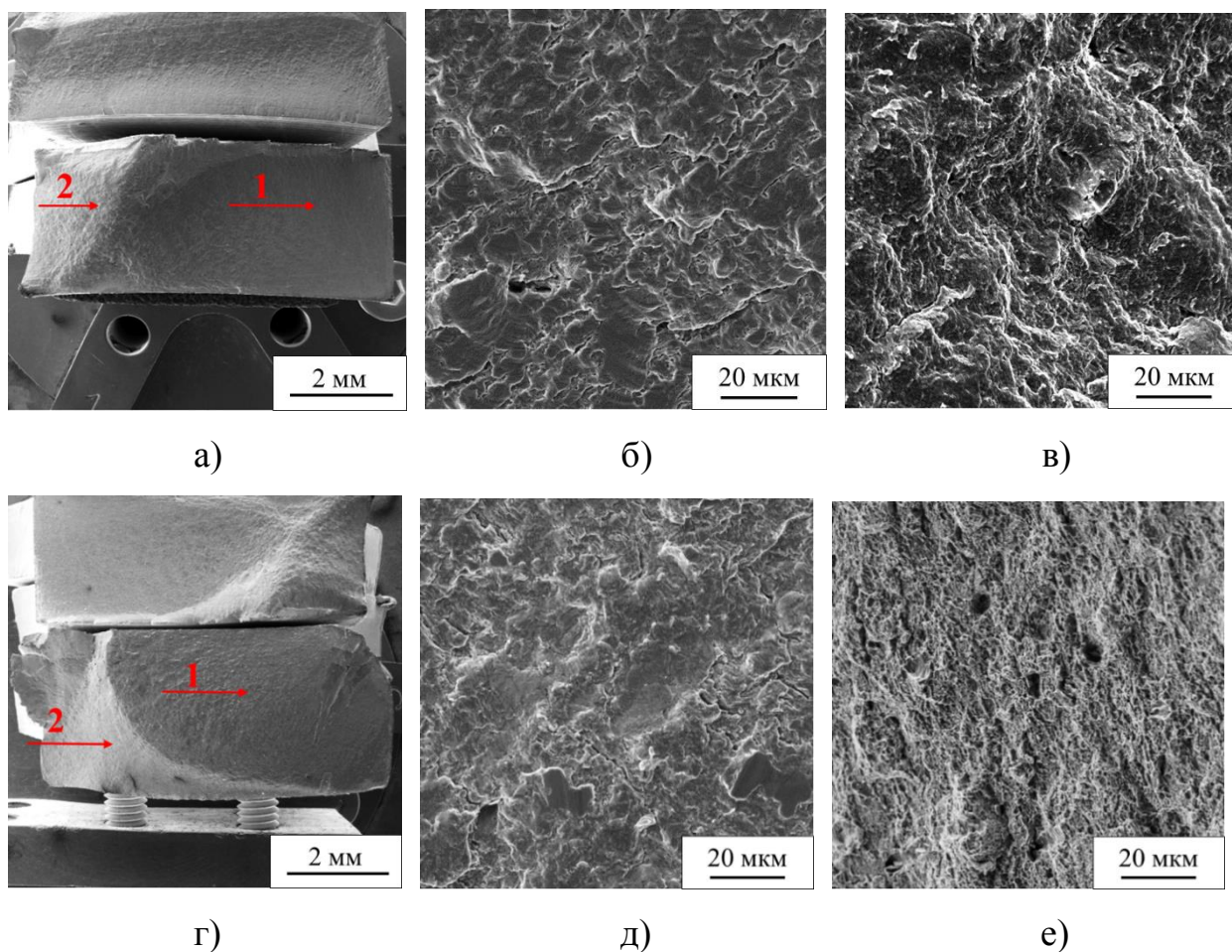


Рисунок 5.19 – Макро- (а, г) и микростроение (б, в, д, е) изломов сварных соединений 30ХГСА–40ХМФА ($\sigma_a=354$ МПа, $N=67321$) (а–с) и монолитного образца стали 30ХГСА ($\sigma=342$ МПа, $N=62400$) (д–ф), полученных при испытаниях в условиях многоциклового усталости: а, г – общий вид; б, д – участок 1 (зона усталости); в, е – участок 2 (зона долома)

что, вероятно, обусловлено формированием кристаллографической текстуры в зоне сварки под воздействием термического и деформационного циклов. Зоны окончательного разрушения обоих образцов (рисунки 5.19, в, е) имеют характерный мелкоямочный рельеф.

Влияние отпуска на усталостную прочность сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА оценивалось по параметру циклической долговечности при одинаковом значении амплитуда напряжений. На рисунке 5.20 представлены результаты средней циклической долговечности из 5 испытанных образцов при $\sigma_a = \pm 420$ МПа, а на рисунке 5.21 морфология разрушенного образца после отпуска.

Из полученных результатов видно, что отпуск снижает количество циклов до разрушения относительно исходного образца после сварки примерно на 15 %. В зоне усталости усталостные бороздки приобрели регулярное строение, что обусловлено повышением доли микропластической деформации в ходе роста усталостной трещины [230].

5.3 Структурные аспекты сопротивления усталостному разрушению сварных соединений

Сопротивление зарождению усталостной трещины во многом определяется тем, насколько эффективно микроструктура материала препятствует локализации пластической деформации [240, 241]. В отличие от стадии роста, где важна вязкость, на стадии зарождения ключевую роль играет однородность скольжения дислокаций.

Согласно [242], факторами, влияющими на усталостную прочность, являются размер зерна, дислокации и карбидные частицы. Различные механизмы упрочнения оказывают неоднозначное влияние на сопротивление зарождению и распространению трещин. Самым эффективным способом считается зернограничное упрочнение, поскольку границы зерен служат непреодолимыми

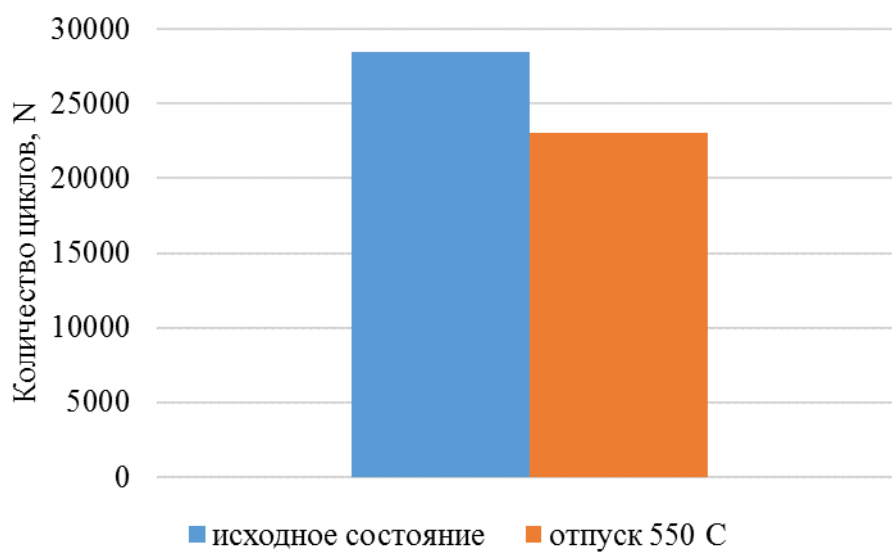


Рисунок 5.20 – Влияние отпуска на циклическую долговечность

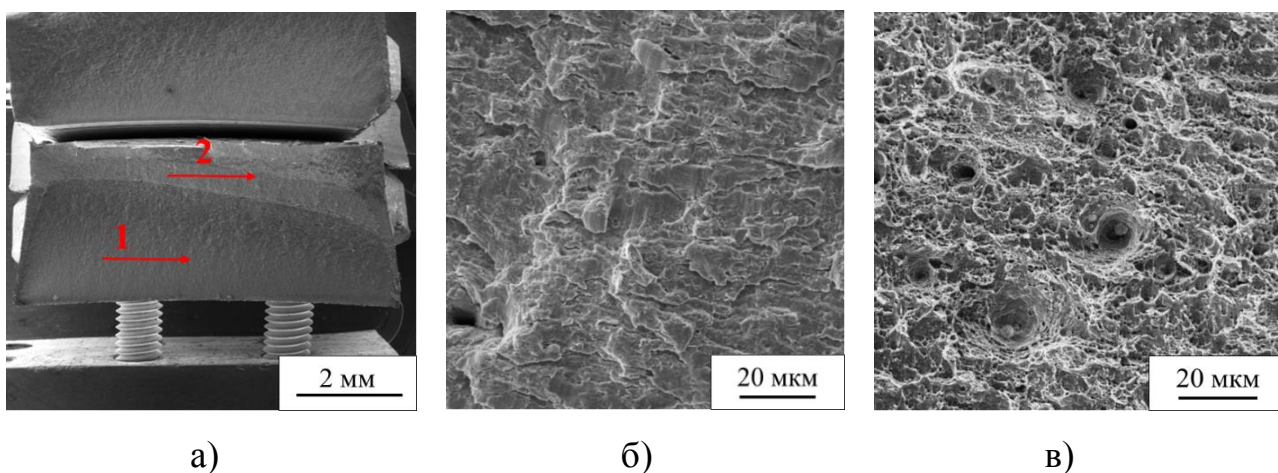


Рисунок 5.21 – Макро- (а) и микростроение (б, в) изломов сварных соединений после испытаний на усталостную прочность. Отпуска 550 °С, 1 час.

($\sigma_a=420$ МПа, $N=23384$)

барьерами для полос скольжения.

Чем меньше зерно, тем короче длина свободного пробега дислокаций. Это препятствует образованию крупных скоплений дислокаций у поверхности, из которых обычно вырастают «экструзии» и «интрузии» – предшественники трещин [243].

С другой стороны, само дислокационное упрочнение (наклеп), наблюдаемый в области рекристаллизации стали 32Г2 оказывает неоднозначное влияние. Анализ литературных источников показал, что нет единого мнения о влиянии дислокационной микроструктуры на циклическую повреждаемость металлических материалов. Период образования и накопления субмикрокристаллических трещин проявляется в местах массового скопления дислокаций при достижении их критической величины. Дальнейшее развитие субмикрокристаллических трещин может протекать в виде циклического разупрочнения или циклического упрочнения [241]. Известно, что в процессе усталости хаотично распределенные дислокации способны перестраиваться в упорядоченные ячеистые структуры. В стенках этих ячеек локализуется деформация, и трещина зарождается быстрее, чем в ненаклепанном металле. Этот эффект называется циклическим разупрочнением [241, 244].

Карбидные частицы играют ключевую роль в сопротивлении усталости, однако здесь критически важна морфология карбидов. Мелкие когерентные или полукogerентные частицы очень полезны, так как вынуждают дислокации обходить их или перерезать, что делает скольжение более гомогенным [241]. Это предотвращает формирование устойчивых полос скольжения, которые являются инкубаторами трещин. Грубые частицы цементитного типа вредны [241]. На границе «мягкая матрица (феррит) – твердая частица» возникает концентрация напряжений. Трещина часто зарождается путем отслоения матрицы от крупного карбида или растрескивания самого карбида.

Как показали результаты исследований сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА, наименьшее сопротивление зарождению усталостной трещины наблюдается в области III ЗВС стали 32Г2, несмотря на высокий предел

текучести в данной области. Из результатов испытаний на растяжение с применением КЦИ было установлено, что в ЗТМВ стали 32Г2 происходит первичная локализация пластических деформаций при нагружении, что вероятнее всего происходит и при знакопеременных изгибающих нагрузках. Данная область является наиболее пластичной по отношению к другим характерным областям ЗВС и основного металла. Процесс накопления деформации и повреждений в этой области при циклическом нагружении приводит к возникновению усталостной микротрещины, способной к росту при меньшем уровне напряжений по сравнению с цельным образцом из базовой стали 32Г2.

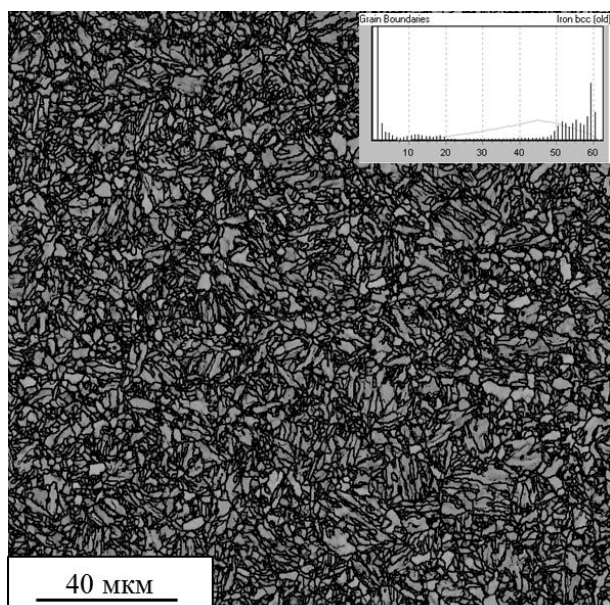
Послесварочный отпуск частично снимает наклеп за счет снижения доли деформированных зерен (рисунок 4.44, б), приводит к коагуляции карбидных частиц и дополнительно повышает пластичность области III ЗВС стали 32Г2. Это, в свою очередь ускоряет процесс накопления деформаций и повреждений и дополнительно снижает предел выносливости сварного соединения по отношению к основному металлу, что также установлено и в работе Атамашкина А.С. [245]. В дополнение к вышесказанному в работе [246] показано, что при изменении режимов сварки в случае преобладания разупрочняющих процессов в ЗТМВ стали 32Г2, циклическая долговечность сварных соединений при одинаковом уровне напряжений падает. Аналогичные результаты были зафиксированы и в работе Кузьминой Е.А. при исследовании усталостного поведения сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА с различной исходной микроструктурой при циклическом растяжении-сжатии [230].

Как показано в работах Панина В.Е. [247-249], развитие пластической деформации в структурно-неоднородных сварных соединениях не может протекать совместно с прилегающими зонами воздействия сварки. В результате в данные сопряженные зоны более твердым сварным швом генерируются мезоскопические полосы локализованного сдвига с последующим образованием в них трещин. Такой сценарий наблюдается в вышеописанных сварных соединениях при формировании более пластичных участков в ЗВС по сравнению

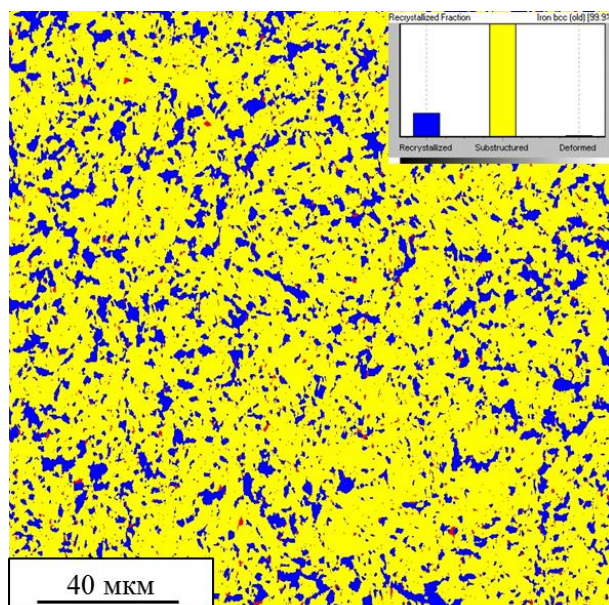
с основным металлом и прилегающих к сварному стыку областей с более твердой мартенситной (бейнитной) микроструктурой.

В соединении сталей 32ХГМА-40ХН2МА и 30ХГСА-40ХМФА картина усталостного поведения иная, что обусловлено сформированной микроструктурой в ЗВС. Анализ механизма разрушения данного сочетания сталей показал, что структурные области ОМ и периферийной области ЗТМВ наименее прочной из сопрягаемых сталей имеют примерно одинаковое сопротивление зарождению и распространению усталостной трещины. Микроструктура в зоне основного металла сталей 32ХГМА и 30ХГСА представляет собой сочетание преимущественно полигонизованных и рекристаллизованных зерен (рисунок 5.22). При этом преобладает объем полигонизованных зерен с организованной разориентацией субграниц, что способствует более высокой пластичности. Также основную область микроструктуры указанных сталей занимают карбидные частицы, имеющие преимущественно стержневидную морфологию (рисунок 2.3, б, в). Эти факты отрицательно влияют на скорость зарождения и распространения трещины [244]. Микроструктура ЗТМВ преимущественно состоит из деформированных зерен, предположительно с высокой плотностью дислокаций, но объем карбидных частиц в этой зоне меньше, чем в основной стали, и они имеют более сферическую форму (рисунки 4.37, 4.38). Помимо этого, накоплению деформаций и повреждений в данной области препятствуют отдельные мелкие зерна мартенситной (бейнитной) микроструктуры, имеющие высокую прочность и играющие роль упрочняющих фаз, тормозящих накопление пластической деформации.

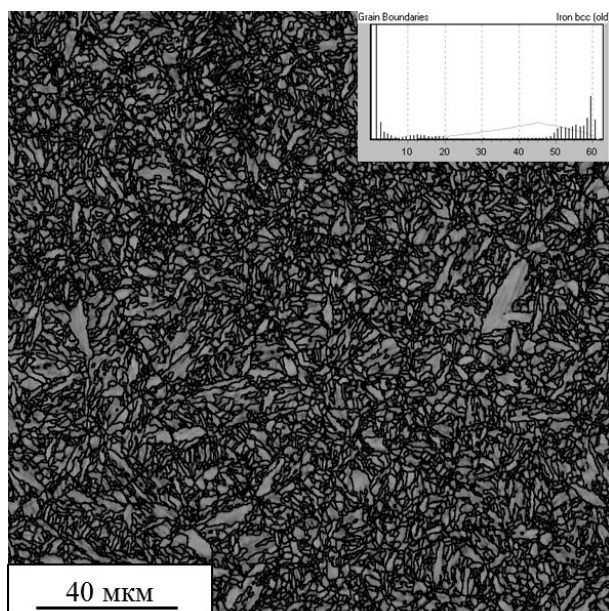
Одинаковая стойкость к усталостным нагрузкам в ЗТМВ и в основном металле сталей 30ХГСА и 32ХГМА обусловлена балансом влияния отдельных структурных факторов и их количественным соотношением. Важно отметить, что уровень напряжений, при котором происходит зарождение и рост



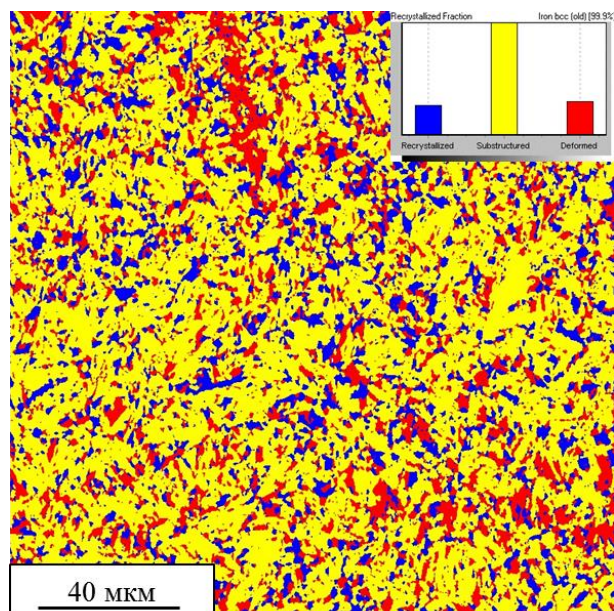
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.22 – Микроструктура основного металла, полученная в результате EBSD-анализа:

а, б) сталь 32ХГМА; в, г) сталь 30ХГСА; а, в) микроструктура с нанесением БУГ; б, г) карты рекристаллизации

усталостной трещины одинаков как в случае зарождения трещины в ЗТМВ, так и в ОМ.

Влияние отпуска для данных сочетаний сталей определяется устойчивостью к разупрочнению микроструктуры в периферийных зонах сварного соединения. Согласно результатам, описанным в разделе 4, при отпуске сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА происходит некоторое разупрочнение периферийной области ЗТМВ стали 30ХГСА, что вызывает ускоренное накопление пластической деформации в данной области и сокращает количество циклов до разрушения. Для стали 32ХГМА мелкодисперсные карбидные частицы, выделившиеся при отпуске, препятствуют разупрочнению микроструктуры и первичной локализации здесь пластической деформации, что также показано на картах деформации, полученных с помощью КЦИ при растяжении (рисунок 4.43).

5.4 Выводы по разделу 5

1. Кривые усталостной прочности образцов сварных соединений сталей 32ХГСА-40ХН2МА и 30ХГСА-40ХМФА идентичны с базовыми сталями 32ХГМА и 30ХГСА соответственно при равном значении предела выносливости, в то время как предел выносливости сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА уступает базовой стали 32Г2 на 24 %.

2. Показано, что в исследованных сварных соединениях доминируют сжимающие остаточные напряжения вблизи зоны воздействия сварки, которые стремятся к нулю по мере приближения к основному металлу. Наличие остаточных напряжений не оказывает негативного влияния на усталостную долговечность сварных соединений гладких образцов.

3. Послесварочный отпуск оказывает негативное влияние на сопротивление усталости сварных соединений в случае появления

разупрочненных зон в периферийных областях зоны термомеханического влияния.

4. Зарождение и распространение усталостной трещины в структурно-неоднородных сварных соединениях происходит в зонах первичной локализации пластической деформации при статическом растяжении. Формирование двухкомпонентной мелкозернистой микроструктуры в периферийных областях зоны воздействия сварки, содержащей мартенситные зерна и феррит с высокой плотностью дислокаций, обеспечивает высокое сопротивление зарождению усталостных трещин в данной области на уровне основного металла со структурой отпущенного мартенсита и бейнита.

6 ВЗАИМОСВЯЗЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ В ЗОНЕ СОПРЯЖЕНИЯ СТАЛЕЙ

В настоящем разделе приведены результаты экспериментальных исследований ударной вязкости в зоне сопряжения сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей, полученных РСТ. Особое внимание уделено взаимосвязи микроструктуры с величиной ударной вязкости и характером разрушения образцов. Результаты исследований опубликованы в работе [250]. Доля личного вклада составляет 70 %.

Исследованию подвергались 2 серии образцов. Первая серия представляла собой сварные соединения сталей 30ХМА, 40ХМФА, 40ХН2МА в сочетании со сталью 30ХГСА, полученные на трубных заготовках диаметром 70 мм и толщиной стенки 5 мм. Режимы сварки для заготовок из указанных сочетаний сталей были следующими: сила при трении (нагреве) 94 кН, сила проковки 212 кН, частота вращения при трении 900 об/мин, осадка при нагреве 9,5 мм. Из трубных заготовок со сварным соединением были вырезаны образцы для испытаний на ударный изгиб и металлографических исследований.

Вторая серия образцов представляла собой сварные соединения сталей 32Г2 и 32ХГМА со сталью 40ХН2МА, полученные на заготовках диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм. При исследовании данной серии образцов варьировалась сила при трении на этапе нагрева сталей.

Обе серии образцов были подвергнуты исследованиям микроструктуры и ударной вязкости в состоянии после сварки и после отпуска при температуре 550 °С в течение 1 часа в лабораторной печи SNOL.

Испытания на удар по Шарпи на образцах с V-образным концентратором напряжений были проведены на маятниковом копре WANCE PIT-100 (Китай). Образцы для определения ударной вязкости имели размеры 5 мм×10 мм×55 мм. Концентратор напряжений был нанесен в стыке двух сталей после предварительного травления для выявления его точного расположения. Значения

ударной вязкости были определены как среднее значение из трех идентичных образцов.

Исследование микроструктуры и поверхности разрушения производили по методикам и на оборудовании, описанным в главах 2 и 3 диссертации.

Для определения доли остаточного аустенита в образцах вблизи сварного стыка применяли рентгеноструктурный анализ. Исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М (Россия) с использованием медного K α излучение при ускоряющем напряжении 40 кВ, сила тока 30 А, в интервале углов 30...90° с автоматической регистрацией данных. Объемную долю аустенита рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий J(111) аустенита и J(110) феррита по формуле

$$A_{\text{ост}} = \frac{100}{\frac{J(110)_{\alpha}}{J(111)_{\gamma}} \cdot 0,742 + 1}, \quad (6.1)$$

$A_{\text{ост}}$ – доля остаточного аустенита;

$J(110)_{\alpha}$ – интенсивность дифракционной линий феррита;

$J(111)_{\gamma}$ – интенсивность дифракционной линий аустенита.

6.1 Микроструктура и ударная вязкость зоны сопряжения сварных соединений сталей 30ХМА-30ХГСА, 40ХМФА-30ХГСА, 40ХН2МА-30ХГСА

На рисунке 6.1 приведены результаты испытаний на ударную вязкость исследуемых сочетаний сварных соединений до и после отпуска.

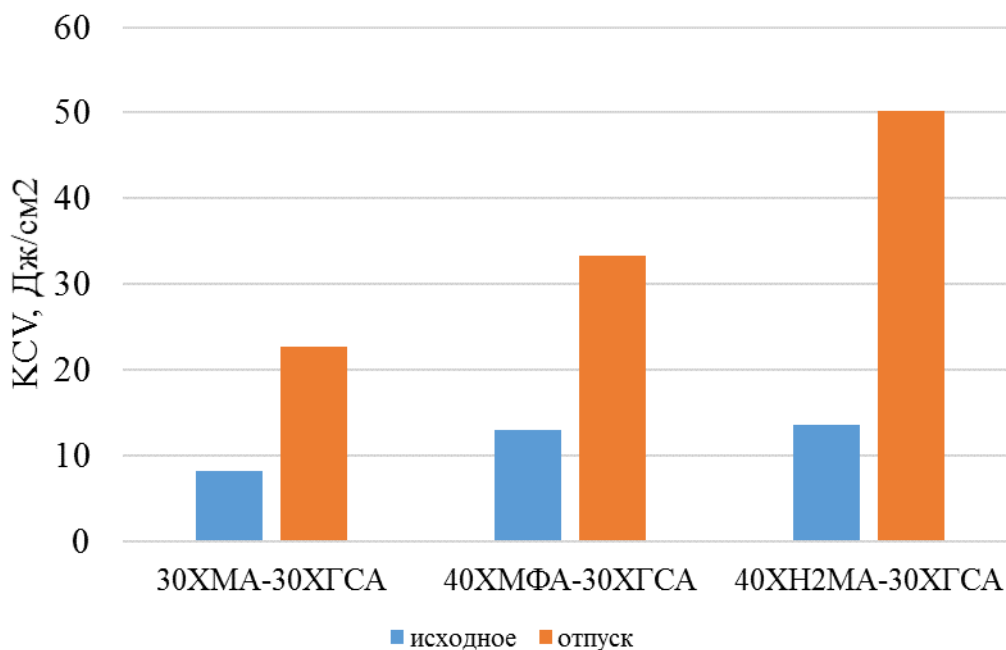
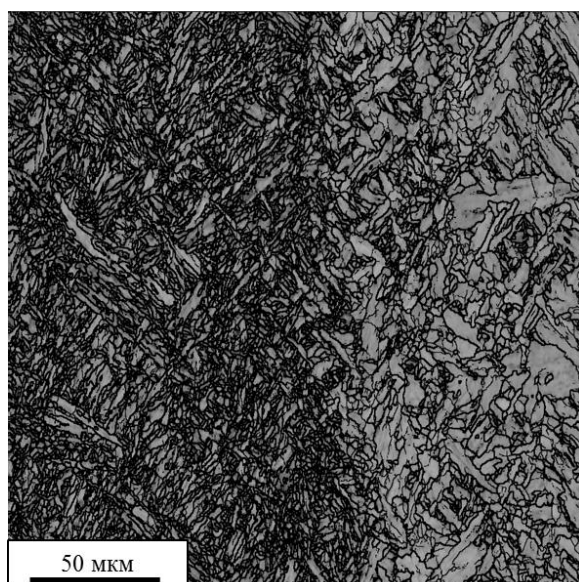


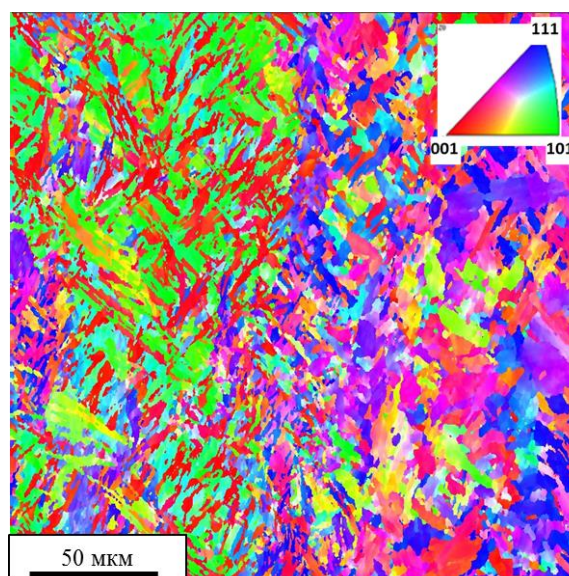
Рисунок 6.1 – Ударная вязкость сварных соединений среднеуглеродистых сталей до и после отпуска при температуре 550 °С, 1 час

Из полученных результатов следует, что после сварки ударная вязкость соединений крайне низкая (от 8,2 до 13,5 Дж/см²). Послесварочный отпуск повышает вязкость соединений. При этом наибольшей ударной вязкостью после отпуска обладает сварное соединение сталей 40ХН2МА-30ХГСА. Среднее положение занимает сварное соединение 40ХМФА-30ХГСА, а наиболее низкое значение KCV наблюдается у сварного соединения сталей 30ХМА-30ХГСА.

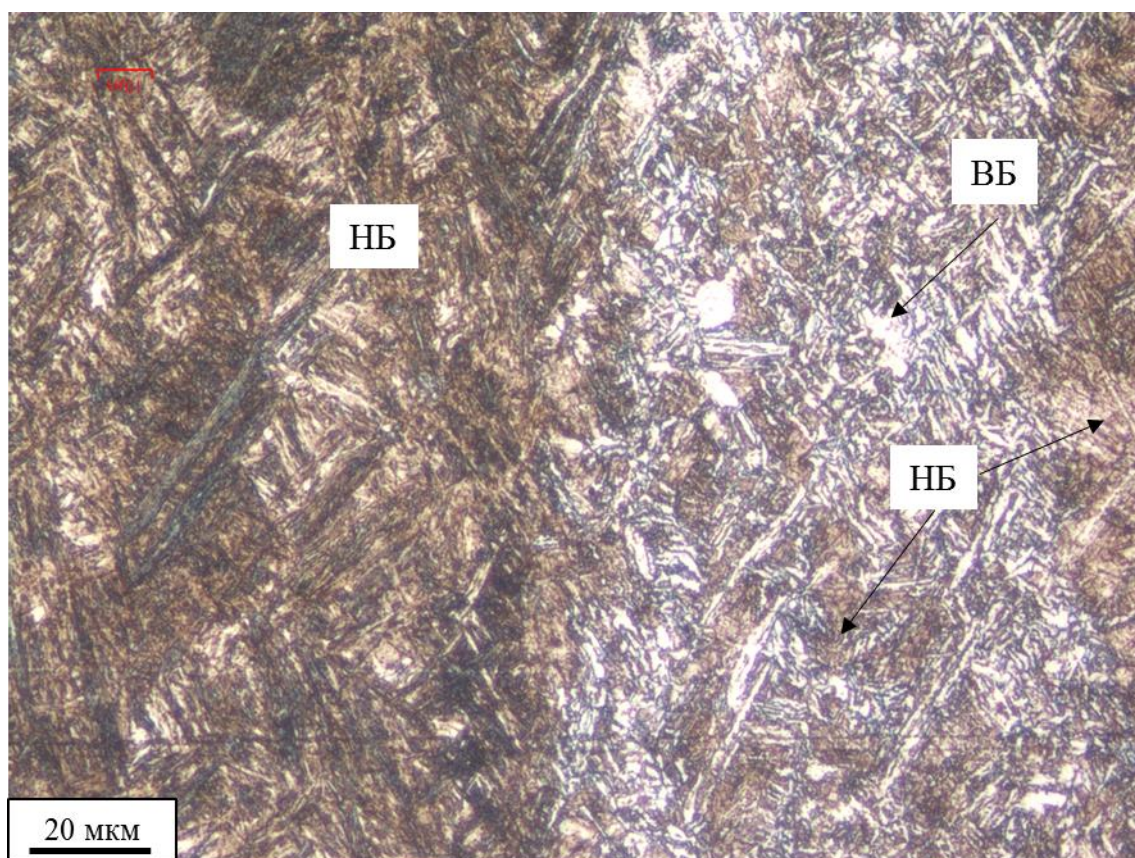
На рисунках 6.2, 6.4, 6.6, 6.8, 6.10, 6.12 представлена микроструктура сварных соединений после сварки и после отпуска, а на рисунках 6.3, 6.5, 6.7, 6.9, 6.11, 6.13 макро- и микрофрактограммы образцов после испытаний на ударный изгиб.



а)



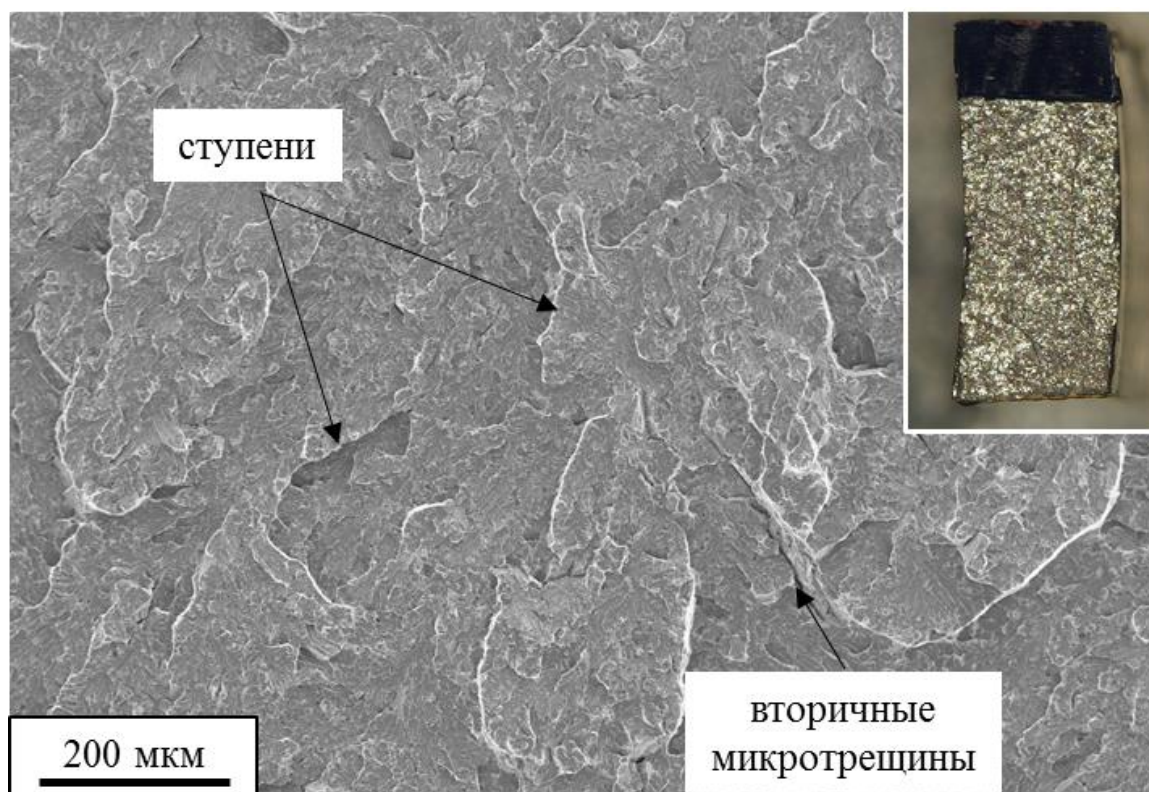
б)



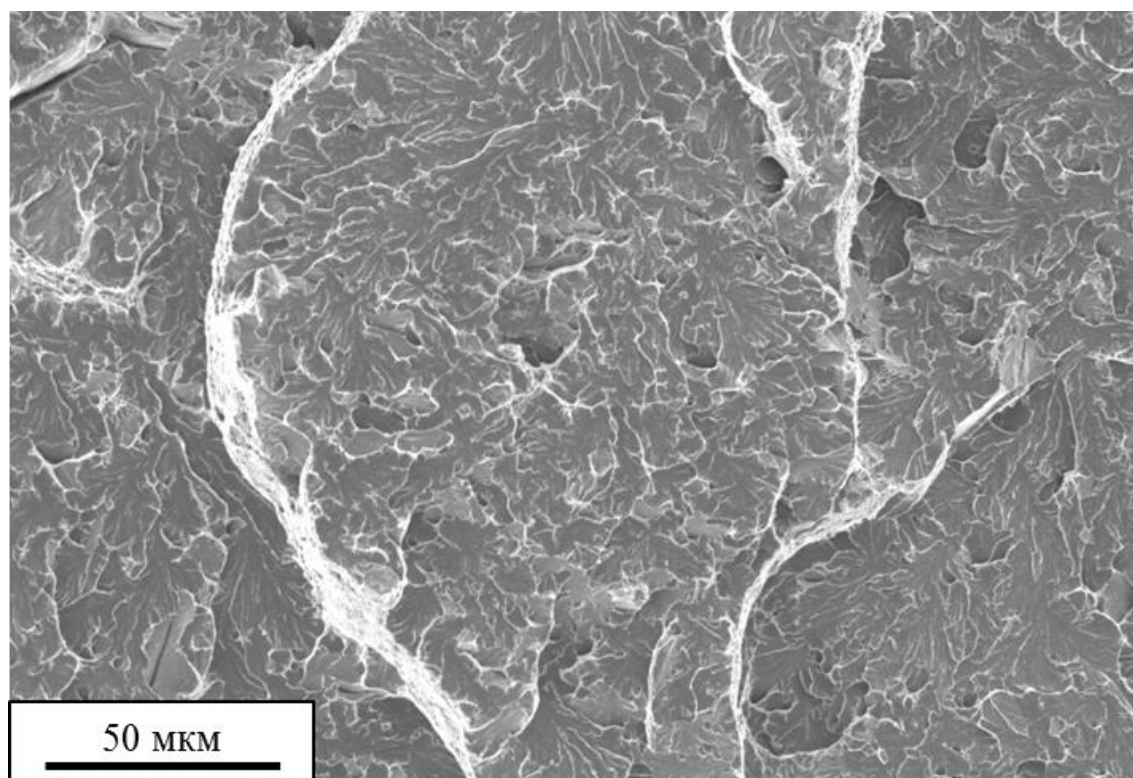
в)

ВБ – верхний бейнит; НБ – нижний бейнит

Рисунок 6.2 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА после сварки (слева 30ХГСА): а) микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X (EBSD); в) оптическая микроскопия



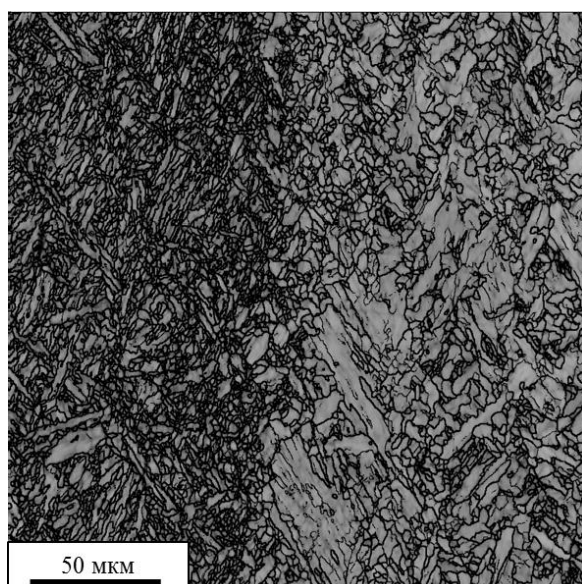
а)



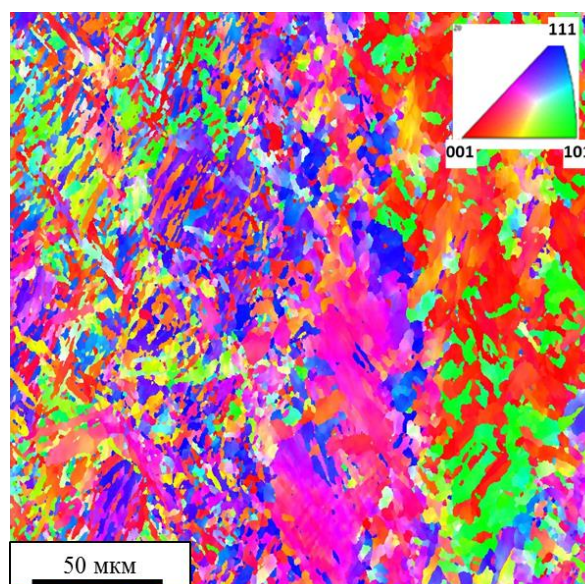
б)

Рисунок 6.3 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА после испытаний на ударный изгиб:

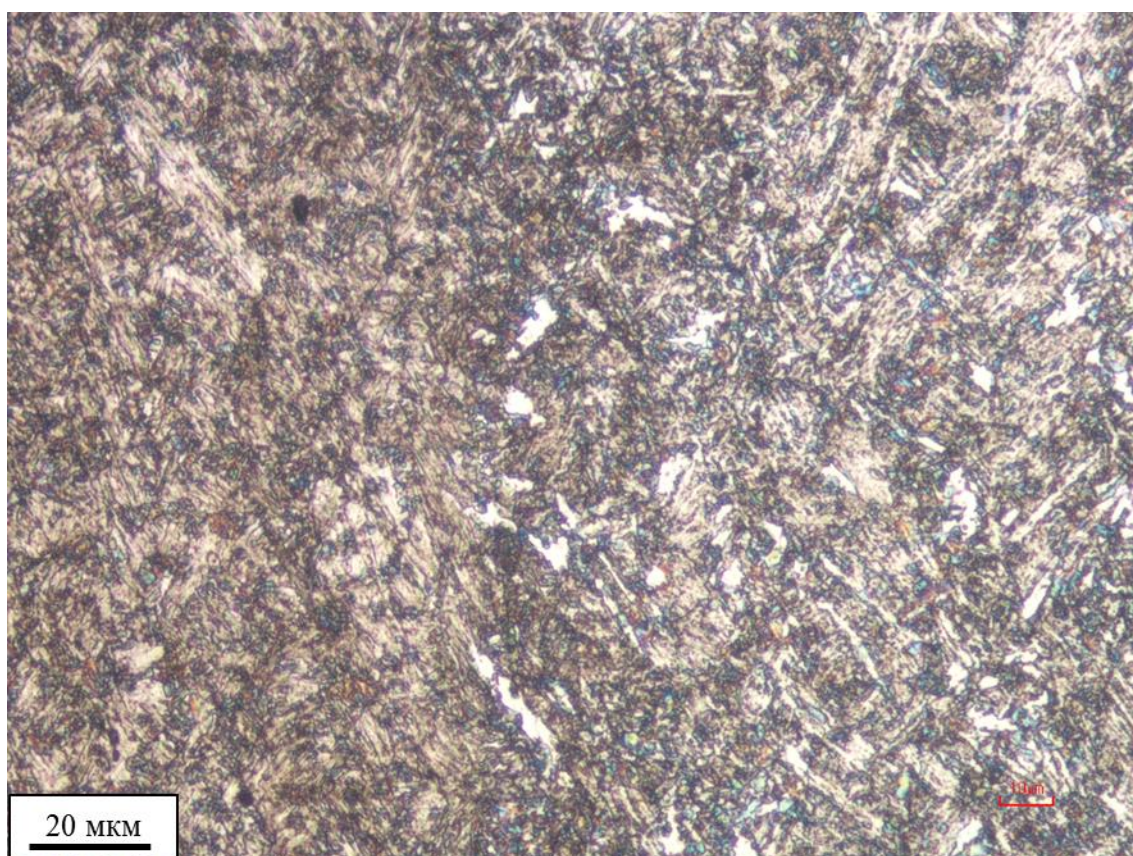
а) $\times 100$, в правом углу макростроение излома; б) $\times 500$



а)

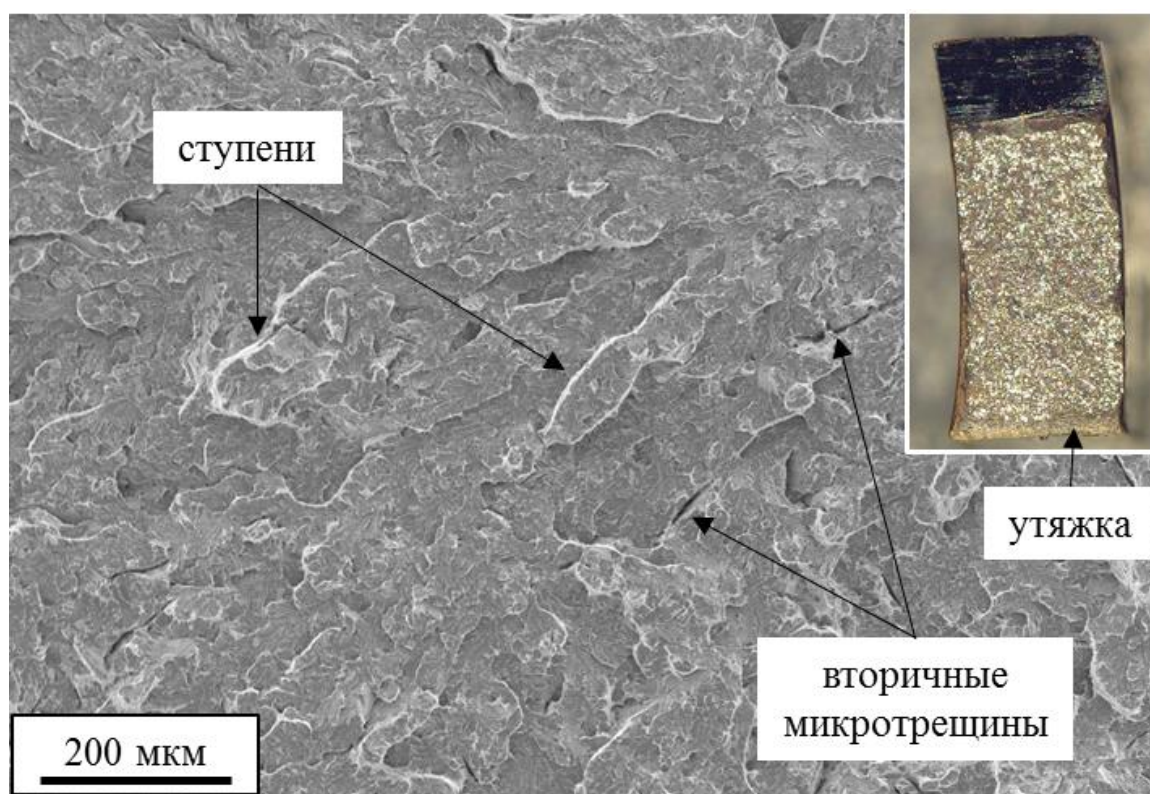


б)

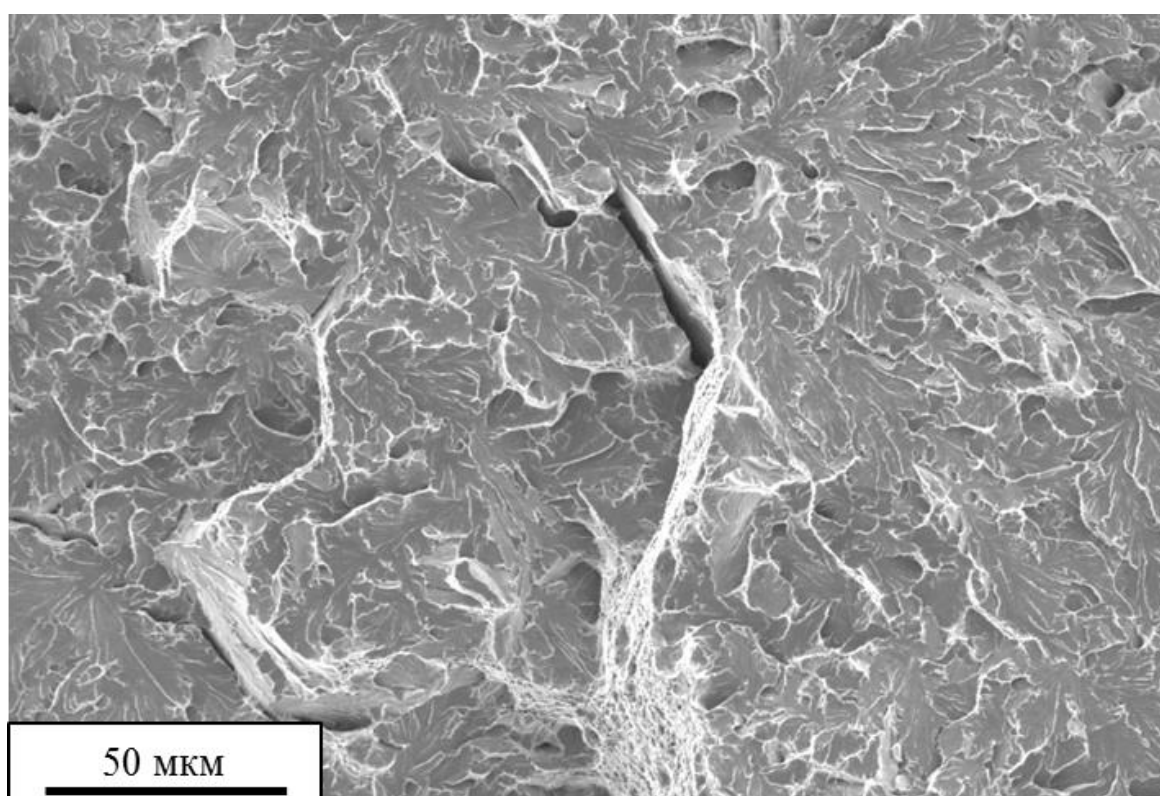


в)

Рисунок 6.4 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА после отпуска при 550 °С (слева 30ХГСА): а) микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X (EBSD); в) оптическая микроскопия



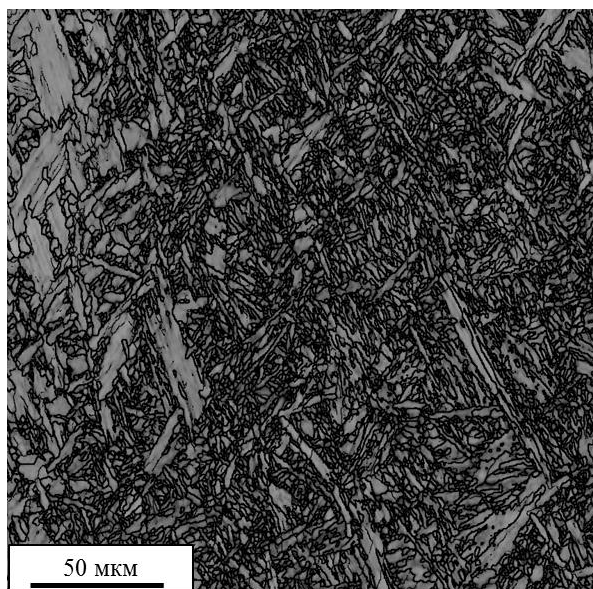
а)



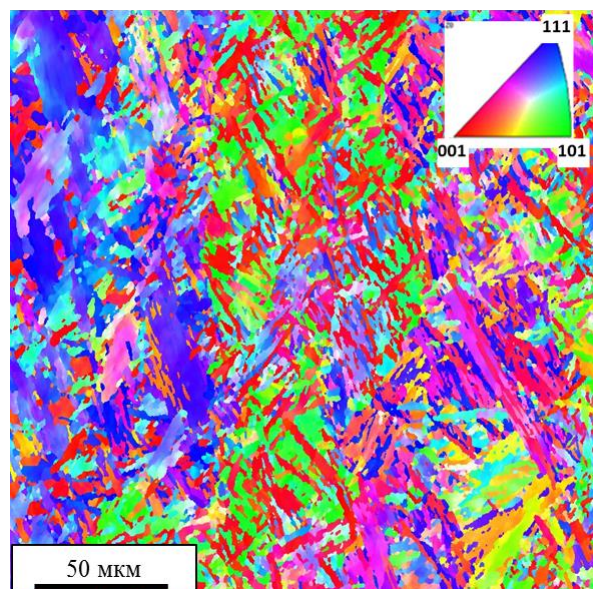
б)

Рисунок 6.5 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-30ХМА после испытаний на ударный изгиб, отпуск 550 °С, 1 час:

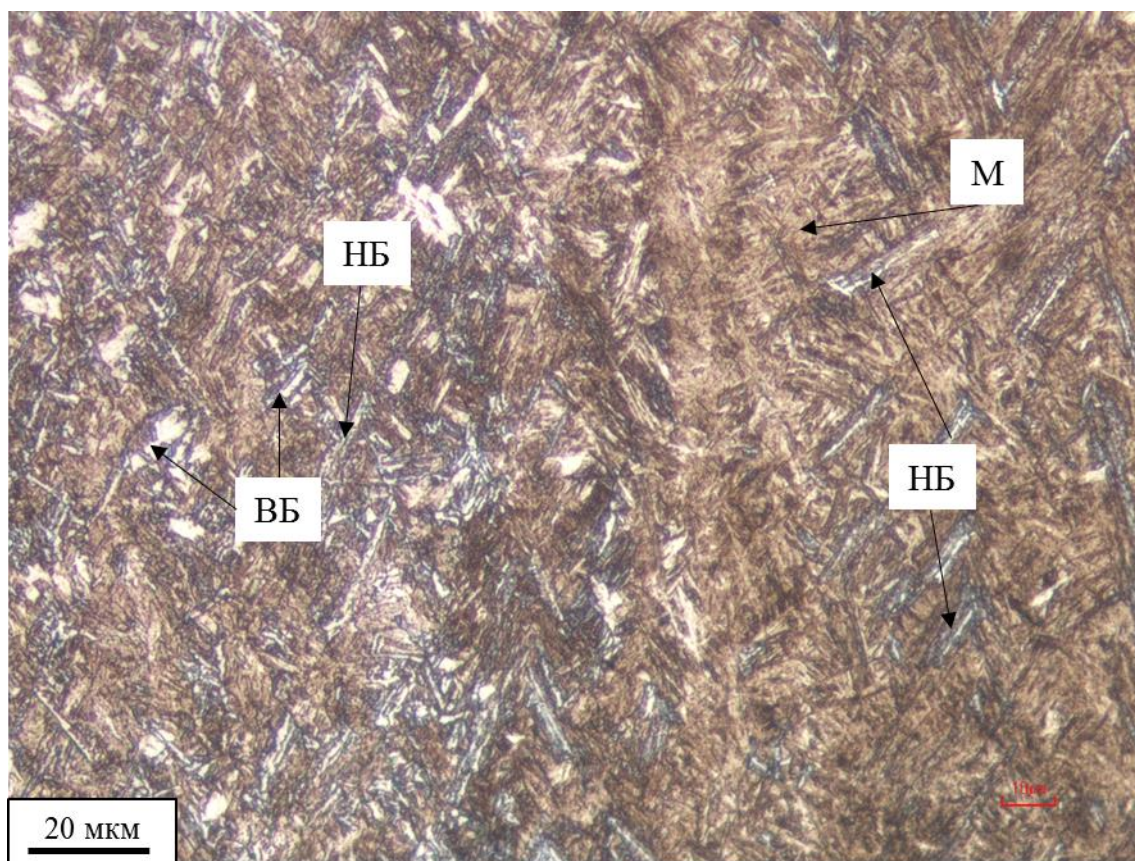
а) $\times 100$, в правом углу макростроение излома; б) $\times 500$



а)



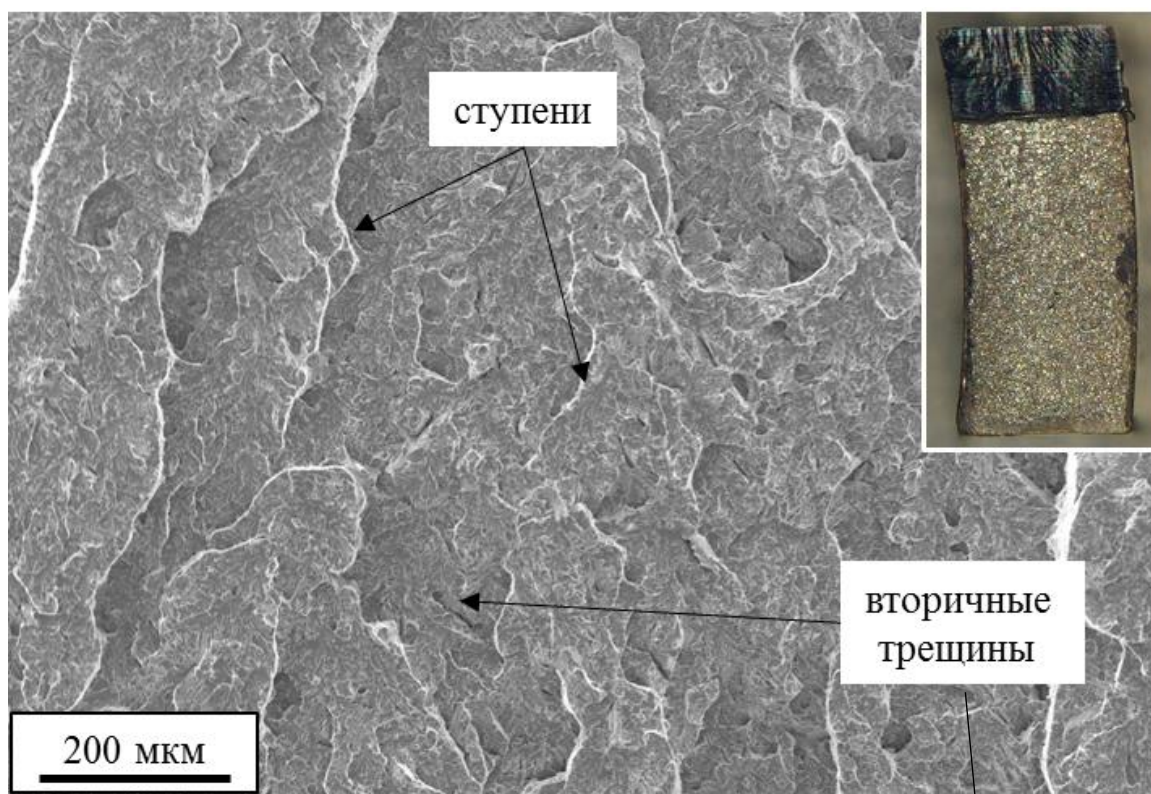
б)



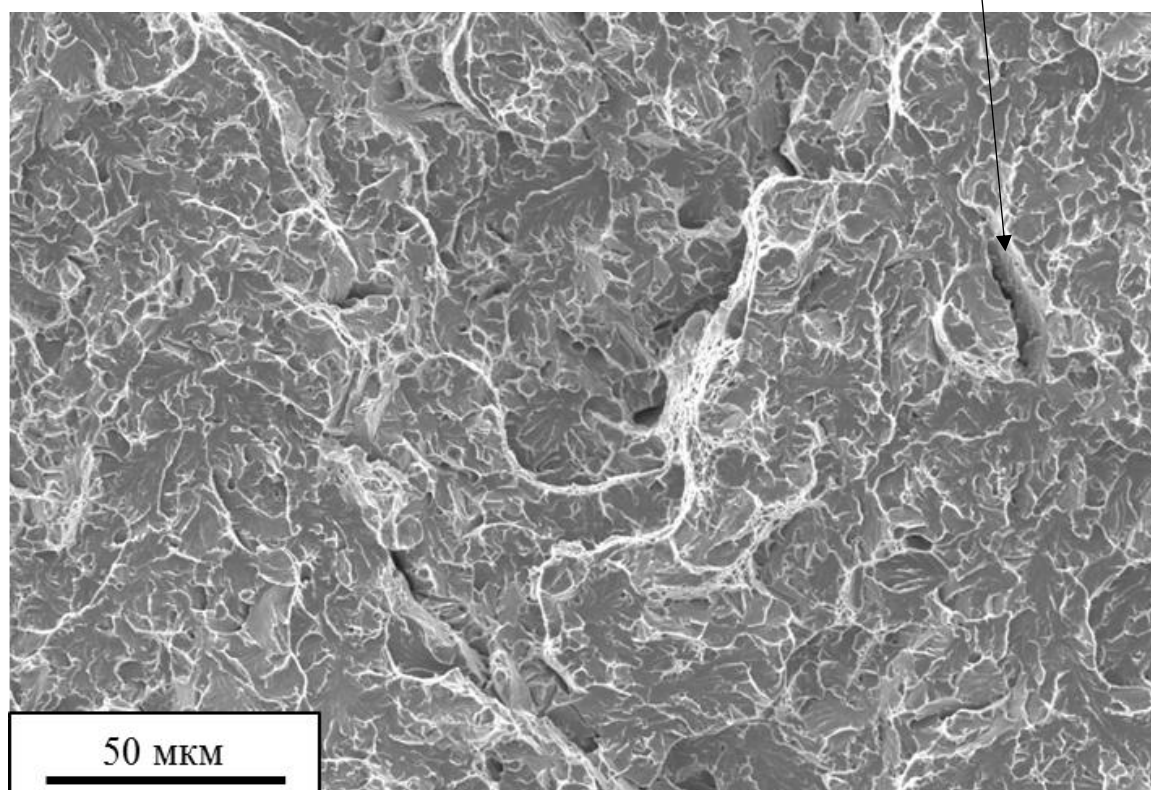
в)

М – мартенсит; НБ – нижний бейнит; ВБ – верхний бейнит

Рисунок 6.6 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХМФА после сварки (слева 30ХГСА): микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X EBSD); в) оптическая микроскопия



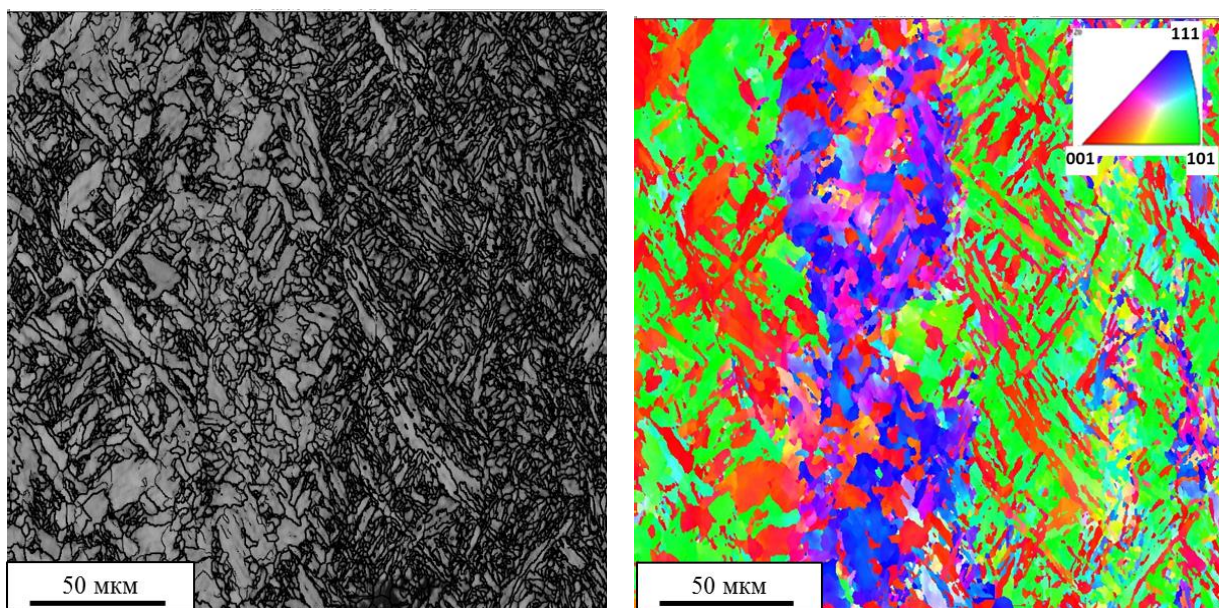
а)



б)

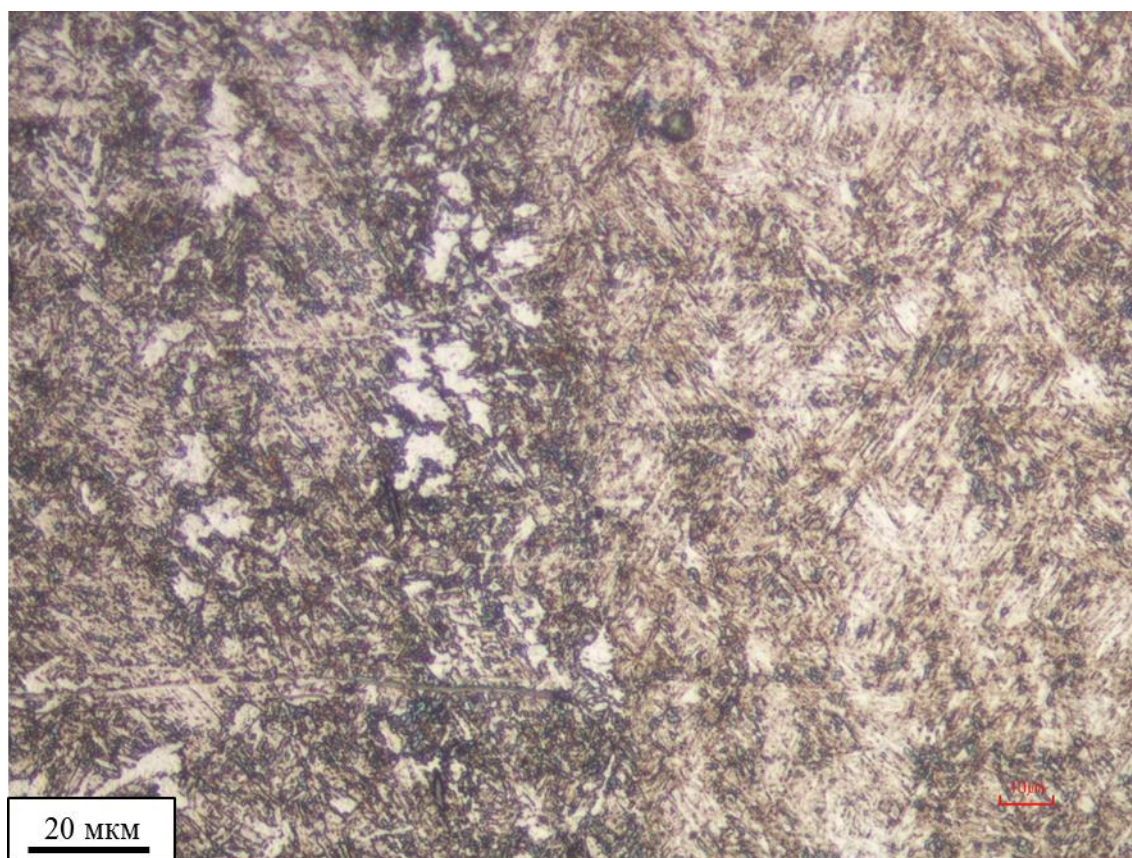
Рисунок 6.7 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХМФА после испытаний на ударный изгиб:

а) $\times 100$, в правом углу макростроение излома; б) $\times 500$



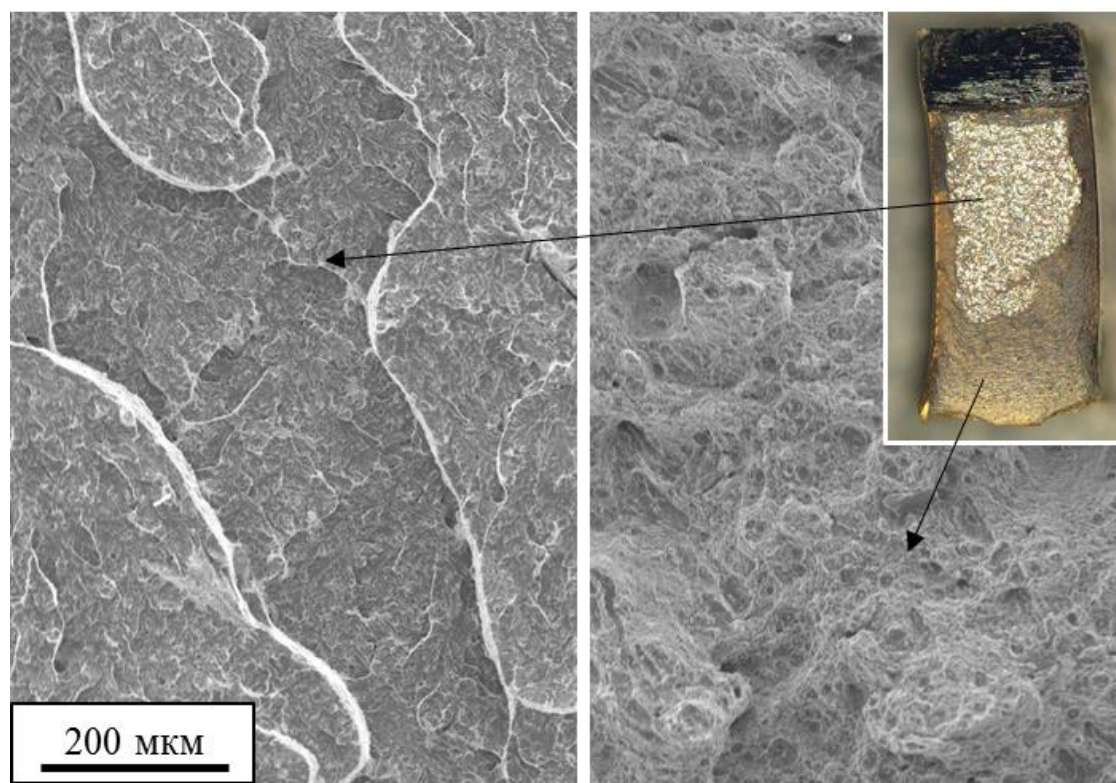
а)

б)

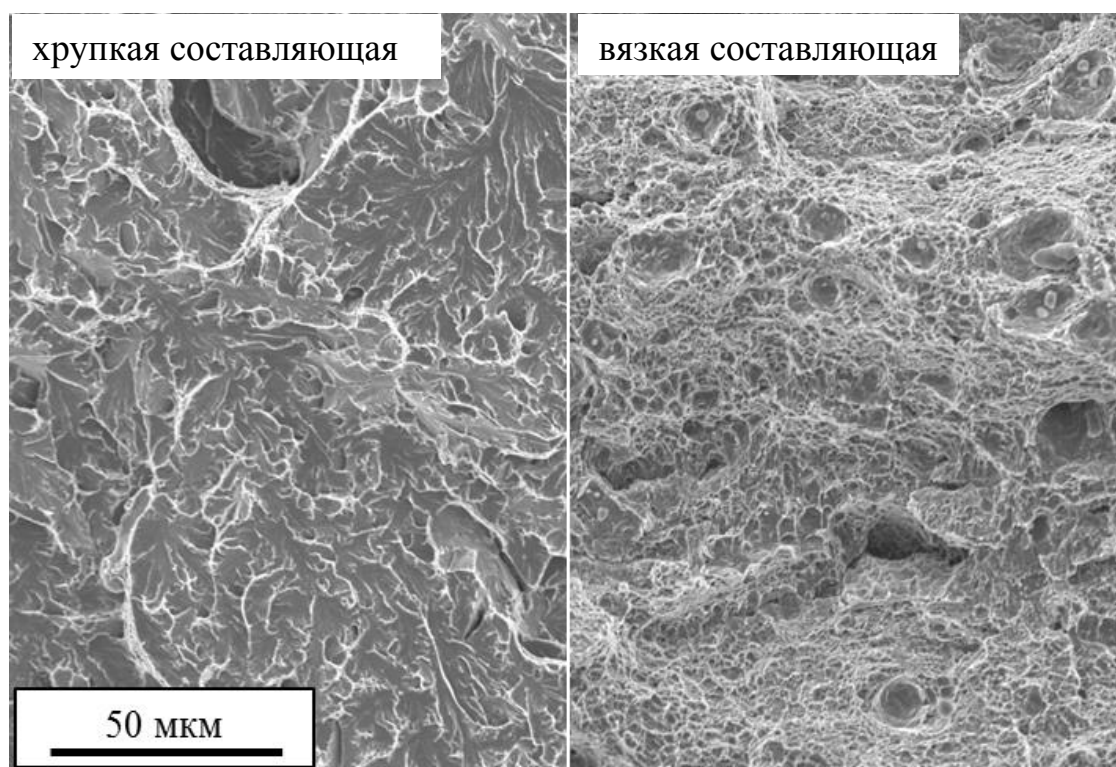


в)

Рисунок 6.8 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХМФА после отпуска при 550 °С (слева 30ХГСА: а) микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X (EBSD); в) оптическая микроскопия



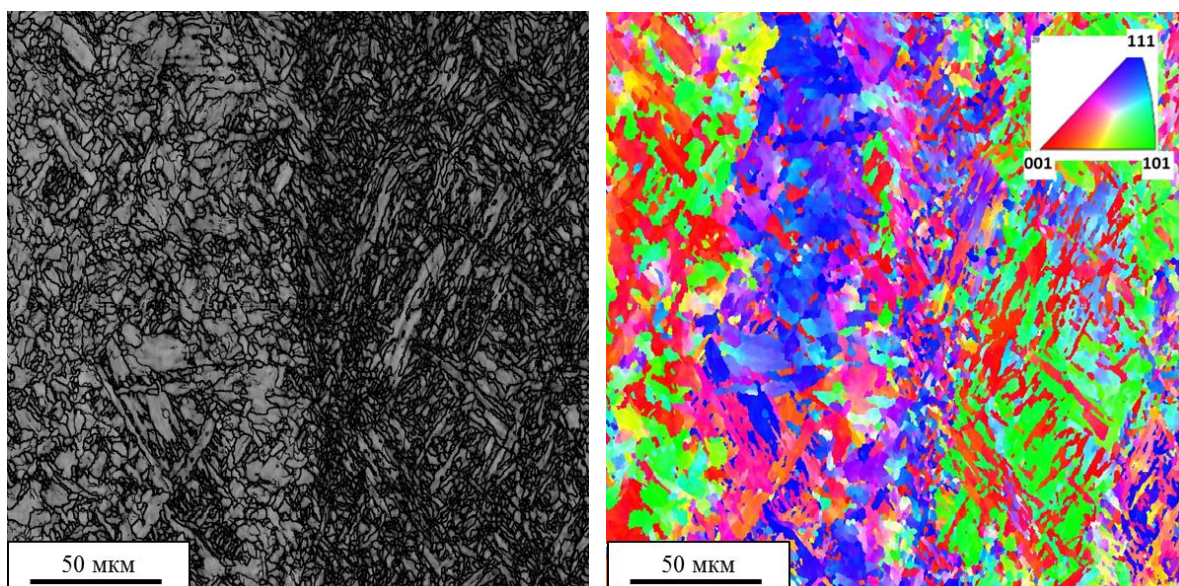
а)



б)

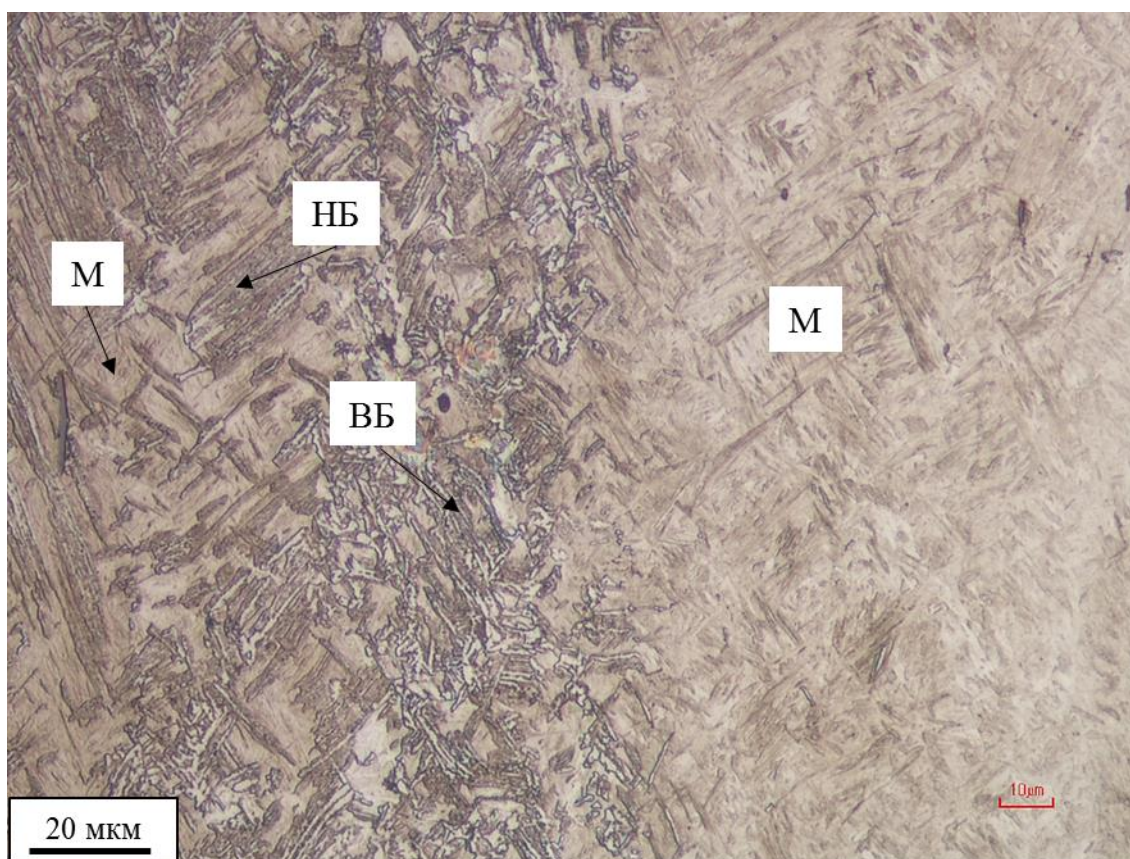
Рисунок 6.9 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХМФА после испытаний на ударный изгиб, отпуск 550 °С, 1 час:

а) $\times 100$, в правом углу макростроение излома; б) $\times 500$



а)

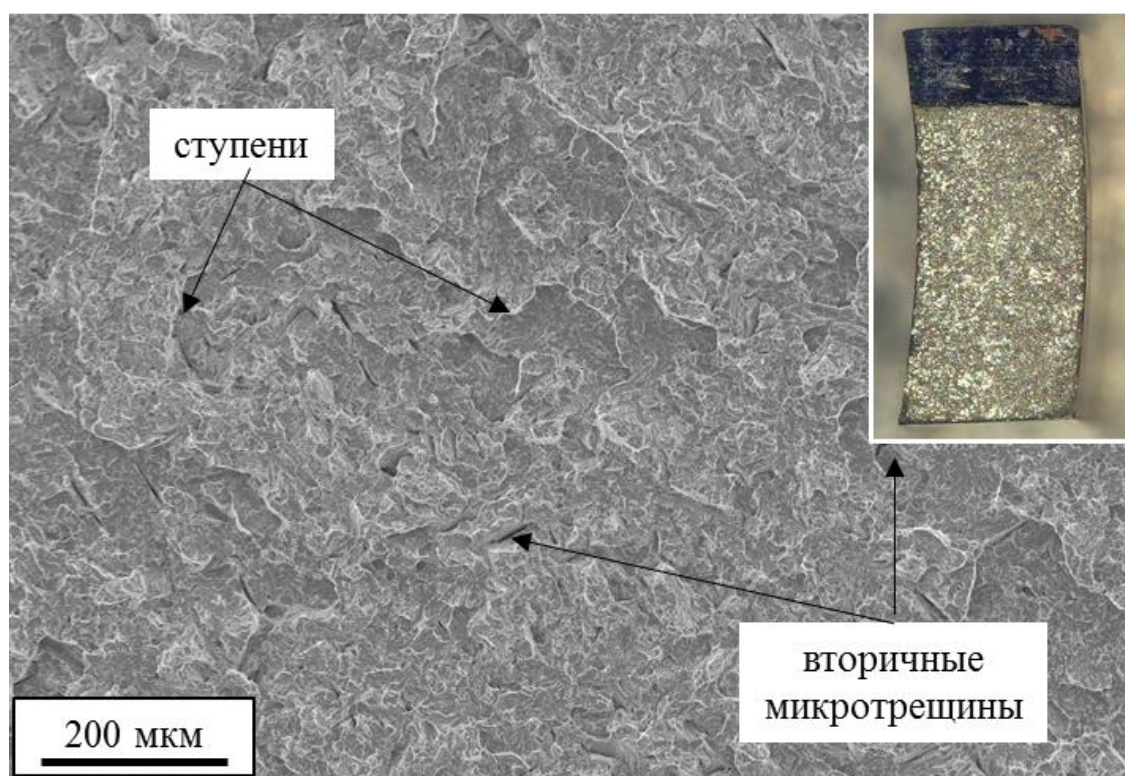
б)



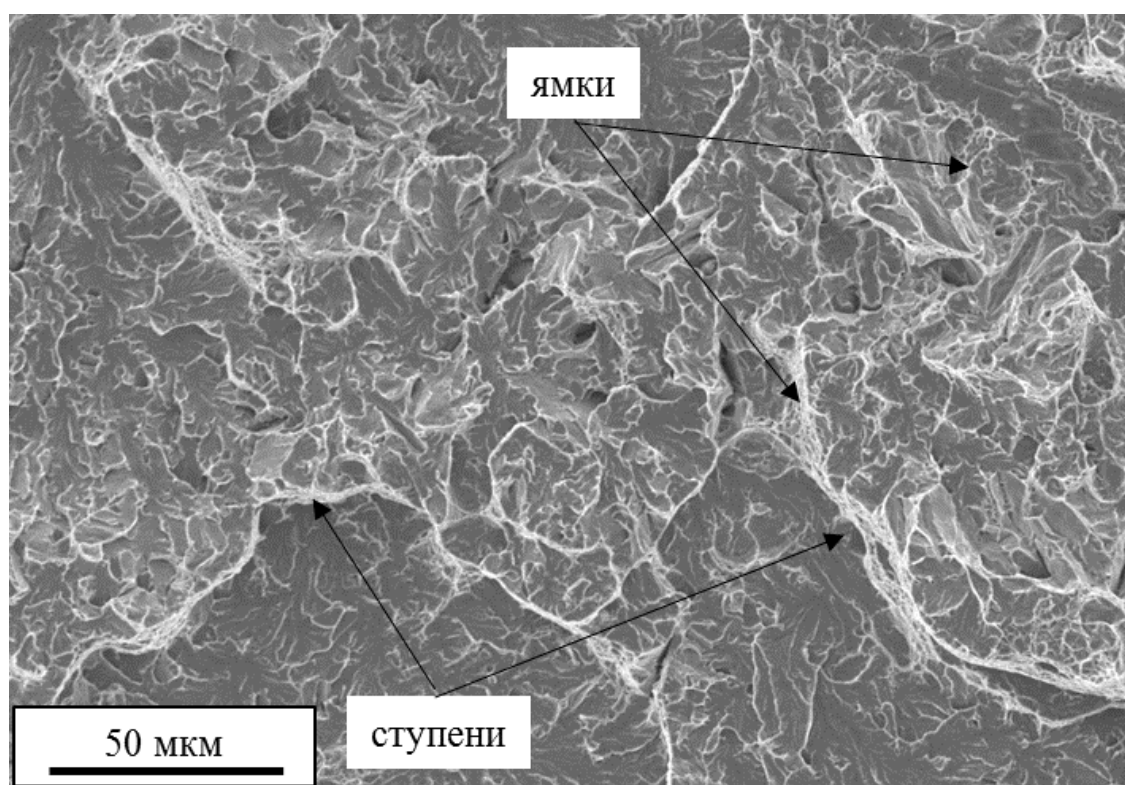
в)

М – мартенсит; НБ – нижний бейнит; ВБ – верхний бейнит

Рисунок 6.10 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после сварки (слева 30ХГСА): а) микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X (EBSD); в) оптическая микроскопия

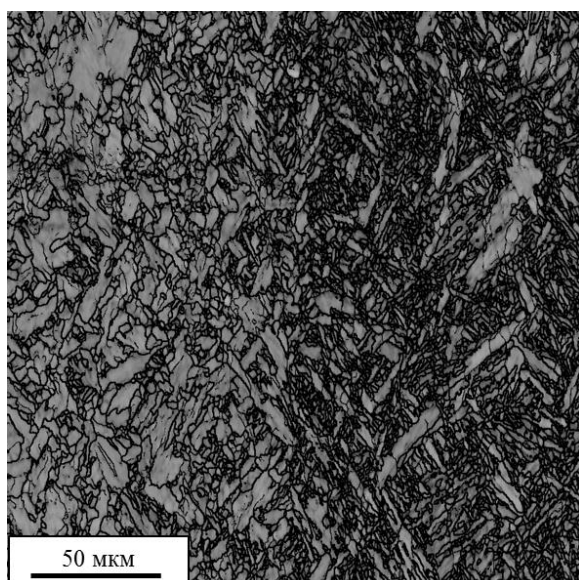


а)

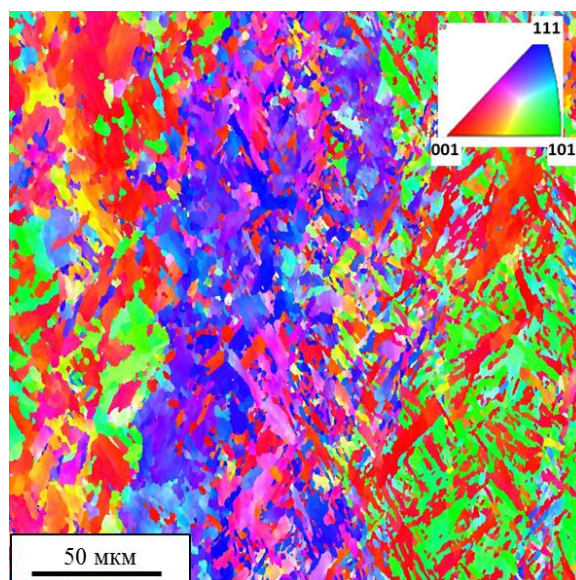


б)

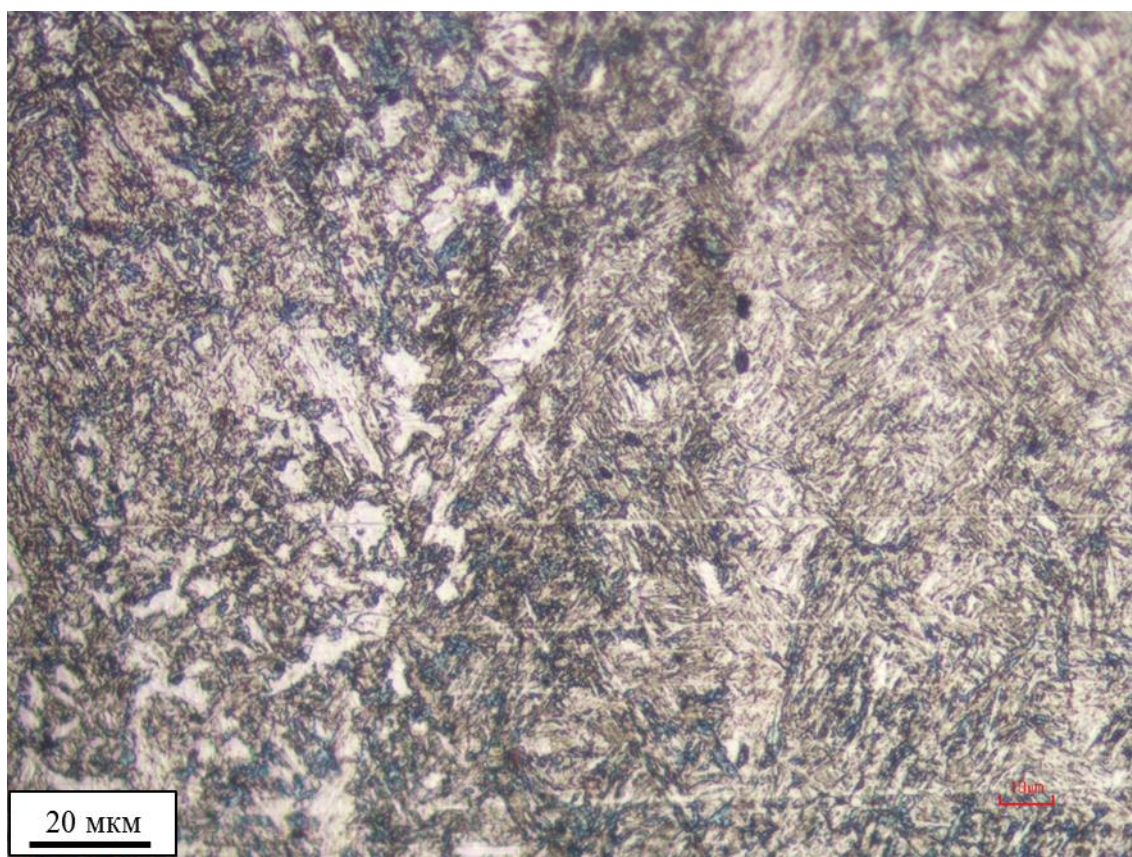
Рисунок 6.11 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб: а) $\times 100$, в правом углу макростроение излома; б) $\times 500$



а)

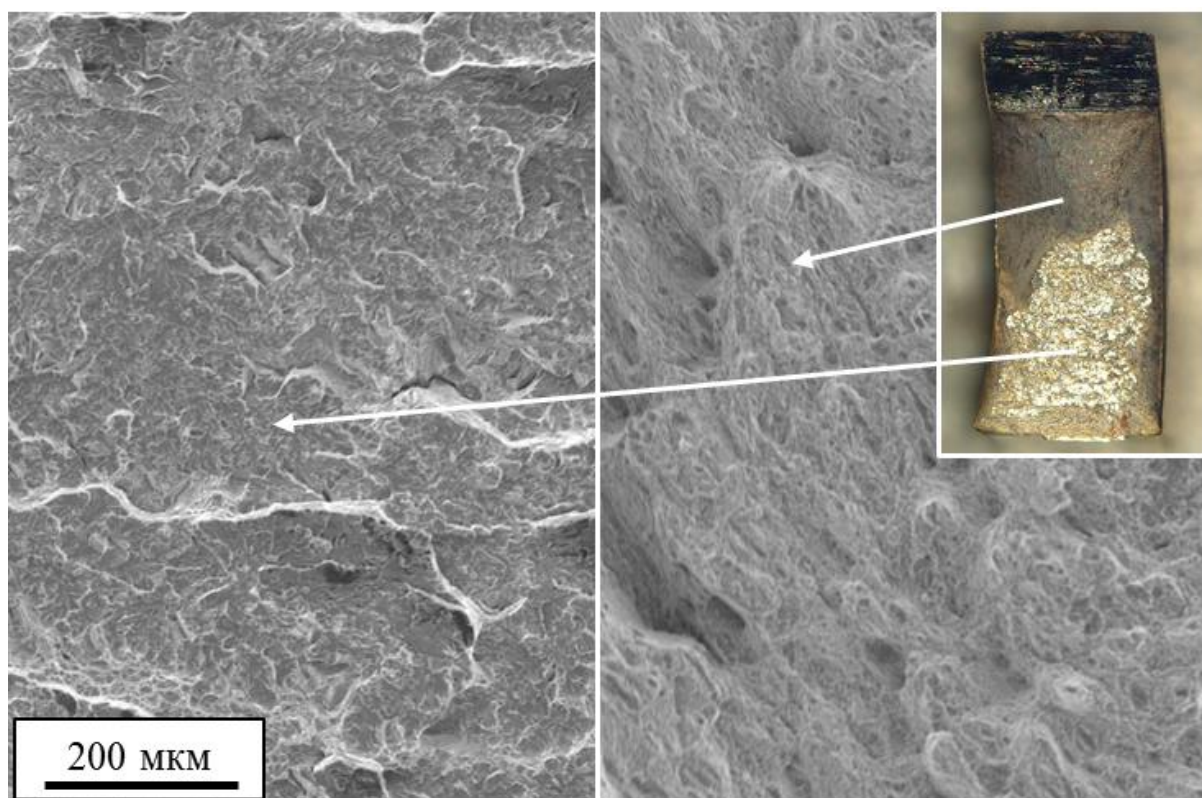


б)

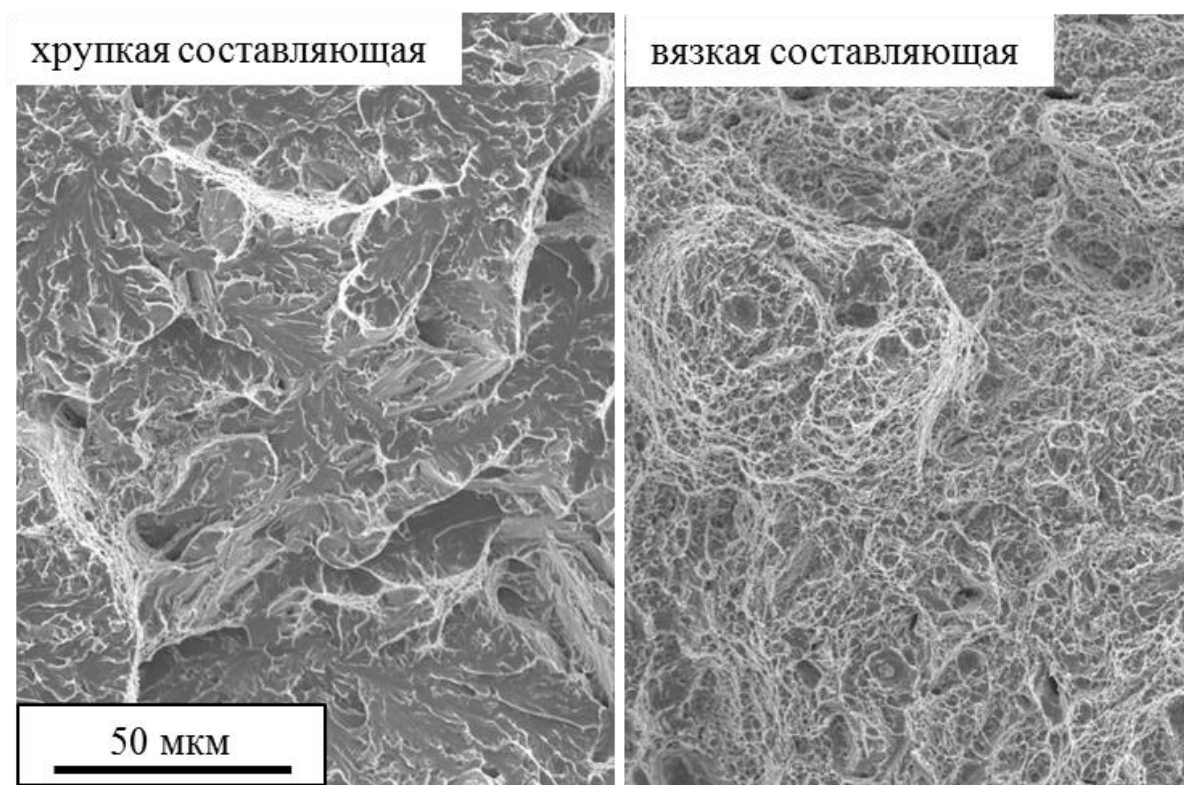


в)

Рисунок 6.12 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после отпуска при 550 °С (слева 30ХГСА): а) микроструктура с нанесением БУГ (EBSD); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X (EBSD); в) оптическая микроскопия



а)



б)

Рисунок 6.13 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 30ХГСА-40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб, отпуск 550 °С, 1 час:

Известно, что ударная вязкость сварных соединений существенным образом зависит от сформированной микроструктуры, в особенности от ее дисперсности и морфологии карбидных частиц [249, 252]. Свариваемые стали отличаются набором и содержанием легирующих элементов и углерода, что определяет различие в кинетике превращения аустенита при охлаждении ЗВС. В сварном соединении сталей 30ХГСА-30ХМА вблизи зоны сопряжения в стали 30ХМА сформировалась микроструктура преимущественно верхнего бейнита с отдельными участками нижнего, а в стали 30ХГСА – нижнего бейнита реечной морфологии (рисунок 6.2). Средний размер кристаллитов в стали 30ХМА составляет $3,2 \text{ мкм} \pm 0,2 \text{ мкм}$, в то время как в стали 30ХГСА $1,3 \pm 0,2 \text{ мкм}$. При отпуске размер кристаллитов не изменяется, и реечная микроструктура нижнего бейнита сохраняется (рисунок 6.4). На микрокартах ориентировок зерен можно наблюдать границы крупных бывших аустенитных зерен, вытянутых вдоль плоскости контакта сталей, в которых доминирует определенный цвет кристаллографической ориентировки (рисунок 6.2, б, рисунок 6.4, б). Распространение трещины при разрушении ударных образцов до и после отпуска происходит по телу таких зерен с формированием широких участков транскристаллитного разрушения с развитым микрорельефом внутри. Крупные участки разделены ступенями, сформировавшимися при распространении трещины в различных зернах бывшего аустенита с определенной текстурой (рисунок 6.3, а). На некоторых участках излома наблюдаются выраженные вторичные микротрещины, распространяющиеся по границам бывшего аустенитного зерна. Морфология на поверхности плоских участков имеет развитый микрорельеф, обусловленный фрагментацией микроструктуры в результате процессов динамической рекристаллизации. Основной структурной составляющей являются фасетки квазискола, разделенные тонкими гребнями отрыва (рисунок 6.3, б). На макроуровне излом крупнокристаллический, имеет характерный блеск, что полностью соответствует хрупкому разрушению. В результате отпуска, по краям излома появилась небольшая утяжка, шириной 0,1-

0,3 мм (рисунок 6.5, а). Однако внутри излома морфология разрушения существенно не изменилась (рисунок 6.5, б).

Микроструктура сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА, представленная на рисунке 8.6, демонстрирует дисперсное реечное строение со стороны стали 40ХМФА со средним размером кристаллитов $1,3 \pm 0,2$ мкм. Структура представляет собой мартенсит с участками нижнего бейнита (рисунок 6.6, в). В стали 30ХГСА наблюдаются более крупные кристаллиты, средним размером $2,3 \pm 0,2$ мкм, а микроструктура представлена отдельными участками мартенсита, верхнего и нижнего бейнита. На микрокартах ориентировок зерен также можно наблюдать границы крупных аустенитных зерен с выраженной кристаллографической ориентировкой (рисунок 6.6, б). При отпуске в мартенситных участках происходит выделение мелкодисперсных карбидных частиц, но реечная морфология исходной α -фазы сохраняется.

Излом сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА хрупкий, блестящий, но по сравнению со сварным соединением сталей 30ХМА-30ХГСА макростроение излома отличается более мелким строением (рисунок 6.7, а). При микрофрактографическом исследовании также выявлено, что трещина при разрушении развивалась по телу аустенитных зерен. Аналогично как для сварного соединения сталей 30ХМА-30ХГСА излом имеет слоистое строение с формированием вязких ступеней и вторичных трещин, проходящих по границам аустенитного зерна. Однако, фасетки транскристаллитного квазискола внутри отдельных плоских участков более мелкие и искаженные, а доля гребней отрыва увеличилась (рисунок 6.7, б). Это объясняет более высокую вязкость сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА по сравнению с 30ХМА-30ХГСА. В результате послесварочного отпуска сформировался смешанный излом с выраженными участками вязкой и хрупкой составляющих (рисунок 6.9, а). Доля хрупкой составляющей составляет 63 % от общей площади излома. В участках вязкого разрушения излом представлен мелкими ямками и единичными крупными ямками, очагами зарождения которых явились частицы неметаллических включений (рисунок 6.9, б). Также в некоторых зонах вязкого

разрушения сохранились фасетки транскристаллитного квазискола. В участках хрупкого разрушения микрорельеф излома аналогичен микрорельефу излома без отпуска – мелкие фасетки транскристаллитного квазискола, разделенные гребнями отрыва, вязкие ступени и вторичные микротрещины.

Сварное соединения сталей 30ХГСА-40ХН2МА демонстрирует микроструктуру, аналогичную сварному соединению сталей 30ХГСА-40ХМФА. В стали 30ХГСА сформировалась смешанная микроструктура мартенсита, верхнего и нижнего бейнита, а в стали 40ХН2МА – преимущественно мартенситная микроструктура (рисунок 6.10, б). Средний размер кристаллитов в стали 40ХН2МА $1,2 \pm 0,2$ мкм, в стали 30ХГСА – $2,2 \pm 0,2$ мкм. При отпуске размер кристаллитов и их морфология также не изменяются (рисунок 6.12).

Макростроение излома хрупкое, блестящее мелкокристаллическое (рисунок 6.11, а). Механизм разрушения на микроуровне соответствует вышеописанному механизму для сварных соединений сталей 30ХМА-30ХГСА и 30ХГСА-40ХМФА – разрушение по телу бывших аустенитных зерен с формированием слоистого излома, с выраженными перепадами высот (рисунок 6.11, а). Микрорельеф представлен мелкими фасетками транскристаллитного скола, вторичными микротрещинами (рисунок 6.11, б). Отмечается формирование более выраженных гребней отрыва между фасетками по сравнению со сварным соединением 30ХГСА-40ХМФА, а также отдельных участков ямочного микрорельефа, что свидетельствует об увеличении доли микропластической деформации при разрушении.

При отпуске, аналогично, как в сварном соединении сталей 30ХГСА-40ХМФА, произошло образование смешанного излома с отдельной зоной вязкого и хрупкого разрушения, с долей хрупкого около 50 % (рисунок 6.13, а). В вязкой зоне микрорельеф полностью мелкоямочный, при этом ямки более глубокие и вытянутые в направлении разрушения (рисунок 6.13, б). В хрупкой зоне микрорельеф излома не изменился по сравнению с исходным состоянием.

Полученные результаты показали различие в ударной вязкости и механизме разрушения исследуемых сварных соединений среднеуглеродистых

сталей в различных сочетаниях, что существенным образом зависит от сформированной микроструктуры в зоне сопряжения. Несмотря на идентичные режимы сварки и геометрию свариваемых заготовок при замене материала вращающейся заготовки (30ХМА, 40ХМФА, 40ХН2МА) в неподвижной заготовке из стали 30ХГСА вблизи зоны сопряжения формируется различный набор микроструктурных составляющих. Это может быть обусловлено рядом факторов – различной степенью деформации при сопряжении заготовок на этапе проковки, и как следствие, изменением температуры и деформированного состояния на границе раздела сталей в момент образования соединения. Последние факторы оказывают влияние на кинетику превращения аустенита при охлаждении и формирование конечной микроструктуры. Исходя из этого, каждое сочетание сталей уникально и требует отдельных исследований формирующейся микроструктуры и свойств.

6.2 Влияние силы при трении (нагреве) на ударную вязкость сварных соединений сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА

В данном исследовании производилась оценка влияния силы на этапе трения (нагрева) заготовок на изменение микроструктуры и ударной вязкости высокоотпущенных сварных соединений в сочетании сталей 32Г2-40ХН2МА и 32ХГМА-40ХН2МА. Режимы сварки представлены в таблице 6.1, а полученные значения ударной вязкости сварных соединений в зоне сопряжения – в таблице 6.2.

Из полученных результатов видно, что параметры сварки существенным образом влияют на ударную вязкость сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА и в малой степени влияют на значения этого параметра в сварном соединении сталей 32Г2-40ХН2МА. Анализ микроструктуры зоны сопряжения сталей 32Г2-40ХН2МА (рисунок 6.14) во взаимосвязи с фрактограммами (рисунок 6.15), показал, что с изменением силы при трении существенных

Таблица 6.1 – Параметры РСТ

№ режима (образца)	Сила при трении, кН	Частота вращения при трении, об/мин	Сила при проковке, кН	Осадка при трении, мм
1	100	600	220	7
2	145			

Таблица 6.2 – Ударная вязкость зоны сопряжения сварных соединений после отпуска при 550 °С

Тип сварного соединения	32Г2-40ХН2МА		32ХГМА-40ХН2МА	
$F_{тр}$, кН	100	145	100	145
KCV, Дж/см ²	11,2	14,7	19,3	53,5

изменений в микроструктуре и механизме разрушения отпущенных образцов не наблюдается.

БУГ в стали 32Г2 очерчивают зерна бейнитной структуры, имеющих извилистую морфологию ввиду процесса прерывистой динамической рекристаллизации (рисунок 6.14, а). С увеличением силы при трении морфология зерен в стали 32Г2 немного изменяется в сторону игольчатого строения. Также наблюдается измельчение зерен (рисунок 6.14, б). В стали 40ХН2МА, имеющей преимущественно мартенситную микроструктуру, наблюдаются блоки параллельных пластин, средней толщиной $1,3 \pm 0,2$ мкм, разориентированные относительно друг друга на 60 °. В микроструктуре, полученной при силе при трении 100 кН, в стали 40ХН2МА наблюдаются небольшие участки бейнитной микроструктуры и доля БУГ несколько ниже, чем в микроструктуре, полученной при $F_{тр} = 145$ кН.

При разрушении ударного образца с нанесенным концентратором в зоне сопряжения трещина встречает на своем пути различные типы микроструктуры – отпущенный мартенсит стали 40ХН2МА и бейнит стали 32Г2, формируя

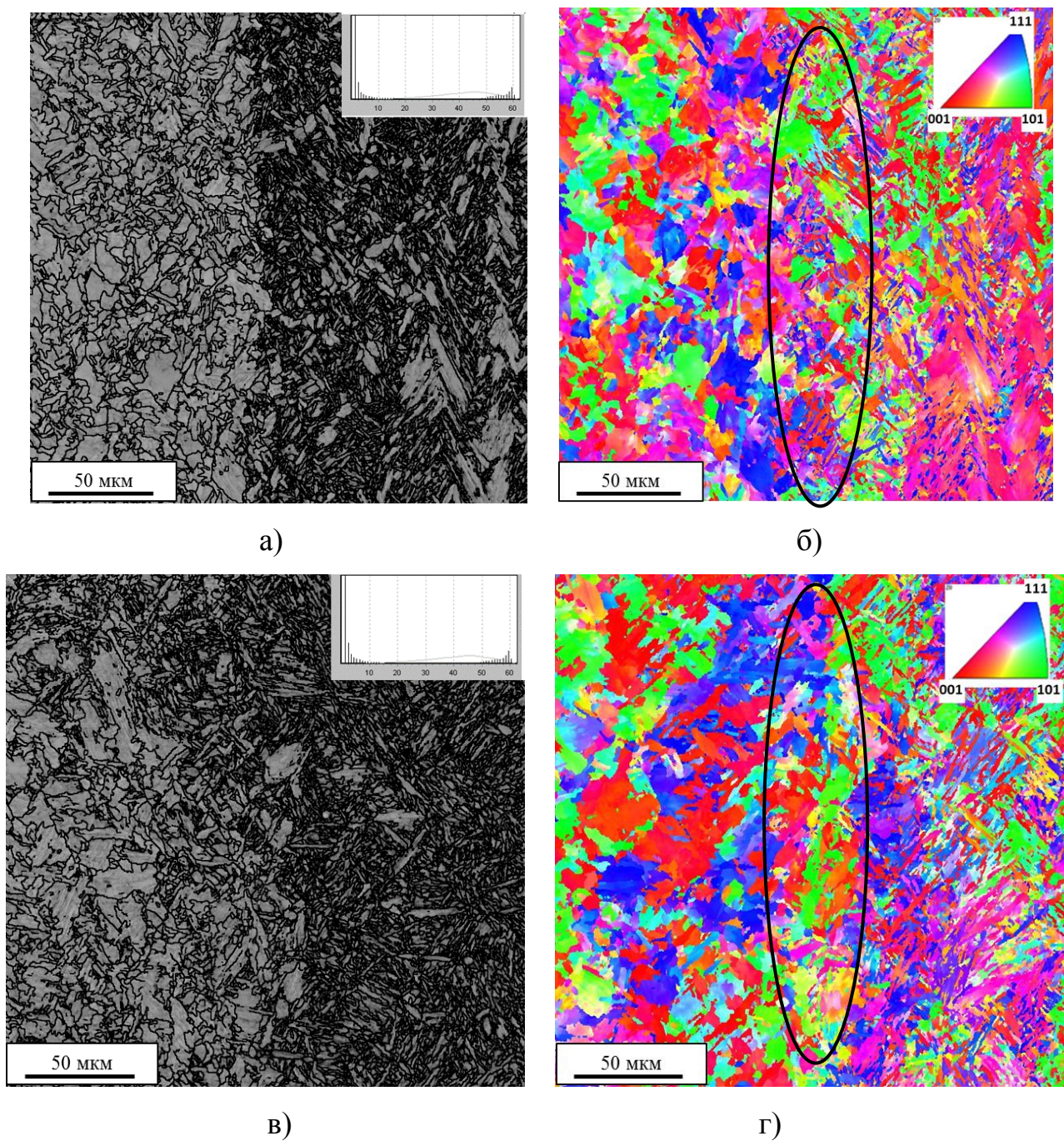
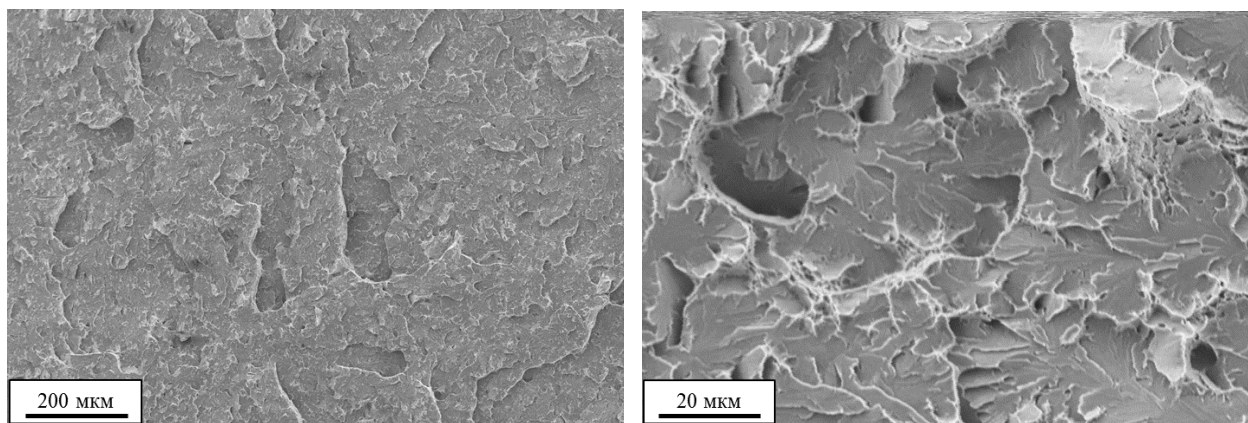
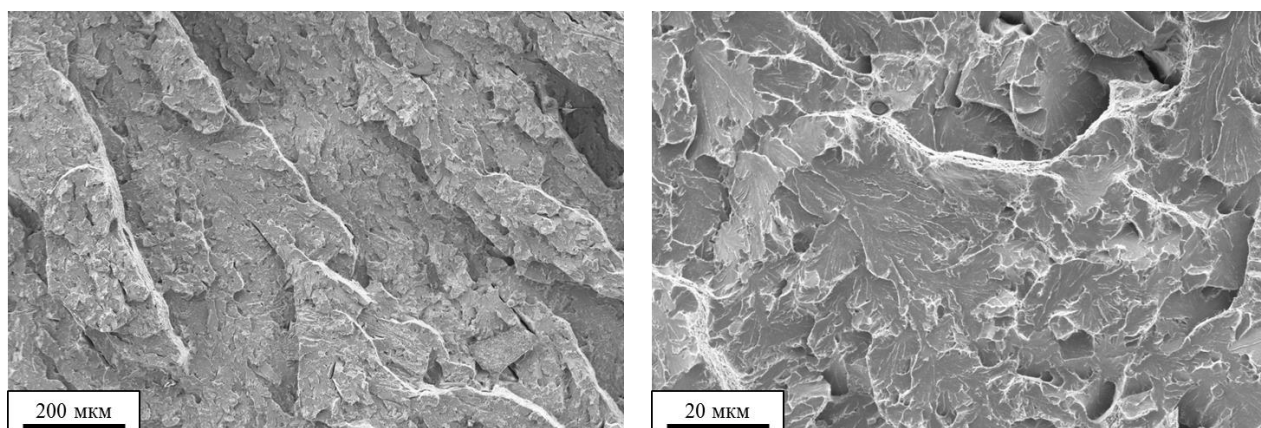


Рисунок 6.14 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА (слева сталь 32Г2): а, б) $F_{тр}=100$ кН; в, г) $F_{тр}=145$ кН; а, в) микроструктура с нанесением БУГ (15°); б, д) карта кристаллографических разориентировок в направлении X



а)



б)

Рисунок 6.15 – Фрактограммы зоны сопряжения сталей 32Г2-40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб, отпуск 550 °С, 1 час: а) $F_{тр}=100$ кН; б) $F_{тр}=145$ кН

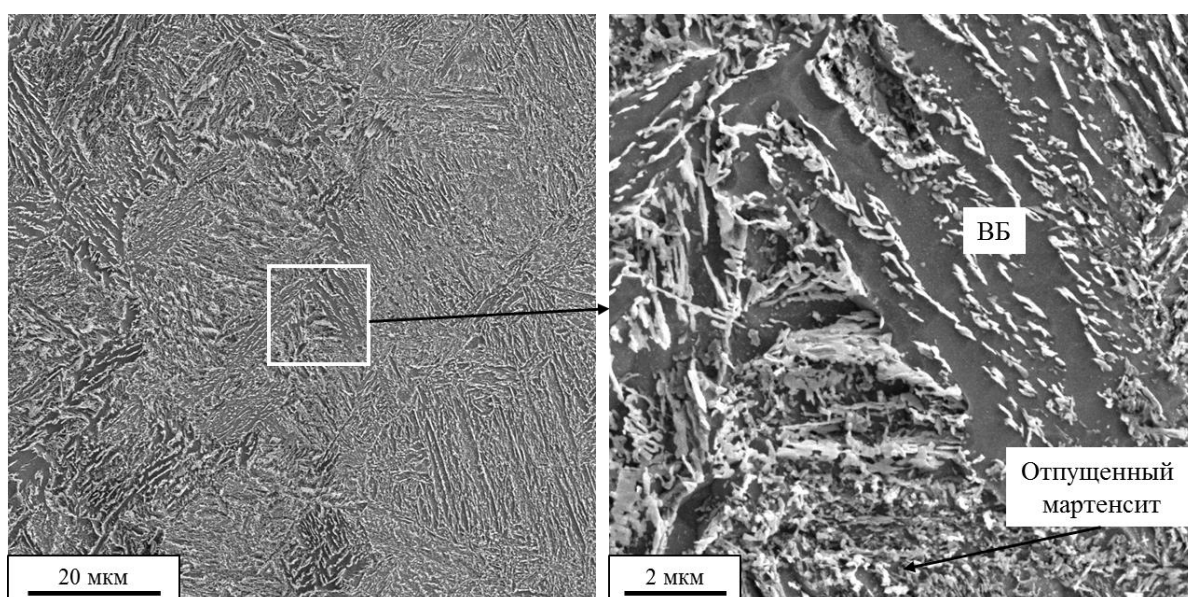


Рисунок 6.16 – Микроструктура зоны сопряжения сталей 32Г2-40ХН2МА (слева сталь 32Г2) после отпуска при 550 °С. $F_{тр}=145$ кН

неровную поверхность с выраженными перепадами высот (рисунок 6.15). Микрорельеф излома представлен преимущественно фасетками транскристаллитного квазискола со слабовыраженными гребнями отрыва в местах расположения БУГ. Сформированный микрорельеф демонстрирует разнотекстурность микроструктуры в зоне сопряжения, так как в изломе присутствуют как крупные фасетки, размером 10-15 мкм, так и отдельные мелкие на границах крупных, размером 1-3 мкм. Размеры фасеток соответствуют размерам зерен, наблюдаемых на картах EBSD (рисунок 6.14, а, в). При большей силе при трении доля мелких фасеток увеличивается, что, в свою очередь, соответствует увеличению доли мелких зерен, наблюдаемых на картах EBSD в зоне сопряжения (рисунок 6.15, б). Указанные изменения в микроструктуре повлекли за собой небольшое увеличение энергоемкости разрушения.

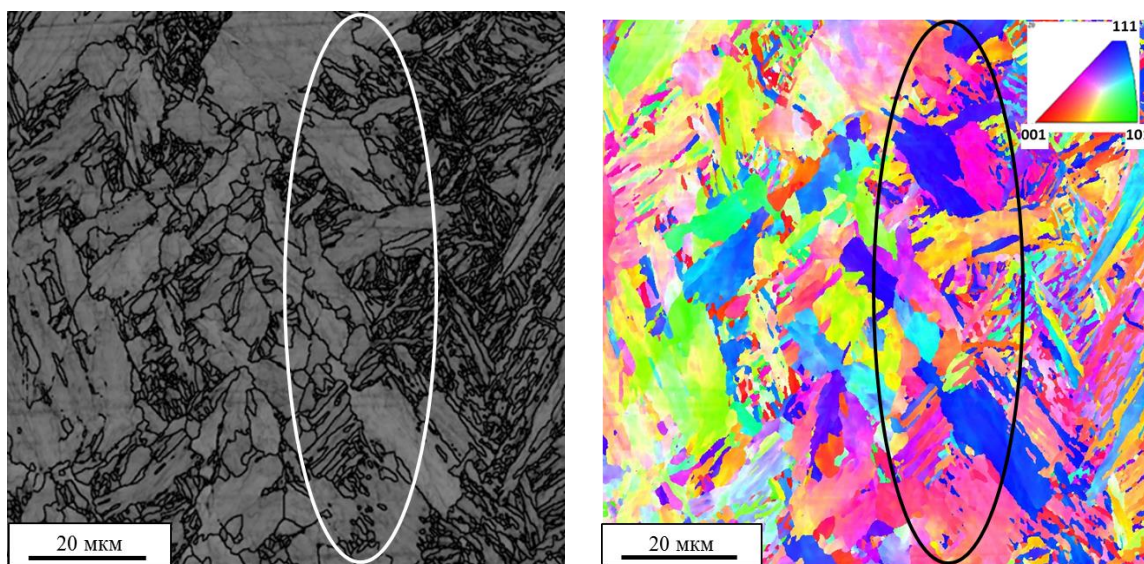
Исследования микроструктуры с помощью СЭМ показали, что внутри блоков верхнего бейнита карбидные частицы расположены между пластинами феррита (рисунок 6.16). Они имеют грубую и вытянутую форму. Такое расположение карбидов по границам является крайне неблагоприятным. Крупные частицы действуют как концентраторы напряжений, способствуя охрупчиванию материала [253, 254]. Именно этим объясняется пониженная ударная вязкость в зоне сопряжения сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА.

В отличие от сварного соединения сталей 32Г2-40ХН2МА граница сопряжения сталей 32ХГМА-40ХН2МА менее выражена (рисунки 6.17, 6.18), что обусловлено более близким механизмом распада переохлажденного аустенита в сопрягаемых сталях. Образованная микроструктура преимущественно игольчатого строения, что указывает на то, что превращение аустенита происходило в низкотемпературной области. Размер бывшего аустенитного зерна достигает 40 мкм. При этом внутренняя структура зерен аустенита сильно фрагментирована и состоит из отдельных участков кристаллитов, вытянутых в одном направлении. При изменении силы при трении наблюдается различие в кинетике превращения деформированного аустенита

ввиду различия в морфологии фазовых составляющих образованной микроструктуры. В микроструктуре образца, полученного при меньшей силе при трении, в пределах одного зерна аустенита произошло образование микроструктуры верхнего бейнита с грубыми карбидными частицами и мартенсита (рисунок 6.17). Мартенситные участки отличаются игольчатым строением и сильной разориентацией кристаллитов. Очевидно, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в них происходило на завершающем этапе в областях, обогащенных углеродом. Образование верхнего бейнита наблюдается преимущественно со стороны стали 32ХГМА. Морфологически в микроструктуре можно выделить два типа верхнего бейнита, отличающегося особенностями строения карбидной фазы. В одном случае она имеет вытянутую пластинчатую форму и непрерывно располагается на границах реек феррита. В другом – карбидная фаза сосредоточена внутри зерен бейнитного феррита с размером частиц 0,1-0,2 мкм. Очевидно, что в первом случае бейнит имеет более грубое строение и образован при более высоких температурах превращения.

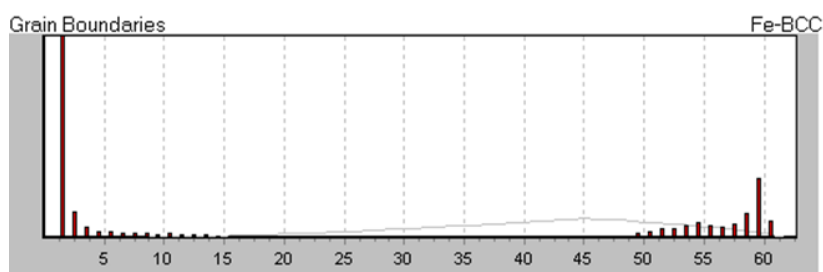
В образце, полученном при большем усилии при трении, в микроструктуре зоны сопряжения присутствуют только две морфологические составляющие α -фазы – пластинчатый бейнит и реечный мартенсит. Сгруппированные в пакеты вытянутые кристаллы реечного бейнита размером 5-15 мкм, возникшие в нижнем температурном интервале $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения морфологически близки к мартенситу. Микроструктура со стороны обеих сталей идентична.

Исследование с помощью EBSD анализа позволило установить, что образование бейнитной микроструктуры при низких значениях усилия при трении привело к снижению доли большеугловых границ (рисунок 6.17, в). Внутри зерен бейнитного феррита наблюдается развитая субструктура сетчатого строения, образованная малоугловыми границами. В то время как реечной морфологии микроструктуры α -фазы, образованной при более высоких значениях силы при трении, свойственна более высокая плотность большеугловых границ, находящихся в углах разориентации от 49 до 60° (рисунок 6.18, в) [250].

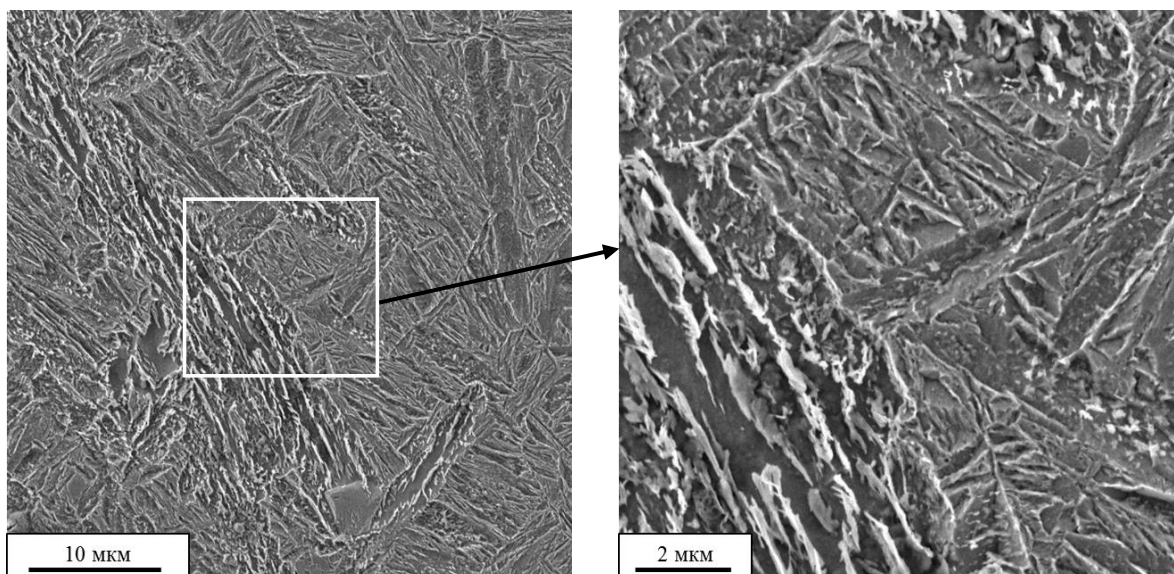


а)

б)



в)



г)

Рисунок 6.17 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА. $F_{тр}=100$ кН : а) микроструктура с нанесением БУГ (15°); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X; в) спектры межкристаллитных границ; г) СЭМ-изображение [250]

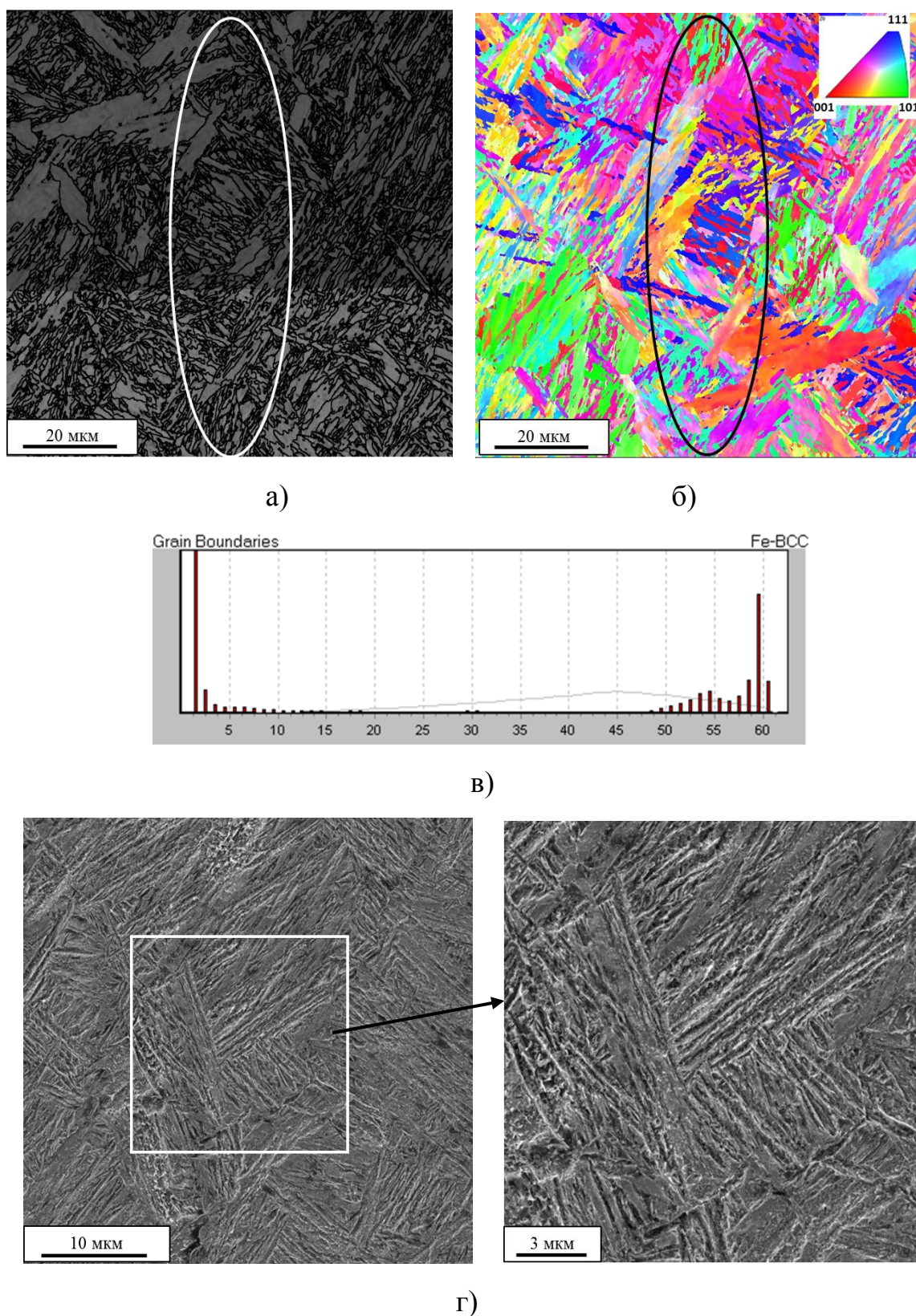


Рисунок 6.18 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА-40ХН2МА. $F_{\text{тр}}=145$ кН : а) микроструктура с нанесением БУГ (15°); б) карта кристаллографических разориентировок в направлении X; в) спектры межкристаллитных границ; г) СЭМ-изображение [250]

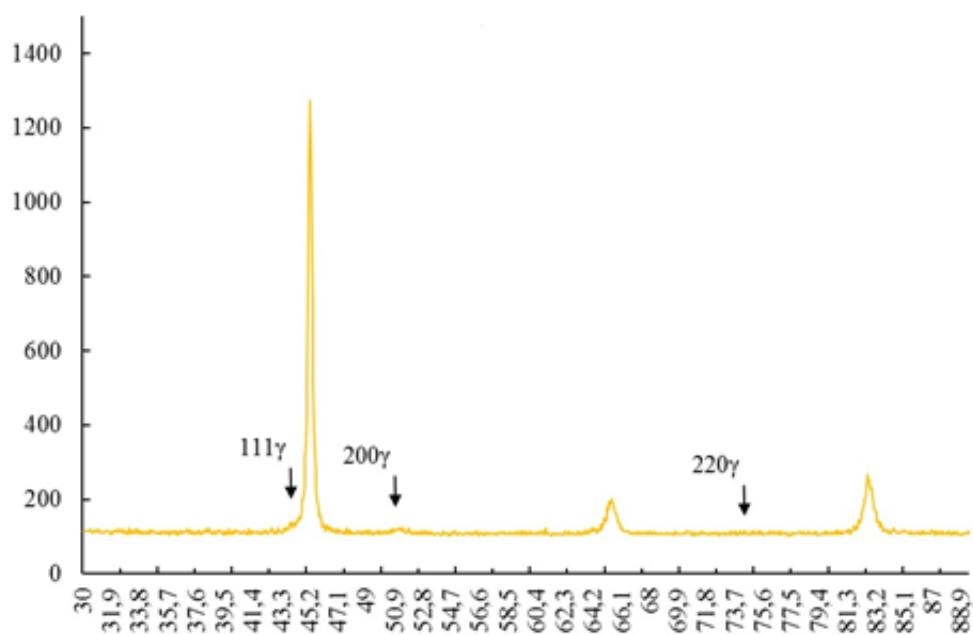
Методом рентгеноструктурного анализа определена доля остаточного аустенита в зоне сопряжения сталей (рисунок 6.19). Установлено, что остаточный аустенит в количестве 2-3 % обнаружен в образце, сваренного при большей силе при трении. В образце, полученного при меньшей силе при трении, доля остаточного аустенита составляет менее 1 %.

Послесварочный отпуск привел к развитию диффузионных процессов с дополнительным образованием карбидных фаз как внутри, так и по границам исходной α -фазы. В структуре верхнего бейнита наблюдается разбиение и частичная коагуляция длинных цементитных пластин (рисунок 6.20, а). В участках мартенситной микроструктуры произошло выделение мелкодисперсных карбидных частиц. Таким образом, структура данного образца после отпуска характеризуется сочетанием участков грубой бейнитной структуры с крупными карбидами и участков более однородного дисперсного строения.

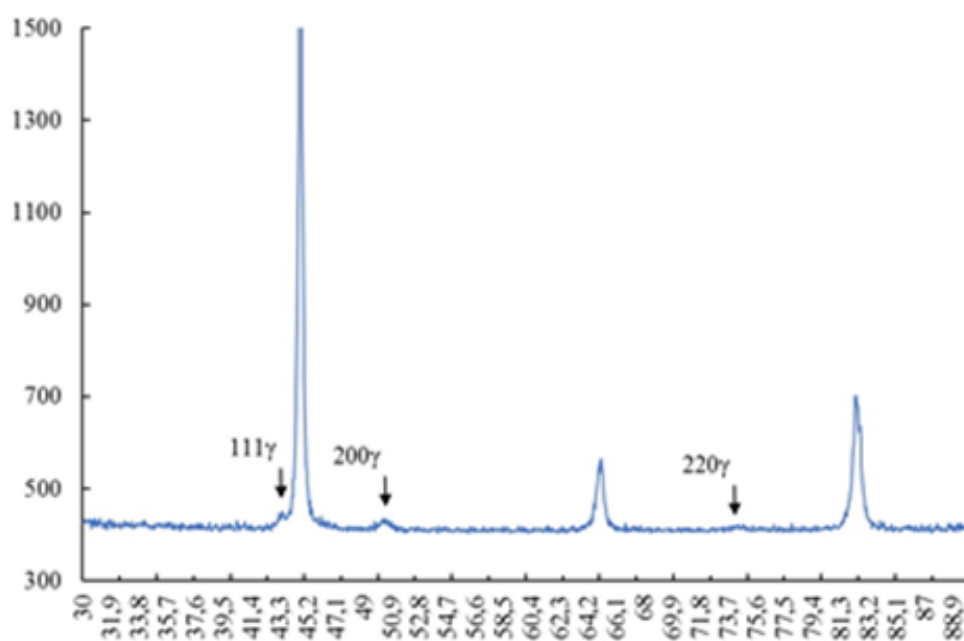
В микроструктуре зоны сопряжения отпущенного образца, полученного при большем усилии нагрева, участки грубого строения отсутствуют (рисунок 6.20, б). В бейнитной структуре в кристаллах альфа-фазы наблюдается развитое субзеренное строение. Микроструктура однородная. Карбидные частицы расположены как по границам исходной α -фазы, так и внутри кристаллитов.

Анализ фрактограмм ударных образцов после отпуска показал, что поверхность разрушения образца, полученного при силе трения 100 кН, характеризуется перепадами высот, связанными с распространением трещины в различных кристаллографических плоскостях крупных зерен аустенита. В процессе разрушения сформировались фасетки транскристаллитного квазискола с выраженными гребнями отрыва в местах расположения БУГ (рисунок 6.21, а). Вторичных трещин не обнаружено.

Образец, характеризующийся наиболее высокими значениями ударной вязкости, имеет вязкий излом со следами макропластической деформации в виде образования губ среза (рисунок 6.21, б). Морфология излома полностью представлена ямками вязкого разрушения. На фоне мелкоямочного

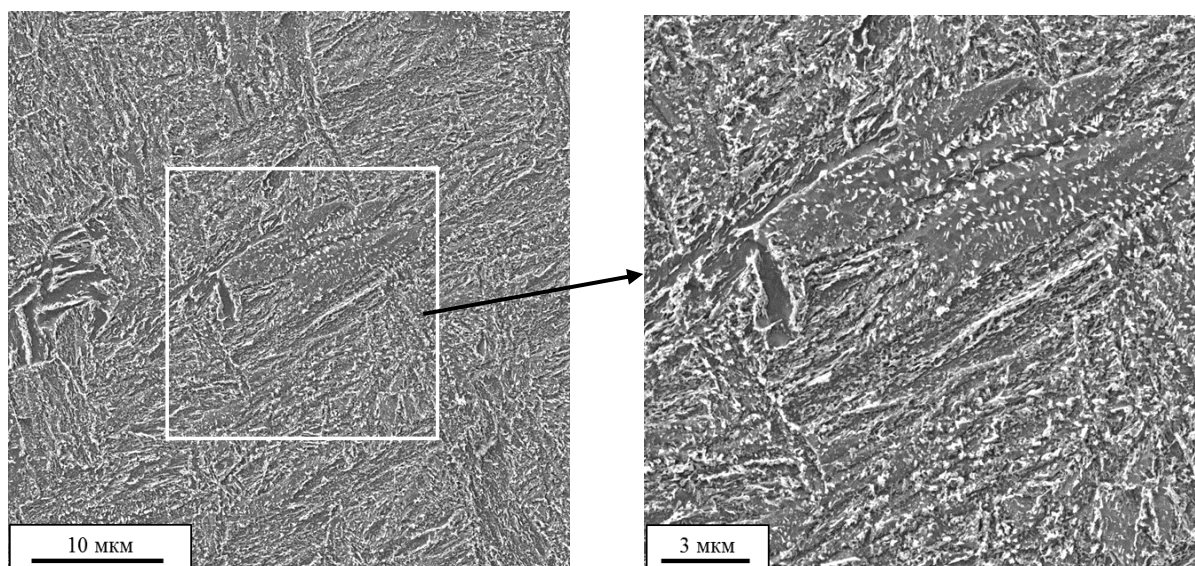


а)

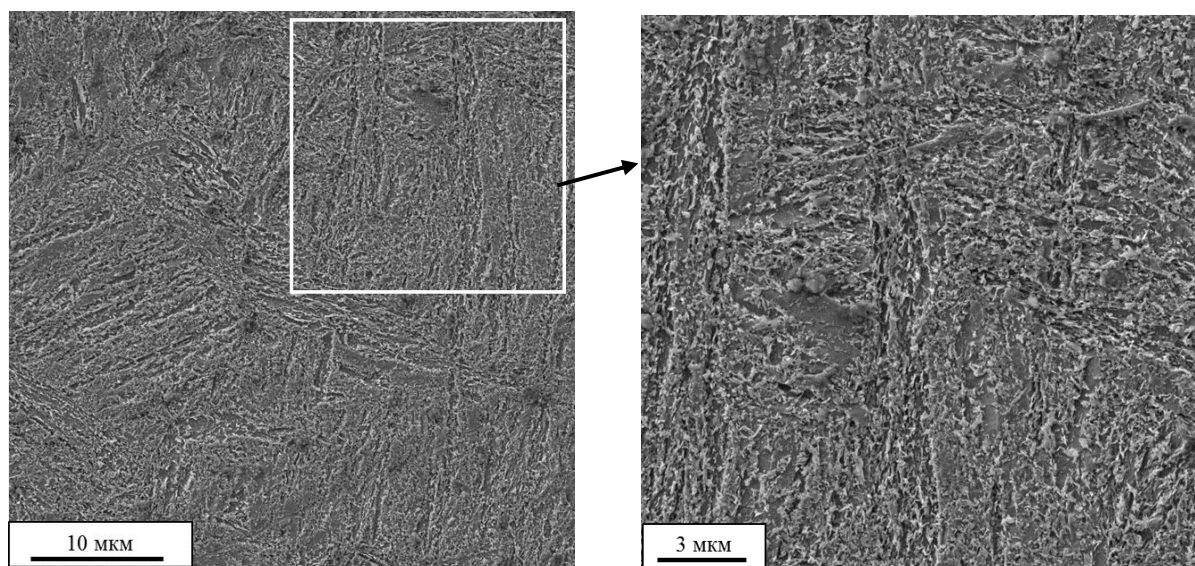


б)

Рисунок 6.19 – Дифрактограммы в зоне сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА: а) $F_H = 100$ кН; б) $F_H = 145$ кН



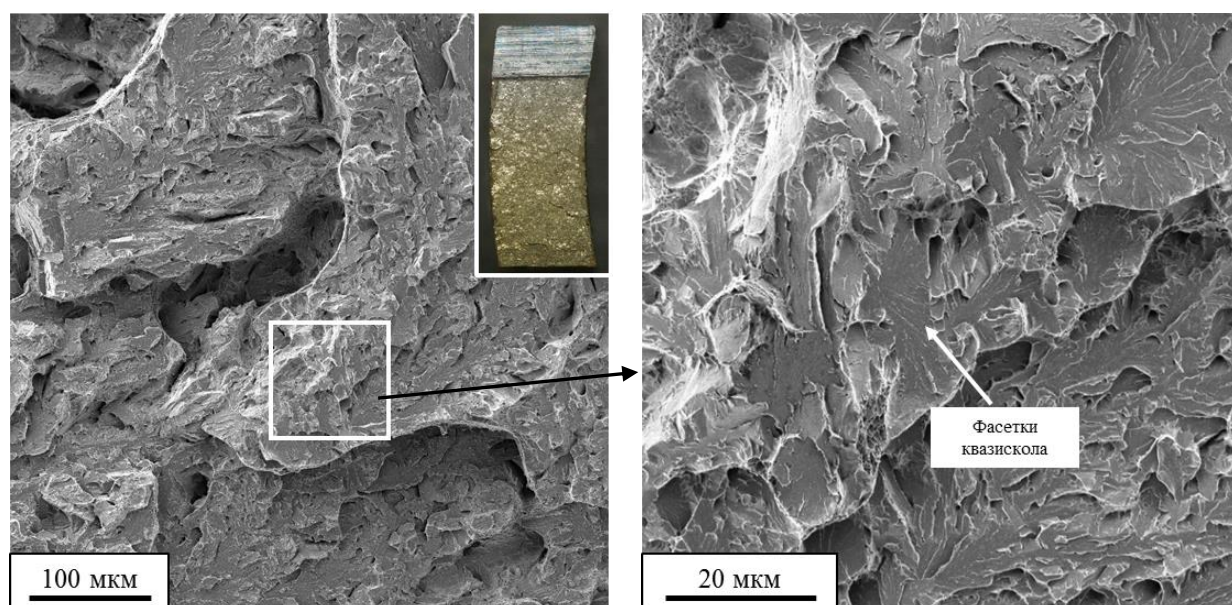
а)



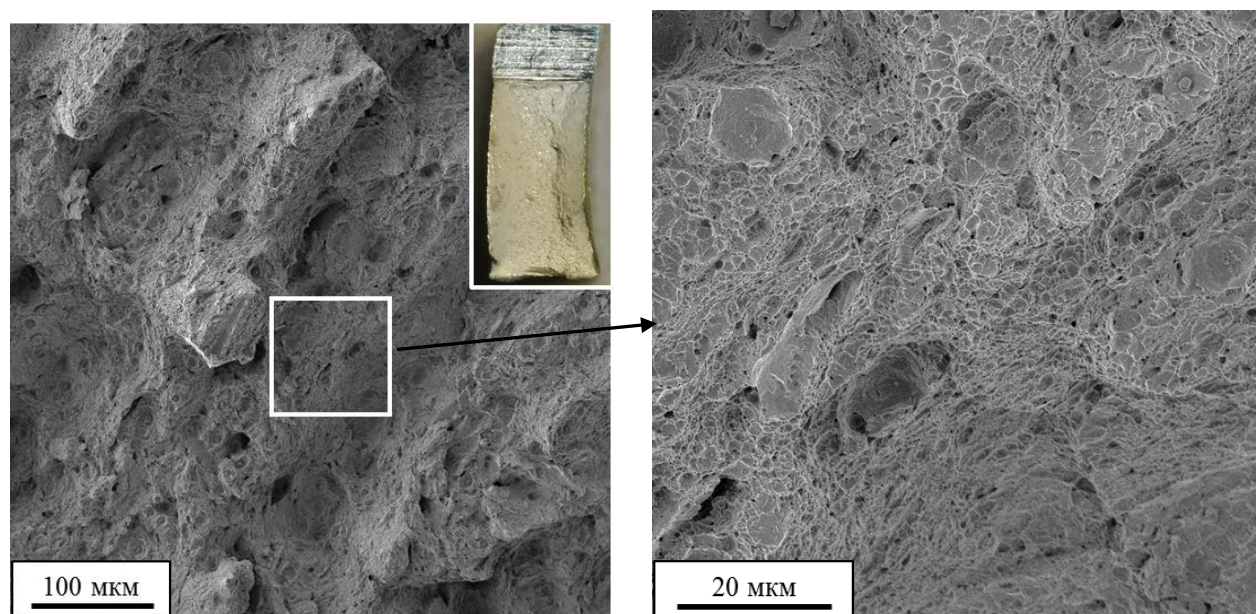
б)

Рисунок 6.20 – Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после отпуска при 550 °С в течение 1 часа:

а) $F_{тр}=100$ кН; б) $F_{тр}=145$ кН [250]



а)



б)

Рисунок 6.21 – Фрактограммы зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб. Отпуск 550 °С, 1 час:

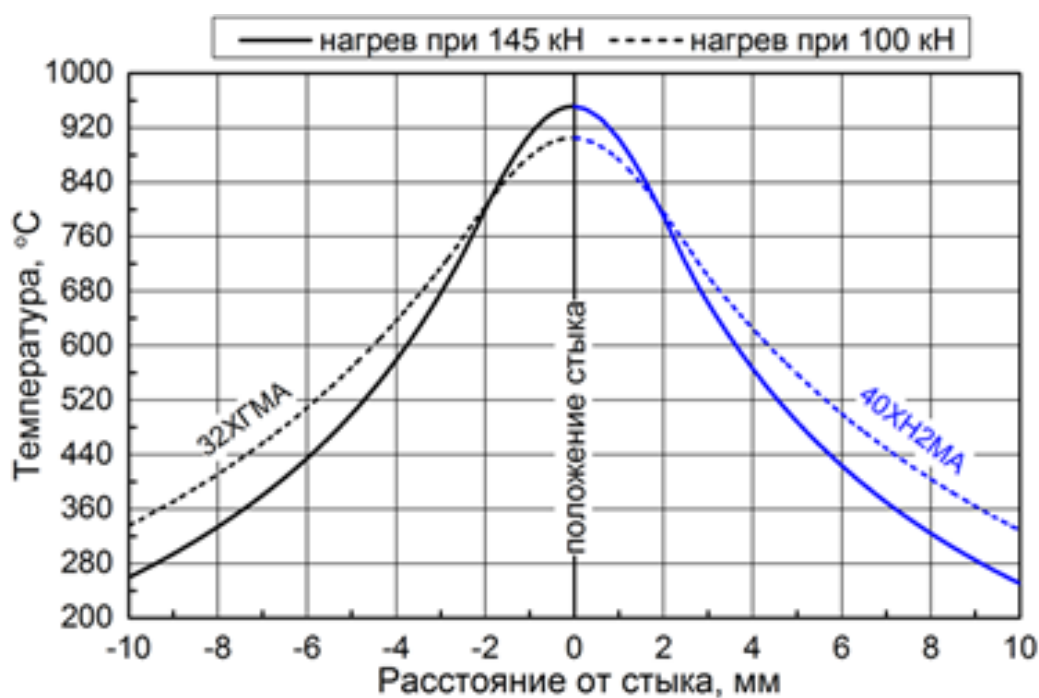
а) $F_{тр}=100$ кН; б) $F_{тр}=145$ кН [250]

микрорельефа наблюдаются отдельные крупные ямки, очагами зарождения которых являются крупные частицы.

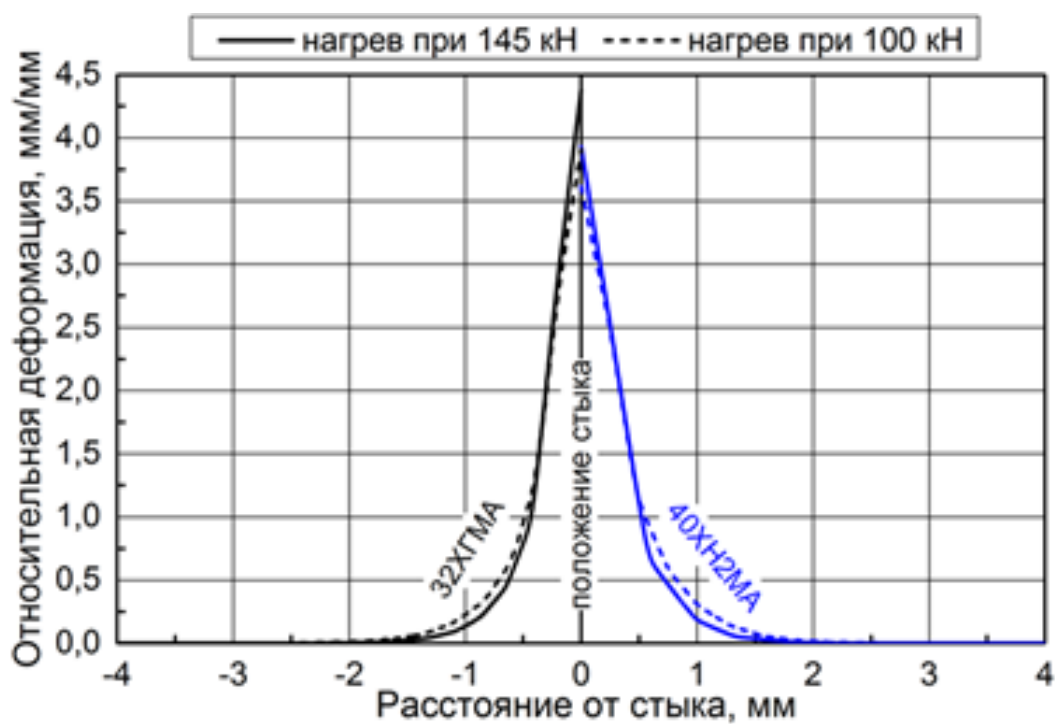
Таким образом, изменение термдеформационных условий в процессе сварки существенно повлияло на кинетику превращения аустенита в зоне сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА-40ХН2МА. На рисунке 6.22 показаны графики, иллюстрирующие распределение температуры и степени деформации для данной пары сталей в момент стабилизации осадки при различных значениях силы при трении. Полученные данные показали, что при силе нагрева 145 кН в зоне сопряжения сталей температура составляет около 950 °С, в то время как при силе нагрева 100 кН – около 900 °С. Также при силе нагрева 145 кН в зоне сопряжения наблюдается более высокая степень деформации стали 32ХГМА. Таким образом, изменение температурно-деформированного состояния с увеличением силы при трении заготовок привели к повышению температуры начала мартенситного превращения и подавлению образования грубоигольчатого бейнита в верхнем температурном интервале превращения, вызывающего хрупкость микроструктуры. С увеличением силовых параметров сварки произошло увеличение вязкопластических свойств границы сопряжения сталей 32ХГМА-40ХН2МА в высокоотпущенном состоянии сварных соединений, что связано с образованием более однородной мелкодисперсной микроструктуры отпущенного мартенсита и нижнего бейнита.

6.3 Структурные аспекты ударной вязкости сварных соединений

Известно, что ключевыми факторами, влияющими на сопротивление хрупкому разрушению, являются морфология карбидных фаз, поведение остаточного аустенита, а также размер субзерен и состояние границ зерен [249, 252, 255].



а)



б)

Рисунок 6.22 – Распределение температуры (а) и относительной деформации (б) в сварных соединениях сталей 32ХГМА-40ХН2МА при различных значениях силы на этапе трения (нагрева) заготовок

Исследования показали, что превращение аустенита в сопрягаемых сталях на завершающем этапе сварки формирует различный набор структурных составляющих вблизи зоны сопряжения в зависимости от химического состава сталей и термодетформационных условий, зависящих от режимов сварки. Основными структурными составляющими в зоне сопряжения среднеуглеродистых легированных сталей являются мартенсит и продукты промежуточного превращения, отличающиеся не только расположением частиц цементита и их взаимной ориентацией, но и размерами самих пластин (реек). Частицы цементита в верхнем бейните расположены длинными цепочками между рейками и являются концентраторами напряжений, в то время как частицы цементита в нижнем бейните более дисперсны и выпадают в теле пластин. При отпуске выделившиеся в процессе непрерывного превращения грубые карбиды в верхнем бейните существенных изменений не претерпевают, что отрицательно сказывается на ударной вязкости. В участках нижнего бейнита и мартенсита происходит выделение мелкодисперсных карбидов в теле пластин. Такое дисперсное внутрипластинчатое выделение карбидов создает менее опасную картину напряжений. Это обеспечивает нижнему бейниту и отпущенному мартенситу более высокую вязкость. Полученные результаты согласуются с результатами исследований структурных аспектов ударной вязкости среднеуглеродистых сталей, представленных в работах [256-258].

Немаловажное влияние оказывает доля БУГ границ в формируемой структуре. В результате проведенных исследований установлено, что БУГ являются эффективным препятствием для распространения хрупкой трещины скола. Извилистый путь трещины на фрактограмме, множественные ответвления и наличие вязких ямок определяется высокой плотностью БУГ, выявленной на EBSD-карте. Подобные выводы также были сделаны авторами [259-261] при исследовании взаимосвязей микроструктуры и склонности к хрупкому разрушению среднеуглеродистых сталей.

Исследования ударной вязкости сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей в различных комбинациях также показали, что

формирование микроструктуры верхнего бейнита в зоне сопряжения хотя бы в одной из сопрягаемых сталей охрупчивает соединение. Для соединения ряда легированных сталей (систем легирования Cr-Mn-Mo, Cr-Mo-V, Cr-Ni-Mo) изменяя режимы сварки можно управлять превращениями и целенаправленно формировать желаемый тип карбидной морфологии для достижения оптимального комплекса свойств. Для сталей с более низкой устойчивостью переохлажденного аустенита, таких как 32Г2, изменение параметров сварки не дает существенного эффекта, поэтому ударная вязкость сварных соединений с участием стали 32Г2 всегда находится на низком уровне.

Полученные результаты открывают возможности получения соединений высокой вязкости из легированных сталей, формируя желаемую микроструктуру непосредственно в процессе РСТ. В этом случае для повышения вязкости сварного соединения достаточно проведения послесварочного отпуска, минуя дополнительную полную термическую обработку, включающую перекристаллизацию зоны сварного шва и последующий отпуск, что значительно снижает себестоимость изготовления высокопрочных бурильных труб.

6.4 Выводы по разделу 6

1. Выявлены структурные факторы, определяющие сопротивление хрупкому разрушению зоны сопряжения сварных соединений. Установлено, что высокие значения ударной вязкости обеспечивает микроструктура нижнего бейнита и (или) мартенсита с внутрипластинчатыми дисперсными выделениями карбидной фазы (цементита) при последующем отпуске. Наличие верхнего бейнита с грубыми частицами цементита в виде цепочек приводит к низким значениям ударной вязкости.

2. Экспериментально подтверждено, что большеугловые границы являются эффективными барьерами для распространения хрупкой трещины.

Высокая плотность большеугловых границ заставляет трещину менять направление, увеличивая энергозатраты на ее распространение, что проявляется на фрактограммах вязкими ямками и фасетками квазискола, содержащих гребни отрыва.

3. Возможность управления карбидной морфологией при сварке определяется устойчивостью переохлажденного аустенита. Для сталей с мартенситным превращением изменение режимов сварки эффективно и позволяет формировать желаемую структуру. Для сталей с бейнитным превращением варьирование параметров сварки не влияет на морфологию карбидов, вследствие чего ударная вязкость соединений остается низкой при любых режимах.

4. Результаты исследований открывают возможность получения сварных соединений с высокой ударной вязкостью непосредственно в процессе ротационной сварки трением за счет формирования требуемой микроструктуры. Это позволяет ограничиться только послесварочным отпуском, исключив полную термическую обработку (перекристаллизацию и отпуск), что увеличивает производительность изготовления высокопрочных бурильных труб.

7 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ ПРИ ПРОМЫШЛЕННОМ ПРОИЗВОДСТВЕ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ

Данный раздел 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 объемах реализации, рассмотрены аспекты экономической эффективности их производства.

7.1 Постановка на производство и опыт эксплуатации бурильных труб без высаженной части в зоне сварного шва

7.1.1 Трубы бурильные стальные универсальные (ТБСУ) и трубы бурильные стальные нестандартные (ТБСН)

Результаты исследований микроструктуры и механических свойств сварных соединений явились основополагающими при проектировании высокопрочных конструкций бурильных труб на предприятии АО «Завод бурового оборудования», выборе материалов и технологии их изготовления.

Опытные партии труб без высадки группы прочности Л из стали 32Г2 представляли собой бурильные трубы ТБСУ 63,5×4,5 У 4700 Л для геологоразведки и ТБСН 63,5-80×8×9450 3-65 Л для капитального ремонта нефтегазовых скважин. В результате опытно-промышленных (приемочных) испытаний в компании АО «Волковгеология» колонной бурильных труб ТБСУ было пробурено 4800 пог. м в породах VI-IX категории буримости по ОСТ 41-89-74 и скважин, глубиной до 1000 м. При разбурке ствола скважины и

расширении рудного интервала обрывы бурового снаряда не зафиксированы. Отбраковка производилась по причине естественного износа, что доказывает высокую надёжность и приемлемые эксплуатационные характеристики бурильных труб. Внешний вид бурильных труб ТБСУ 63,5×4,5 У 4700 Л после опытно-промышленных испытаний представлен на рисунке 7.1.

При приемочных испытаниях бурильными трубами ТБСН успешно выполнено более 15 операций по капитальному ремонту скважин, включая разбуривание оснасток хвостовиков, мостовых пробок, цементных стаканов, а также забурку боковых стволов.

На основании положительных опытно-промышленных испытаний был разработан полный комплект конструкторской документации, включающий технические условия, руководство по эксплуатации.

В ТУ 3668-002-01423045-2008 [35] на трубы ТБСУ и ТУ 3668-016-01423045-2014 [262] на трубы ТБСН внесены изменения в части расширения группы прочности применяемых заготовок до группы Л, установлены требования к прочности зоны сварного шва.

Бурильные трубы ТБСУ предназначены для бурения геологоразведочных скважин на твердые полезные ископаемые (алмазы, золото, руды, уголь, нерудные материалы). Это основной инструмент для передачи вращения и осевой нагрузки на породоразрушающий инструмент (коронку, расширитель) при колонковом бурении.

Трубы бурильные стальные нестандартные (ТБСН) имеют более широкое назначение и предназначены для бурения скважин при поиске и разведке на твердые полезные ископаемые и воду, инженерно-геологических изысканиях, строительстве, а также при разбуривании цементных стволов при капитальном ремонте нефтегазодобывающих скважин при отсутствии воздействия коррозионно-активных сред (растворов кислот, сероводорода). Применение более прочной заготовки группы прочности Л в обоих видах труб позволяет повысить глубину бурения и снизить металлоемкость колонны при снижении толщины стенки трубы.

При разработке технологического процесса изготовления труб данной номенклатуры на основе данных оптимизации параметров сварки (раздел 4) установлены режимы сварки для других типоразмеров труб из стали 32Г2 группы Л, используемой в качестве тела трубы, и замковой части из сталей 40ХН и 40ХН2МА. Введен контроль параметров механических свойств на плоских образцах в соответствии с ГОСТ 6996. Обязательным требованием при контроле является разрушение при растяжении сварных соединений вне зоны воздействия сварки со стороны стали 32Г2. Введен контроль микроструктуры и твердости зоны сварного шва, регламентирующий отсутствие дефектов сварки. В стали 32Г2 допускается локальное разупрочнение общей протяженностью, не превышающей 0,5 мм.

При соблюдении всех требований по эксплуатации трубы ТБСУ и ТБСН группы прочности Л обеспечивают безаварийность, надежность и высокое качество буровых работ, что отмечено в соответствующих отзывах (см. Приложение).

Также в процессе эксплуатации было показано, что при внештатных ситуациях, резьбовая часть является наиболее слабым местом в колонне (рисунок 7.2).

7.1.2 Технологические нефтепромысловые трубы (ТНТ)

Опытные партии бурильных труб без высаженной части группы прочности М в соответствии с ГОСТ 32696-2014 или G-105 по API 5DP из стали 32ХГМА представляли собой технологические нефтепромысловые трубы (ТНТ), предназначенные для капитального ремонта нефтяных и газовых скважин. При эксплуатации опытной партии была произведен капитальный ремонт скважин на объектах месторождений ООО «Лукойл-Западная Сибирь», что подтверждено актом приемочных испытаний (см. Приложение).



Рисунок 7.1 – Бурильные трубы ТБСУ Ø63,5×4,5 группы прочности Л



Рисунок 7.2 – Усталостное разрушение бурильной трубы ТБСУ Ø63,5×4,5 группы прочности Л после бурения в экстремальных условиях

На основании положительных приемочных испытаний разработаны технические условия на трубы нефтепромысловые технологические с приваренными замковыми соединениями ТУ 3666-017-01423045-2014 [263]. Основное назначение таких труб – проведение внутрискважинных работ: восстановление работоспособности скважины, ремонт обсадных колонн, воздействие на призабойную зону и прилегающие участки пластов. Кроме того, трубы ТНТ используются в комплекте с промывочным оборудованием для извлечения жидкости и газа из скважин, а также для нагнетания жидкости или сжатого воздуха (газа). Данные трубы могут быть использованы взамен насосно-компрессорных и традиционных бурильных труб с высадкой при отсутствии воздействия коррозионно-активных сред (растворов кислот, сероводорода).

Основными потребителями труб данной номенклатуры являются как небольшие компании, так и с 2024 г. крупные компании, такие как ПАО «Сургутнефтегаз», ООО «Экотон», ООО «РН Сервис».

При разработке технологического процесса изготовления труб ТНТ на основе данных оптимизации параметров сварки (раздел 4) установлены режимы сварки других типоразмеров труб из стали 32ХГМА, используемой в качестве тела трубы и 40ХН2МА, применяемой для замковой детали. Назначена послесварочная термическая обработка в виде отпуска, проводимого при индукционном нагреве, при температуре 550 °С в течение 0,5-1 минуты в зависимости от толщины стенки трубы. Контроль сварного соединения включает в себя испытания на растяжение на плоских образцах в соответствии с ГОСТ 6996 и испытания на ударную вязкость в соответствии с ГОСТ 9454, при комнатной температуре. Оцениваются механические свойства и характер разрушения образцов. Контроль микроструктуры и микротвердости позволяет оценить качество сварки и послесварочной термической обработки, а также наличие разупрочнения по отношению к основному металлу стали 32ХГМА. Протяженность зоны разупрочнения по отношению к основному металлу должна быть не более 0,2 мм.

Главными конкурентными преимуществами разработанных труб являются пониженная металлоемкость колонны и возможность осуществлять ремонтные работы в самых сложных условиях, например в скважинах с искривлением, в скважинах законсервированных.

7.1.3 Бурильные трубы линейки Wireline облегченной конструкции

Результаты исследований сварных соединений из сталей 30ХГСА и 40ХМФА явились основополагающими при проектировании облегченных конструкций бурильных труб для бурения снарядами со съемным керноприемником (линейка Wireline). На основании положительных испытаний опытной партии (см. приложение) внесены изменения в ТУ 3668-003-01423045-2009 [42] в плане расширения линейки труб.

Трубы линейки Wireline предназначены для высокоскоростного алмазного бурения глубоких геологоразведочных скважин с извлечением керна без подъема колонны, что позволяет значительно повысить производительность бурения. В случае применения облегченных бурильных труб глубина скважины может превышать на 12-30 % базовую.

При разработке технологического процесса изготовления предусмотрен индукционный отпуск зоны сварного шва при температуре 400 °С в течение 1 мин. Контроль зоны сварного шва включает механические испытания на растяжение, контроль микроструктуры и микротвердости. Протяженность зоны разупрочнения по отношению к основному металлу должна быть не более 0,2 мм.

Высокая надежность линейки облегченных бурильных труб линейки Wireline, которые серийно производятся с 2022 года, подтверждена опытом и положительными отзывами потребителей, которые представлены в приложении.

7.2 Оценка экономической эффективности производства бурильных труб без высадки на производственной площадке АО «Завод бурового оборудования»

В таблицу сведены данные по объему продаж бурильных труб различной номенклатуры в период с 2022 по 2025 гг.

Таблица 7.1 – Количество бурильных труб без высадки (шт.), произведенных в период с 2022 по 2025 гг.

Номенклатура	Год изготовления				Итого, шт.
	2022	2023	2024	2025	
ТБСУ гр. пр. Л	135	2413	-	306	2854
ТБСН гр. пр. Л	10826	13679	20854	24402	69761
ТНТ гр. пр. Л	284	4540	2616	2848	10288
ТНТ гр. пр. М (G)	-	-	369	1172	1541
WLN(H,P)-L	1437	-	304	1046	2787

Общее количество реализованных труб без высадки за рассматриваемый период составляет 87199 шт., на общую сумму выручки предприятия 2959,3 млн. руб.

Основная экономия при производстве труб без высадки заключается в более низкой себестоимости исходной заготовки, применяемой в качестве тела трубы, а также в сокращении производственного цикла за счет уменьшения длительности термической обработки зоны сварного шва и в снижении затрат на электроэнергию.

Акт внедрения в производство представлен в приложении.

7.3 Выводы по разделу 7

1. Разработаны и серийно выпускаются три типа высокопрочных бурильных труб без высадки в зоне сварного шва: геологоразведочные ТБСУ, технологические ТБСН и ТНТ (группы прочности Л и М), а также облегчённые трубы линейки Wireline для высокоскоростного алмазного бурения. Технология производства базируется на оптимизированных режимах ротационной сварки трением и послесварочного отпуска.

2. Опытно-промышленные испытания подтвердили высокую работоспособность и надёжность труб без высадки. По результатам приемочных испытаний разработана и утверждена конструкторская документация. В технические условия внесены изменения, регламентирующие расширение групп прочности трубных заготовок (до групп Л и М) и требования к прочности сварного шва.

3. 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.

4. Эксплуатация труб без высадки показала, что резьбовая часть остается наиболее слабым звеном колонны при внештатных ситуациях. При соблюдении всех эксплуатационных требований трубы обеспечивают безаварийность, высокую надежность и качество буровых работ.

5. Экономический эффект подтверждён серийным выпуском. В период 2022–2025 гг. произведено 87 199 шт. труб, а выручка составила 2959,3 млн руб. Экономия достигнута за счёт снижения себестоимости заготовки, сокращения цикла термообработки и уменьшения энергозатрат.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ результатов, полученных при проведении теоретических и экспериментальных исследований, позволяет сделать следующие выводы.

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 α и γ 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 реечным 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(Н,Р)-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 СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- РСТ – ротационная сварка трением
- ЗВС – зона воздействия сварки
- ТБСУ – трубы бурильные стальные универсальные
- ТБСН – трубы бурильные стальные нестандартные
- КРС – капитальный ремонт скважин
- ЗТМВ – зона термомеханического влияния
- ЗТВ – зона термического влияния
- ОМ – основной металл
- СЭМ – сканирующая электронная микроскопия
- ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия
- EBSD - Electron Back-Scattering Diffraction (автоматический анализ картин дифракции обратно-рассеянных электронов)
- М – мартенсит
- НБ – нижний бейнит
- ВБ – верхний бейнит
- ОС – основной металл
- РФ – рекристаллизованный феррит
- К – карбиды
- ПФ – полигонизованный феррит
- Ф – феррит
- БМ – базовый металл
- БУГ – большеугловые границы
- МУГ – малоугловые границы
- ППФ – прямые полюсные фигуры
- ФРО – функции распределения ориентировок
- К-З – Курдюмов-Закс
- Н-В – Нишияма-Вассерман
- КЦИ – корреляция цифровых изображений

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Maalekian M. Friction welding – critical assessment of literature // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2007. – Vol. 12. – P. 738–759.
2. Spindler D. What industry needs to know about friction welding // *Welding Journal*. – 1994. – Vol. 73, № 3. – P. 37–42. – Текст : непосредственный.
3. Виль В. И. Сварка металлов трением. – Москва : Машиностроение, 1970. – 176 с.
4. Shete N. A review, paper on rotary friction welding / N. Shete, S. U. Deokar // *International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering (ICIIME)*. – 2017. – Vol. 5. – P. 1557–1560.
5. Li W. Y. Linear and rotary friction welding review / W. Y. Li, A. Vairis, M. Preuss, T. J. Ma // *International Materials Reviews*. – 2016. – Vol. 61. – P. 71–100.
6. Guo J. Solid state welding processes in manufacturing / J. Guo ; под ред. A. Y. C. Nee // *Handbook of manufacturing engineering and technology*. – London : Springer, 2015. – P. 569–592.
7. Каракозов Э. С. Современное состояние сварки трением. Часть I / Э. С. Каракозов, Р. И. Мустафаев, Н. В. Мельникова // *Сварка и диагностика*. – 1989. – № 8. – С. 2–5.
8. Vairis A. High frequency linear friction welding : dis. ... Ph. D. – Bristol : University of Bristol, 1997. – 227 p.
9. Ito T. Dissimilar joining of carbon steel, pure nickel and aluminum alloys by center-driven double-sided linear friction welding / T. Ito, M. Kamai, T. Miura, Y. Morisada, H. Fujii // *Journal of Advanced Joining Processes*. – 2023. – Vol. 8. – P. 100165. – DOI: 10.1016/j.jajp.2023.100165.
10. Searle J. Friction welding non-circular components using orbital motion // *Welding & Metal Fabrication*. – 1971. – Vol. 39. – P. 294–297.
11. Mishra R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, Z. Y. Ma // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – Vol. 50. – P. 1–78.

12. Сергеева Е. В. Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (обзор) // Автоматическая сварка. – 2013. – № 5. – С. 58–62.
13. Akinlabi E. Solid-state welding: friction and friction stir welding processes / E. Akinlabi, R. Mahamood. – 2020.
14. Mironov Sergey. Microstructural characterization of friction-stir processed Ti-6Al-4V / Sergey Mironov, Yutaka S. Sato, Hiroyuki Kokawa [et al.] // Metals. – 2020. – № 10. – P. 976. – DOI: 10.3390/met10070976.
15. Удалова Е. А. Исторические этапы формирования и развития отечественной научно-технической базы в области технологии сварки трением / Е. А. Удалова, А. В. Яхин // История науки и техники. – 2020. – № 5. – С. 68–77.
16. ANSI/AWS C6.1-89 American National Standard: recommended practices for friction welding. – 1989. – P. 1–27.
17. American Welding Society (AWS). Welding Handbook. – Miami : AWS, 1989. – Vol. 2. – P. 740–763.
18. Messler R. Principles of welding processes: physics, chemistry and metallurgy. – New York : John Wiley and Sons Inc., 1999. – P. 1–662.
19. Pinheiro G. A literature review on friction welding / G. Pinheiro, A. Meyer, J. dos Santos // GKSS Internal Report (Materials Research - Joining Technology). – 2000. – P. 1–47.
20. Banerjee A. Inter-relationship between microstructure evolution and mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel / A. Banerjee, M. Ntovas, L. Da Silva, S. Rahimi, B. Wynne // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2021. – Vol. 21, № 4. – P. 149. – DOI: 10.1007/s43452-021-00300-9.
21. Elmer J. Welding, brazing and soldering / J. Elmer, D. Kautz, S. Tsang // ASM handbook. – Materials Park : ASM International, 1993. – Vol. 6. – P. 150–155, 315–317.
22. Mir Fayaz Ahmad. Friction based solid state welding – a review / Mir Fayaz Ahmad, Noor Zaman Khan, Arshad Noor Siddiquee, Saad Parvez // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 62, part 1. – P. 55–62.

23. Advances and applications of rotary friction welding: review // Zenodo. – 2024.
24. Wang H. Research progress of rotary friction welding of Al/steel dissimilar metals / H. Wang, B. Dong, G. Qin // *Aeronautical Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 67, № 10. – P. 77–87.
25. Ajay V. A review on rotary and linear friction welding of inconel alloys / V. Ajay, N. K. Babu, M. Ashfaq, T. M. Kumar, K. V. Krishna // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2021. – Vol. 74, № 11. – P. 2583–2598. – DOI: 10.1007/s12666-021-02345-z.
26. Dhamothara Kannan T. Joining different grades of low carbon steel to develop unsymmetrical rod to plate joints using rotary friction welding for automotive applications / T. Dhamothara Kannan [et al.] // *Forces in Mechanics*. – 2023. – Vol. 10. – P. 100153. – DOI: 10.1016/j.finmec.2022.100153.
27. Wang T. Advances in solid-phase processing techniques: innovations, applications, and future perspectives // *Advanced Materials Technologies*. – 2026.
28. Farbakhti M. Similar and dissimilar rotary friction welding of steels: a review of microstructural evolution and mechanical properties / M. Farbakhti, S. R. Elmi Hosseini, S. A. Mousavi Mohammadi [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025.
29. Sutovskii P. M. Aspects of friction welding drill pipes / P. M. Sutovskii, Y. A. Tkachev, N. V. Semkin, I. G. Tokman // *Welding International*. – 1990. – Vol. 4, № 9. – P. 734–736. – DOI: 10.1080/09507119809447808.
30. Seshu Kumar A. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints / A. Seshu Kumar, S. Abdul Khadeer, V. Rajinikanth, S. Pahari, B. Ravi Kumar // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 824. – P. 141844. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141844.
31. ГОСТ Р 51510-99. Трубы бурильные геологоразведочные. Типы и основные размеры. – Москва : Изд-во стандартов, 2000. – 8 с.

32. ГОСТ 32696-2014. Трубы стальные бурильные для нефтяной и газовой промышленности. Технические условия. – Москва : Стандартинформ, 2015. – 107 с.

33. Гагаринов В. А. Способ индукционной термической обработки сварного соединения : патент 2629127 С1 Рос. Федерация. – № 2016114811 ; заявл. 15.04.2016 ; опубл. 24.08.2017 / В. А. Гагаринов, Н. Т. Тихонцева, Е. М. Засельский [и др.] ; заявитель ПАО «Синарский трубный завод».

34. ГОСТ Р 51245-99. Трубы бурильные стальные универсальные. Общие технические условия. – Москва : Изд-во стандартов, 1999. – 15 с.

35. ТУ 3668-002-01423045-2008. Трубы бурильные стальные универсальные. – Введ. 2018-01-04. – РОСТЕХРЕГУЛИРОВАНИЕ, 2018. – 20 с.

36. Атамашкин А. С. Структурообразование и механическое поведение фрикционных сварных соединений геологоразведочных бурильных труб : дис. ... канд. техн. наук. – 2022. – 153 с.

37. ISO 10097-1. Wireline diamond core drilling equipment. – Switzerland, 1999. – Part 2. – P. 12.

38. LONGYEAR. Heat-treated Q wireline drill rods // Longyear Catalogue MBP 6/86. – 1986. – № 6. – P. 45.

39. LONGYEAR. Heat-treated CQ wireline drill rods // Longyear Catalogue MBP 6/86. – 1986. – № 9. – P. 35.

40. Приймак Е. Ю. Характеристика бурильных труб и обзор трубных заготовок, применяемых в современном геологоразведочном бурении // Черная металлургия. – 2017. – № 2. – С. 70–76.

41. Степанчукова А. В. Обзор современных мировых технологий изготовления труб, применяемых в геологоразведочном бурении / А. В. Степанчукова, И. Д. Белоновская // Шаг в науку. – 2021. – № 1. – С. 98–101.

42. ТУ 3668-003-01423045-2009. Трубы бурильные для снарядов со съёмными керноприёмниками размеров В, N, H, P, S.

43. ГОСТ 632-80. Трубы обсадные и муфты к ним. Технические условия. – Москва : Стандартинформ, 2010. – 50 с.

44. Лачинян Л. А. Работа бурильной колонны. – Москва : Недра, 1992. – 212 с.
45. Still J. R. Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems // Welding Journal. – 1997. – Vol. 76, № 6. – P. 37–42.
46. Khadeer Sk. A. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling / Sk. A. Khadeer, P. R. Babu, B. R. Kumar, A. S. Kumar // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 56. – P. 197–205.
47. Ovchinnikov D. V. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe / D. V. Ovchinnikov, O. A. Sofrygina, S. Y. Zhukova, I. Y. Pyshmintsev, S. M. Bitukov // Steel in Translation. – 2011. – Vol. 41, № 4. – P. 356–360.
48. Sofrygina O. A. Economical steels for the manufacture of high-strength oil pipe (according to the API Spec5CT standard) / O. A. Sofrygina, S. Y. Zhukova, S. M. Bitukov, I. Y. Pyshmintsev // Steel in Translation. – 2010. – Vol. 40, № 7. – P. 616–621.
49. Засельский Е. М. Разработка и освоение материалов в производстве высокопрочных бурильных труб со специальными свойствами / Е. М. Засельский, Н. Т. Тихонцева, И. П. Савченко, О. А. Софрыгина // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 2. – С. 37–40.
50. Лебедев В. К. [и др.]. Сварка трением : справочник. – Ленинград : Машиностроение, 1987. – 236 с.
51. Деев Г. Ф. Зона сплавления в сварном соединении / Г. Ф. Деев, Д. Г. Деев. – 2018.
52. Григорьянц А. Г. Теоретические основы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, А. И. Мисюров. – 2022.
53. Мироненко В. Н. Структура, свойства и механизм соединения алюминиевых сплавов при ротационной сварке трением / В. Н. Мироненко, Н. С. Барабохин // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 5. – С. 37–43.

54. Чирич Р. Анализ механизма соединения и появления вязкого слоя в процессе ротационной сварки трением / Р. Чирич, С. Чантрак, К. Раич // Автоматическая сварка. – 2004. – № 12 (620). – С. 17–26.
55. Cai W. A state-of-the-art review on solid-state metal joining / W. Cai, G. Daehn, A. Vivek [et al.] // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2019. – Vol. 141, № 3. – P. 031012.
56. Xie J. Study on microstructure and mechanical properties of continuous drive friction-welded joints of bainitic rail steel / J. Xie, H. Zhang, Ca. Li, Z. Zhu // Welding in the World. – 2024. – DOI: 10.1007/s40194-024-01780-y.
57. Rehman A. U. Microstructure and mechanical property correlation between rotary friction welded nitinol–nitinol joints / A. U. Rehman, N. K. Babu, M. K. Talari, Y. S. Usmani, H. Al-Khalefah // Frontiers in Materials. – 2021. – Vol. 8. – P. 726383. – DOI: 10.3389/fmats.2021.726383.
58. Kato H. Friction-induced ultra-fine and nanocrystalline structures on metal surfaces in dry sliding / H. Kato, M. Sasase, N. Suiya // Tribology International. – 2010. – Vol. 43. – P. 925–928.
59. Guo Z. Interfacial bonding mechanism of linear friction welded dissimilar Ti2AlNb–Ti60 joint / Z. Guo, T. Ma, X. Chen [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 24. – P. 5660–5668.
60. Vairis A. Frictional heat induced morphological responses at the interface in rotary friction welding of austenitic alloys: corona-bond and heat-pattern / A. Vairis, M. Frost // Science and Technology of Welding and Joining. – 2000. – Vol. 5, № 5. – P. 321–327.
61. Zhang S. The microstructure evolution and mechanical properties of rotary friction welded duplex stainless steel pipe / S. Zhang, F. Xie, X. Wu, J. Luo, W. Li, X. Yan // Materials. – 2023. – Vol. 16, № 9. – DOI: 10.3390/ma16093569.
62. Kumar A. S. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints / A. S. Kumar, Sk. A. Khadeer, V. Rajinikanth, S. Pahari, B. R. Kumar // Materials Science & Engineering A. – 2021. – Vol. 824. – P. 141844. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141844.

63. Azizieh M. Characterizations of dissimilar friction welding of ST37 and CK60 steels / M. Azizieh, M. Khamisi, D. J. Lee, E. Y. Yoon, H. S. Kim // *International Journal of Advanced Design and Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 85, № 9. – P. 2773–2781. – DOI: 10.1007/s00170-015-8107-x.
64. Belkahla Y. Rotary friction welded C45 to 16NiCr6 steel rods: statistical optimization coupled to mechanical and microstructure approaches / Y. Belkahla, A. Mazouzi, S. E. I. Lebouachera [et al.] // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – Vol. 116. – P. 2285–2298.
65. Emre H. E. Effect of post weld heat treatment process on microstructure and mechanical properties of friction welded dissimilar drill pipe // *Materials Research*. – 2015. – Vol. 18, № 3. – P. 503–508. – DOI: 10.1590/1516-1439.308114.
66. Abdul Khadeer S. K. Evaluation of microstructural and mechanical properties of friction welded AISI 4140 grade steel pipes / S. K. Abdul Khadeer, P. Ramesh Babu, K. Surender Rao, A. Seshu Kumar // *International Conference on Emerging Trends in Engineering (ICETE)* / Satapathy S. et al. (eds.). – Springer, 2020. – (Learning and Analytics in Intelligent Systems ; vol. 2). – DOI: 10.1007/978-3-030-24314-2_79.
67. Khadeer S. A. Influence of upset pressure on microstructure and mechanical properties of friction-welded AISI 4140 low alloy steel pipes / S. A. Khadeer, P. R. Babu, B. R. Kumar [et al.] // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2020. – Vol. 73. – P. 465–478. – DOI: 10.1007/s12666-019-01858-y.
68. Neumann A. Reibschweißen von Metallen / A. Neumann, D. Schober. – Berlin : Verlag Technik GmbH, 1991. – ISBN 3-87155-124-4.
69. Zhang H. Influence of CDFW process parameters on microstructure and mechanical properties of U75V rail steel welded joint / H. Zhang, C. Li, Z. Zhu // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 711. – DOI: 10.3390/met12050711.
70. Lakache H. E. Effect of friction time on the metallurgical behavior and mechanical properties of similar AA2024 and dissimilar AA2024/TA6V rotary friction welds / H. E. Lakache, R. Badji, A. May [et al.] // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 133. – P. 835–849.

71. Nagaraj M. Effect of severe plastic deformation on microstructure and mechanical behaviour of friction-welded structural steel IS2062 / M. Nagaraj, B. Ravisankar // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2019. – Vol. 72. – P. 751–756.
72. Li P. Inhomogeneous microstructure and mechanical properties of rotary friction welded AA2024 joints / P. Li, S. Wang, Y. Xia, X. Hao, Z. Lei, H. Dong // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9, № 3. – P. 5749-5760.
73. Ma H. Effect of post-weld heat treatment on friction welded joint of carbon steel to stainless steel / H. Ma, G. Qin, P. Geng, F. Li, X. Meng, B. Fu // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 227. – P. 24-33.
74. Zai L. Microstructure and mechanical properties of inertia-friction-welded Fe–Cr–Ni–Mo high-strength steel / L. Zai, G. You, X. Tong [et al.] // Steel Research International. – 2020. – Vol. 91. – DOI: 10.1002/srin.202000145.
75. Karthick K. Mechanical properties and microstructural characteristics of rotary friction welded dissimilar joints of rolled homogeneous armor steel and medium carbon steel / K. Karthick, S. Malarvizhi, V. Balasubramanian // Journal of the Mechanical Behavior of Materials. – 2021. – Vol. 30. – №. 1. – P. 171-178.
76. Mahmoud B. M. M. Effects of thermal and mechanical treatments on the fatigue performance of friction welded joints : dis. ... Ph. D. – Clausthal-Zellerfeld : Clausthal University of Technology, 2018. – 179 p.
77. Rombaut P. Joining of dissimilar through rotary friction welding : master thesis. – Gent : Universiteit Gent, 2011. – 112 p.
78. Grünauer H. Reibschweißen von Metallen. – Ehningen bei Böblingen : expert, 1987. – ISBN 3-8169-0117-4.
79. Sathija P. Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel / P. Sathija, S. Aravindan, A. Noorul Haq // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2007. – Vol. 31, № 11-12. – P. 1076–1082.
80. Gambu Z. V. Mechanical and microstructural behavior effect of 304 and 316L austenitic stainless during the rotary friction welding process // 2021 IEEE 12th

International Conference on Mechanical and Intelligent Manufacturing Technologies (ICMIMT). – Cape Town : IEEE, 2021. – P. 128-132.

81. Kuzmina E. Influence of forging force on tensile strength of the 30KhGSA/40KhMFA steels welded joints made by rotary friction welding / E. Kuzmina, E. Priymak, N. Firsova // Key Engineering Materials. – 2022. – Vol. 910. – P. 180-186.

82. Kannan P. Sivaraj. Effect of rotational speed on the microstructure and mechanical properties of rotary friction welded AISI 1018/AISI 1020 asymmetrical joints / P. Sivaraj Kannan, M. Seeman, B. Visvalingam // Materials Testing. – 2022. – Vol. 64. – P. 1561-1571.

83. Ozdemir N. Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel / N. Ozdemir, F. Sarsılmaz, A. Hasçalık // Materials & Design. – 2007. – Vol. 28. – P. 301-307.

84. Hadji A. Rotary friction welding of 304L-310S austenitic stainless steels / A. Hadji, E. Raouache, Z. Boumerzoug, F. Khalfallah, F. Brisset, T. Baudin // Kovove materialy - Metallic Materials. – 2025. – Vol. 63, No. 3. – P. 169-179.

85. Sheykhi M. M. Optimizing weld strength and microstructure in CP-titanium and 304 stainless steel friction welds with chromium interlayer / M. M. Sheykhi, M. A. Mostafaei // Results in Materials. – 2024. – Vol. 24. – P. 100627.

86. Thirumalaikkannan D. K. Effect of rotational speed on the microstructure and mechanical properties of rotary friction welded AISI 1018/AISI 1020 asymmetrical joints / D. K. Thirumalaikkannan, S. Paramasivam, S. Murugesan, B. Visvalingam // Materials Testing. – 2022. – No. 11. – P. 1561-1571.

87. Iswar M. Effect of friction welding conditions on tensile strength and hardness of AISI 310 stainless steel joints / M. Iswar, R. Nur // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 204. – P. 06004.

88. Zhang H. Influence of CDFW process parameters on microstructure and mechanical properties of U75V rail steel welded joint / H. Zhang, C. Li, Z. Zhu // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 711.

89. Skowrońska B. Assessment of selected structural properties of high-speed friction welded joints made of unalloyed structural steel / B. Skowrońska, T. Chmielewski, D. Zasada // *Materials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 93.
90. Çelik S. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels / S. Çelik, I. Ersözlü // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30, № 4. – P. 970-976. – DOI: 10.1016/j.matdes.2008.06.070.
91. Selvaraj R. Effect of forging pressure on microstructure and properties of friction welded steel tubes / R. Selvaraj, B. Prasanna Nagasai, K. Shanmugam, V. Balasubramanian, P. Selvaraj, M. Dwivedy // *Emerging Materials Research*. – 2025. – Vol. 14. – P. 173-189.
92. Chudasama G. Evaluation of interface microstructure and bonding strength for dissimilar rotary friction welding of E46 and AA6061-T6 / G. Chudasama, V. Kalyankar, S. Chauhan // *SAE Technical Paper 2024-26-0195*. – 2024.
93. Kannan T. D. Effect of forging pressure on evolution of microstructure and tensile properties of rotary friction-welded shaft-to-plate joints of dissimilar low-carbon-grade C22 and C15 steels / T. D. Kannan, P. Sivaraj, T. Sonar // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2024. – Vol. 14. – P. 44-58.
94. Teker T. Investigation of the weldability of AISI304 and AISI1030 steels welded by friction welding / T. Teker, E. M. Karakurt, M. Özabaci, Y. Güleriyüz // *Metallurgical Research & Technology*. – 2020. – Vol. 117, No. 6. – P. 601.
95. Dewidar A. Experimental investigation of rotational friction welding for EN AW-6082-20MnCr5 joints / A. Dewidar, A. Verschinin, N. Mohnfeld, H. Wester, S. Barton, H. J. Maier, J. Uhe // *Materials Research Proceedings*. – 2025. – Vol. 54. – P. 1479-1488.
96. Ogawa K. Selection of optimum welding conditions and evaluation of friction welded joints: Study of optimisation of welding conditions and joint performance in friction welding (2nd Report) / K. Ogawa, H. Yamaguchi, G. Kawai, T. Sawai // *Welding International*. – 1998. – Vol. 12, issue 10. – P. 790-796.

97. Ariyansah R. The role of pressure in improving the properties of friction welded aluminum–copper dissimilar joints / R. Ariyansah, A. R. Prabowo, N. Muhayat, B. A. Nugroho, Triyono Triyono // *Journal of Advanced Joining Processes*. – 2025. – Vol. 12. – P. 100329.
98. Li Z. Mechanical and metallurgical properties of MMC friction welds / Z. Li, C. Maldonado, T. H. North, B. Altshuller // *Welding Journal*. – 1997. – Vol. 76, issue 9.
99. Firmanto H. Influence of friction pressure and friction time interaction on the joint strength of friction welded ST 41 steel / H. Firmanto, S. Candra, M. A. Hadiyat, Y. Haryono // *AIP Conference Proceedings*. – 2023. – Vol. 2828, No. 1. – P. 070006-1–070006-6.
100. Ajith P. M. Multi-objective optimization of continuous drive friction welding process parameters using response surface methodology with intelligent optimization algorithm / P. M. Ajith, T. M. Afsal Husain, P. Sathiya, S. Aravindan // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2015. – Vol. 22, No. 10. – P. 954–960.
101. Taguchi G. Taguchi on robust technology development methods. – New York, 1993. – P. 1–40.
102. Selvamani S. T. Optimizing the friction welding parameters to attain maximum tensile strength in AISI 1035 grade carbon steel rods / S. T. Selvamani, K. Palanikumar // *Measurement*. – 2014. – Vol. 53. – P. 10–21.
103. Kunhirunbawon S. Friction welding parameter for AA6063 using ANFIS prediction / S. Kunhirunbawon, N. Suwichien, T. Jantarasricha // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – DOI: 10.1007/s00170-023-12106-5.
104. Shanjeevi C. Evaluation of mechanical and metallurgical properties of dissimilar materials by friction welding / C. Shanjeevi, S. Satish Kumar, P. Sathiya // *International Conference on Design and Manufacturing*. – 2013. – Vol. 64. – P. 1514–1523.

105. Alam M. P. Optimization of process parameters of friction stir welding using desirability function analysis / M. P. Alam, A. N. Sinha // *Welding International*. – 2022. – Vol. 36. – P. 129–143.
106. Tutar M. The optimisation of process parameters for friction stir spot-welded AA3003-H12 aluminium alloy using a Taguchi orthogonal array / M. Tutar, H. Aydın, C. Yüce, N. Yavuz, A. Bayram // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 63. – P. 789–797.
107. Asmare A. Experimental investigation of friction stir welding on 6061-T6 aluminum alloy using Taguchi-based GRA / A. Asmare, R. Al-Sabur, E. Messele // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – P. 1480.
108. McAndrew A. R. A literature review of Ti-6Al-4V linear friction welding / A. R. McAndrew, P. A. Colegrove, C. Bühr, B. C. Flipo, A. Vairis // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 225–257.
109. Li W. Y. Microstructure characterization and mechanical properties of linear friction welded Ti 6Al 4V alloy / W. Y. Li, T. J. Ma, Y. Zhang [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2008. – Vol. 10. – P. 89–92.
110. Ma T. J. Impact toughness and fracture analysis of linear friction welded Ti-6Al-4V alloy joints / T. J. Ma, W. Y. Li, S. Y. Yang // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 2128–2132.
111. Rangasamy S. Optimization of mechanical properties of rotary friction welding parameters of low alloy steel tubes using design of experiments concept / S. Rangasamy, S. Kamalamurthy, S. Ponnusamy [et al.] // *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*. – 2023. – DOI: 10.1007/s12008-023-01214-x.
112. Kirik I. Effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of friction-welded joints of AISI 1040/AISI 304L steels / I. Kirik, N. Ozdemir // *Materials and Technology*. – 2015. – Vol. 49, № 5. – P. 825–832.
113. Paventhan R. Optimization of friction welding process parameters for joining carbon steel and stainless steel / R. Paventhan, P. R. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian // *Journal of Iron and Steel Research*. – 2012. – Vol. 19, № 1. – P. 66–71.

114. Khalfallah F. Optimization by RSM on rotary friction welding of AA1100 aluminum alloy and mild steel / F. Khalfallah, R. Selvarajan, Z. Boumerzoug // International Review of Applied Sciences and Engineering. – 2020. – Vol. 11, № 1. – P. 34–42.
115. Xiong J. T. The thermodynamic analytical models for steady-state of continuous drive friction welding based on the maximum entropy production principle / J. T. Xiong, L. Yuan, Y. J. Du, J. M. Shi, J. L. Li // Applied Thermal Engineering. – 2019. – Vol. 159. – 10 p.
116. Bennett C. J. Finite element modeling of the inertia friction welding of dissimilar high-strength steels / C. J. Bennett, M. M. Attallah, M. Preuss, P. H. Shipway, T. H. Hyde, S. Bray // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013. – Vol. 44, No. 11. – P. 5054–5064. – DOI: 10.1007/s11661-013-1852-2.
117. Tang T. Transition of interfacial friction regime and its influence on thermal responses in rotary friction welding of SUS304 stainless steel: A fully coupled transient thermomechanical analysis / T. Tang, Q. Shi, B. Lei, J. Zhou, Y. Gao, Y. Li, G. Zhang, G. Chen // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 82. – P. 403–414.
118. Iracheta O. A sensitivity study of parameters affecting residual stress predictions in finite element modelling of the inertia friction welding process / O. Iracheta, C. J. Bennett, W. Sun // International Journal of Solids and Structures. – 2015. – Vol. 71. – P. 180–193.
119. Mohammed Asif M. Finite element modelling and characterization of friction welding on UNS S31803 duplex stainless steel joints / M. Mohammed Asif, Kulkarni Anup Shrikrishna, P. Sathiya // Journal of Engineering Science and Technology. – 2015. – Vol. 10, No. 7. – P. 67–78.
120. Lei B. Evolution of interfacial contact during low pressure rotary friction welding: A finite element analysis / B. Lei, Q. Shi, L. Yang, C. Liu, J. Pan, G. Chen // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 56, No. PA. – P. 643–655.
121. Banerjee A. Finite element modelling of transient behaviours and microstructural evolution during dissimilar rotary friction welding of 316 austenitic

stainless steel to A516 ferritic steel / A. Banerjee, L. da Silva, S. Rahimi // *Journal of Advanced Joining Processes*. – 2023. – Vol. 8. – P. 100167.

122. Лукашевич А. Нелинейная численная модель фрикционного нагрева при ротационной сварке трением / А. Лукашевич // *Трение и износ*. – 2018. – Т. 39, № 6. – С. 612–619.

123. Geng P. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel / P. Geng, G. Qin, J. Zhou // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 47. – P. 83–97.

124. Nan X. Modeling of rotary friction welding process based on maximum entropy production principle / X. Nan, J. Xiong, F. Jin, X. Li, Z. Liao, F. Zhang, J. Li // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 37. – P. 21–27.

125. Саморуков М. Л. Аналитический подход к математическому моделированию температурной составляющей ротационной сварки трением / М. Л. Саморуков // *Труды ВИАМ*. – 2013. – № 9. – С. 3.

126. Xie J. Research progress on the thermomechanical coupling behavior and numerical simulations of rotary friction welding / J. Xie, H. Zhang, Z. Zhu // *Journal of Tsinghua University (Science and Technology)*. – 2024. – Т. 64, № 12. – С. 2068–2083.

127. Rehman A. U. Microstructure and mechanical property correlation between rotary friction welded nitinol–nitinol joints / A. U. Rehman, N. K. Babu, M. K. Talari, Y. S. Usmani, H. Al-Khalefah // *Frontiers in Materials*. – 2021. – Vol. 8. – P. 726383. – DOI: 10.3389/fmats.2021.726383.

128. Raza M. A. Mechanical characterization of rotary friction welded dissimilar aluminium alloys / M. A. Raza, A. Hussain, R. A. Malik, F. Abid, A. S. S. Bilal // *MATEC Web of Conferences*. – 2023. – Vol. 381. – P. 02005.

129. Ates H. Mechanical and microstructural properties of friction welded AISI 304 stainless steel to AISI 1060 steel / H. Ates, N. Kaya // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2014. – Vol. 59, No. 3. – P. 977–982.

130. Albuquerque A. A. Rotary friction welding applied to Cu11.8Al0.45Be shape memory alloy / A. A. Albuquerque, H. Louche, D. F. De Oliveira, I. C. A. Brito // *Journal of Advanced Joining Processes*. – 2024. – Vol. 10. – P. 100233.

131. Abdulstaar M. A. Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction stir welded 6061 aluminum alloy joints / M. A. Abdulstaar, K. J. Al-Fadhalah, L. Wagner // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 126. – P. 64–73.

132. Tan Y. A study on microstructure and mechanical properties of AA 3003 aluminum alloy joints by underwater friction stir welding / Y. Tan, X. Wang, M. Ma, J. Zhang, W. C. Liu, R. D. Fu, S. Xiang // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 127. – P. 41–52.

133. Fratini L. Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stir welded joints: Longitudinal residual stress and microstructural effects / L. Fratini, S. Pasta, A. P. Reynolds // *International Journal of Fatigue*. – 2009. – Vol. 31, No. 3. – P. 495–500.

134. Mc Pherson N. A. Friction stir welding of thin DH36 steel plate / N. A. Mc Pherson, A. M. Galloway, S. R. Cater, S. J. Hambling // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2013. – Vol. 18. – P. 441–450.

135. Baillie P. A comparison of double sided friction stir welding in air and underwater for 6mm S275 steel plate / P. Baillie, S. Campbell, A. Galloway, S. Cater, N. McPherson // *International Journal of Chemical, Nuclear, Metallurgical and Materials Engineering*. – 2014. – Vol. 8. – P. 651–655.

136. Ericsson M. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG / M. Ericsson, R. Sandstrom // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 1379–1387.

137. Mercan S. Effect of welding parameters on the fatigue properties of dissimilar AISI 2205–AISI 1020 joined by friction welding / S. Mercan, S. Aydin, N. Özdemir // *International Journal of Fatigue*. – 2015. – Vol. 81. – P. 78–90.

138. Sun T. The effect of shoulder coupling on the residual stress and hardness distribution in AA7050 friction stir butt welds / T. Sun, A. P. Reynolds, M. J. Roy, P.

J. Withers, P. B. Prangnell // *Materials Science and Engineering A*. – 2018. – Vol. 735. – P. 218–227.

139. Xu W. Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints / W. Xu, J. Liu, H. Zhu // *Materials & Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 2000–2005.

140. Aval H. J. Microstructure and residual stress distributions in friction stir welding of dissimilar aluminium alloys / H. J. Aval // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 87. – P. 405–413.

141. Ericsson M. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG / M. Ericsson, R. Sandstrom // *International Journal of Fatigue*. – 2003. – Vol. 25. – P. 1379–1387.

142. Abdulstaar M. A. Microstructural variation through weld thickness and mechanical properties of peened friction stir welded 6061 aluminum alloy joints / M. A. Abdulstaar, K. J. Al-Fadhalah, L. Wagner // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 126. – P. 64–73.

143. Sasmito A. Effect of rotational speed on static and fatigue properties of rotary friction welded dissimilar AA7075/AA5083 aluminium alloy joints / A. Sasmito, M. N. Ilman, P. T. Iswanto, R. Muslih // *Metals*. – 2022. – Vol. 12, No. 1. – P. 99.

144. Surojit S. Fatigue and failure behaviour of friction welded steel joints under normal and shear stresses / S. Surojit, C. Bleicher, C. M. Sonsino, H. Kaufmann // *Welding in the World*. – 2024.

145. Bakradze M. M. Особенности ротационной сварки трением гранулируемых и деформируемых жаропрочных никелевых сплавов / М. М. Bakradze, А. В. Свиридов, С. В. Овсепян, Е. О. Фомичев, М. Д. Пантелеев // *Сварочное производство*. – 2022. – № 10. – С. 21–27.

146. Ma H. Effect of post-weld heat treatment on friction welded joint of carbon steel to stainless steel / H. Ma, G. Qin, P. Geng, F. Li, X. Meng, B. Fu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 227. – P. 24–33.

147. Li P. Effect of post-weld heat treatment on inhomogeneity of mechanical properties and corrosion behavior of rotary friction welded 2024 aluminum alloy joint / P. Li, Y. Jiang, S. Wang [et al.] // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2022. – P. 1012–1022.

148. Bauri S. K. Microstructural and mechanical properties of dissimilar AA7075 and AA2024 rotary friction weldments / S. K. Bauri, N. K. Babu, M. Ramakrishna [et al.] // *Crystals*. – 2024. – Vol. 14, No. 12. – P. 1011.

149. Wang Y. Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of rotary inertia friction welded dissimilar 422-4140 martensitic steel piston joints / Y. Wang, K. Sebeck, E. Gingrich [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 39. – P. 8340–8351.

150. Rizvanov R. G. Evaluation of the possibility of obtaining tube-to-tube sheet welded joints of 15Cr5Mo steel by alternative technological process / R. G. Rizvanov, D. S. Mulikov, D. V. Karetnikov, A. M. Fairushin, A. S. Tokarev // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 317, No. 1. – P. 012077.

151. Приймак Е. Ю. Эволюция структуры и механизм образования сварных соединений среднеуглеродистых сталей при ротационной сварке трением / Е. Ю. Приймак, И. Л. Яковлева, Н. А. Терещенко [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 2019. – Т. 120, № 11. – С. 1187-1192.

152. Приймак Е. Ю. Эволюция микроструктуры в зоне термомеханического влияния сварных соединений среднеуглеродистых сталей в процессе ротационной сварки трением / Е. Ю. Приймак, И. Л. Яковлева, А. С. Атамашкин, А. В. Степанчукова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2020. – № 12(786).

153. Приймак Е. Ю. Структурные аспекты конструктивной прочности соединений стальных бурильных труб, полученных ротационной сваркой трением / Е. Ю. Приймак // *Физическое материаловедение (ШФМ-2025) : сборник материалов XII международной школы-конференции, Тольятти, 15–19*

сентября 2025 года. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2025. – С. 187-188.

154. Приймак Е. Ю. Механизмы структурообразования при ротационной сварке трением среднеуглеродистых легированных сталей / Е. Ю. Приймак, И. Л. Яковлева, А. С. Атамашкин [и др.] // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов : сборник тезисов докладов XXVI Уральской школы металловедов-термистов, Екатеринбург, 07–11 февраля 2022 года. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2022. – С. 138-141.

155. Więckowski W. Numerical study of rotary friction welding of automotive components / W. Więckowski, P. Lacki, A. Derlatka, P. Wieczorek // *Advances in Science and Technology Research Journal*. – 2024. – Vol. 18, No. 4. – P. 336-346.

156. Jin F. Friction coefficient model and joint formation in rotary friction welding / F. Jin, J. Li, S. Rui, J. Liu, X. Zhang, X. Li // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 46. – P. 286-297.

157. Grange R. A. Estimating critical ranges in heat treatment of steels / R. A. Grange // *Metal Progress*. – 1961. – Vol. 79, No. 4. – P. 73–75.

158. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов : монография / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина ; под науч. ред. С. С. Горелика. – 3-е изд., перераб. и доп. – Москва : МИСИС, 2005. – 430 с.

159. Humphreys F. J. Recrystallization and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – Oxford : Pergamon Press, 1996. – 497 p.

160. Sakai T. Dynamic and post dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas // *Progress in Materials Science*. – 2014. – Vol. 60, No. 1. – P. 130-207.

161. Belyakov A. Dynamic recrystallization mechanisms operating under different processing conditions / A. Belyakov, N. Dudova, M. Tikhonova, R. Kaibyshev // *Materials Science Forum*. – 2012. – Vol. 706-709. – P. 2704-2709.

162. Приймак Е. Ю. Закономерности формирования структуры и кристаллографической текстуры в сварных соединениях среднеуглеродистых легированных сталей в процессе ротационной сварки трением / Е. Ю. Приймак,

М. Л. Лобанов, С. В. Беликов [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2022. – Т. 123, № 6. – С. 596-603.

163. Счастливец В. М. Кристаллографические характеристики фазовых превращений в области соединения среднеуглеродистых сталей, полученного ротационной сваркой трением / В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, М. Л. Лобанов, Е. Ю. Приймак // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. – 2023. – Т. 511, № 1. – С. 83-86.

164. Красулин Ю. Л. Микросварка давлением / Ю. Л. Красулин, Г. В. Назаров. – Москва : Машиностроение, 1976. – 120 с.

165. Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением / Э. С. Каракозов. – Москва : Машиностроение, 1986. – 280 с.

166. Skowronska B. Assessment of selected structural properties of high-speed friction welded joints made of unalloyed structural steel / B. Skowronska, T. Chmielewski, D. Zasada // Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 1. – P. 93. – DOI: 10.3390/ma16010093.

167. Ларикив Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Ларикив, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – Москва : Машиностроение, 1975. – 192 с.

168. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов / Н. Ф. Казаков. – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва : Машиностроение, 1976. – 240 с.

169. Ларикив Л. Н. Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении металлов / Л. Н. Ларикив, В. М. Фальченко, В. Р. Рябов [и др.] // Доклады Академии наук СССР. – 1975. – Т. 221, № 5. – С. 1073–1075.

170. Gong W. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel / W. Gong, Y. Toyota, A. M. Paradowska, J. F. Kelleher, S. Y. Zhang // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, No. 11. – P. 4142–4154.

171. Kitahara H. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel / H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino // Acta Materialia. – 2006. – Vol. 54, No. 5. – P. 1279–1288.

172. Pereloma E. V. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels / E. V. Pereloma, Fayez Al-Harbi, A. A. Gazder // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 615. – P. 96–110.

173. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – Москва : Физматлит, 2007. – 416 с.

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

175. Abbasi M. Transformation and deformation texture study in friction stir processed API X80 pipeline steel / M. Abbasi, T. W. Nelson, C. D. Sorensen // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43, No. 12. – P. 4940–4946.

176. Mironov S. Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding / S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59, No. 14. – P. 5472–5481.

177. Montheillet F. / F. Montheillet, M. Cohen, J. J. Jonas // *Acta Metallurgica*. – 1984. – Vol. 32, No. 11. – P. 2077–2089.

178. Li S. / S. Li, I. J. Beyerlein, M. A. M. Bourke // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 394, No. 1-2. – P. 66–77.

179. Beladi H. / H. Beladi, P. Cizek, P. D. Hodgson // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 61, No. 5. – P. 528–531.

180. Cizek P. / P. Cizek, B. P. Wynne, W. M. Rainforth // *Journal of Microscopy*. – 2006. – Vol. 222, No. 2. – P. 85–96.

181. Bומרزوغ Z. Texture of rotary-friction-welded from dissimilar medium carbon steels / Z. Bומרزوغ, E. Yu. Priimak, A. Stepanchukova, Y. S. Danilova, A. V. Chumaevskiy, M. A. Tugarova // *World Journal of Condensed Matter Physics*. – 2020. – Vol. 10, No. 4. – P. 178–190.

182. Kichkina A. A. Effect of structural anisotropy of ferrite-bainite pipe steel of mechanical properties in tensile and impact bending tests / A. A. Kichkina, M. Yu.

Matrosov, L. I. Efron, M. V. Klyukvin, A. V. Golovanov // *Metallurgist*. – 2011. – Vol. 54, No. 11-12. – P. 808–816.

183. Lobanov M. L. Texture inheritance on phase transition in low-carbon, low-alloy pipe steel after thermomechanical controlled processing / M. L. Lobanov, M. D. Borodina, S. V. Danilov, I. Yu. Pyshmintsev, A. O. Struin // *Steel in Translation*. – 2017. – Vol. 47, No. 11. – P. 710–716.

184. Lobanov M. L. Texture inheritance in the ferrite-martensite structure of low-alloy steel after thermomechanical controlled processing / M. L. Lobanov, I. Y. Pyshmintsev, V. N. Urtsev, S. V. Danilov, N. V. Urtsev, A. A. Redikultsev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2019. – Vol. 120, No. 12. – P. 1180–1186.

185. Lobanov M. L. Investigation of special misorientations in lath martensite of low carbon steel using the method of orientation microscopy / M. L. Lobanov, G. M. Rusakov, A. A. Redikul'tsev, S. V. Belikov, M. S. Karabanalov, E. R. Struina, A. M. Gervas'ev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117, No. 3. – P. 254–259.

186. Gundyrev V. M. Crystallographic analysis of the fcc $\rightarrow$ bcc martensitic transformation in high-carbon steel / V. M. Gundyrev, V. I. Zel'dovich, V. M. Schastlivtsev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2014. – Vol. 115, No. 10. – P. 973–980.

187. Lobanov M. L. Effect of special boundaries on $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in austenitic stainless steel / M. L. Lobanov, V. I. Pastukhov, A. A. Redikul'tsev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2021. – Vol. 122, No. 4. – P. 396–402.

188. Lobanov M. L. Specific features of crystallographic texture formation in BCC-FCC transformation in extruded brass / M. L. Lobanov, M. A. Zorina, P. L. Reznik, V. I. Pastukhov, A. A. Redikultsev, S. V. Danilov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 882. – P. 160231.

189. Hölscher M. Relationship between rolling textures and shear textures in f.c.c. and b.c.c. metals / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 42, No. 3. – P. 879–886.

190. Hirsch J. Textures in industrial aluminum alloys / J. Hirsch // *Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloys*. – 2001. – P. 276–281.
191. Sato Y. S. / Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Ikeda, M. Enomoto, S. Jogan, T. Hashimoto // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32, No. 4. – P. 941–948.
192. Nelson B. D. Using design of experiments and electron back-scatter diffraction to model extended plasticity mechanisms in friction stir welded AISI 304L stainless steel / B. D. Nelson. – Provo : Brigham Young University, 2010. – 89 p.
193. Nagira T. Microstructural evolutions of 2N grade pure Al and 4N grade high-purity Al during friction stir welding / T. Nagira, X. Liu, K. Ushioda, H. Fujii // *Materials*. – 2021. – Vol. 14, No. 13. – P. 3606.
194. Su J. Q. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium / J. Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51, No. 3. – P. 713–729.
195. Mironov S. Effect of welding temperature on microstructure of friction-stir welded aluminum alloy 1050 / S. Mironov, K. Inagaki, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2015. – Vol. 46, No. 2. – P. 783–790.
196. Suhuddin U. F. H. R. Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets / U. F. H. R. Suhuddin, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527, No. 7-8. – P. 1962–1969.
197. Jeon J. Grain structure development during friction stir welding of single-crystal austenitic stainless steel / J. Jeon, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park, S. Hirano // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2013. – Vol. 44, No. 7. – P. 3157–3166.
198. Mironov S. / S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56, No. 11. – P. 2602–2614.
199. Liu X. C. Strain rate dependent micro-texture evolution in friction stir welding of copper / X. C. Liu, Y. F. Sun, T. Nagira, K. Ushioda, H. Fujii // *Materialia*. – 2019. – Vol. 6. – P. 100302.

200. Xu N. Recrystallization of Cu-30Zn brass during friction stir welding / N. Xu, L. Chen, R. N. Feng, Q. N. Song, Y. F. Bao // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9, No. 3. – P. 4982–4990.

201. Счастливцев В. М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В. М. Счастливцев, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина. – Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2014. – 236 с.

202. Kalinenko A. A. Crystallography of the martensitic transformation in friction-stir processed 10 % chromium martensitic steel / A. A. Kalinenko, I. S. Nikitin, R. V. Mishnev, S. S. Malopheyev // *Letters on Materials*. – 2025. – Vol. 15, No. 2(58). – P. 104–111.

203. Кузьмина Е. А. Оптимизация параметров ротационной сварки трением разнородных сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей 30ХГСА и 40ХМФА / Е. А. Кузьмина, Е. Ю. Приймак, А. С. Кириленко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 10(808). – С. 52-59.

204. Isaeva A. Optimization of rotary friction welding parameters for dissimilar joints of exploration drill pipes / A. Isaeva, E. Yu. Priimak, A. S. Atamashkin, A. S. Kirilenko // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 126, No. 11-12. – P. 5325-5337.

205. Кузьмина Е. А. Влияние силы нагрева при ротационной сварке трением на механические свойства и механизм разрушения при растяжении разнородных сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА / Е. А. Кузьмина, Е. Ю. Приймак, А. С. Кириленко, Я. С. Семка // *Черные металлы*. – 2022. – № 12. – С. 49-57.

206. Кузьмина Е. А. Исследование деформационного поведения при растяжении разнородного сварного соединения сталей 30ХГСА-40ХМФА, полученного ротационной сваркой трением / Е. А. Кузьмина, Е. Ю. Приймак, С. В. Гладковский, Д. И. Вичужанин // *Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов : сборник тезисов докладов XXVI Уральской*

школы металлостроителей-термистов, Екатеринбург, 07–11 февраля 2022 года. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2022. – С. 193-196.

207. Степанчукова А. В. Оптимизация параметров ротационной сварки трением среднеуглеродистых легированных сталей 32Г2 и 40ХН2МА / А. В. Степанчукова, А. С. Атамашкин, Е. Ю. Приймак // Уральская школа молодых металлостроителей = Ural School for Young Metal Scientists : Материалы XXI Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлостроителей - молодых ученых, Екатеринбург, 07–11 февраля 2022 года. – Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 2022. – С. 173-177.

208. Приймак Е. Ю. Формирование равнопрочных сварных соединений из среднеуглеродистых легированных сталей посредством ротационной сварки трением / Е. Ю. Приймак, Е. А. Кузьмина, А. В. Исаева, И. Л. Яковлева // Физическое материаловедение : СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ XI МЕЖДУНАРОДНОЙ ШКОЛЫ, Тольятти, 11–15 сентября 2023 года. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2023. – С. 187.

209. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – Введ. 1967-01-01. – Москва : Издательство стандартов, 1987. – 36 с.

210. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Введ. 1986-01-01. – Москва : Издательство стандартов, 2008.

211. LaVision GmbH. Product-Manual for DaVis 8.1. – Göttingen, Germany : La Vision GmbH, 2013. – 338 p.

212. Humphreys F. J. Recrystallisation and related annealing phenomena / F. J. Humphreys, M. Hatherly. – 1st ed., reprinted with corrections. – UK : Pergamon, 1996. – 497 p.

213. Фарбер В. М. Дислокационная структура в полосе локализованной деформации, формирующейся при растяжении нормализованного образца стали 09Г2С / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, А. Н. Морозова [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2023. – Т. 26, № 5. – С. 53–60.

214. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
215. Cheng M. Microstructure evolution during reheating of a Nb-bearing steel. II. Dislocation-precipitate interaction / M. Cheng, E. Dong, H. Wu, S. Yang, X. He, H. Hou // Journal of University of Science and Technology Beijing. – 2005. – Vol. 12, No. 4. – P. 289-293.
216. Счастливец В. М. Структура термически обработанной стали / В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева. – Москва : Металлургия, 1994. – 287 с.
217. Гольдштейн М. И. Дисперсионное упрочнение стали / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. – Москва : Металлургия, 1979. – 208 с.
218. Конева Н. А. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь / Н. А. Конева, С. В. Киселева, Н. А. Попова. – Германия : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2017. – 148 с.
219. Принка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей / Т. Принка // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 7. – С. 3–8.
220. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф. Б. Пикеринг. – Москва : Металлургия, 1982. – 179 с.
221. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – Москва : Металлургия, 1986. – 312 с.
222. Kozlov E. V. Internal fields and other contributions to flow stress / E. V. Kozlov, N. A. Koneva // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 234-236. – P. 982–985.
223. Конева Н. А. Внутренние поля напряжения и их роль в эволюции мезоструктуры / Н. А. Конева // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1 (29). – С. 103–112.

224. Bhadeshia H. K. D. H. Bainite in steels : transformations, microstructure and properties / H. K. D. H. Bhadeshia. – 2nd ed. – London : IOM Communications, 2001. – XXIV, 454 p.

225. Селуков Д. Г. Исследование влияния размера зерна на предел текучести в двухуровневой модели на базе физической теории пластичности / Д. Г. Селуков, П. С. Волегов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21, № 3. – С. 1305-1307.

226. Тушинский Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск : Наука, 1993. – 280 с. –

227. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. – Москва : Металлургия, 1986. – 224 с.

228. Atamashkin A. Fatigue behavior of welded joints of high-strength drill pipes obtained by rotary friction welding / A. Atamashkin, E. Priymak, Y. Syomka, E. Tulibaev, V. Trushov, V. Veselova, E. Putilova // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2026. – Vol. 35. – P. 17805–17824.

229. Атамашкин А. С. Усталостная прочность сварных соединений высокопрочных бурильных труб / А. С. Атамашкин, Е. Ю. Приймак, А. В. Исаева, Е. С. Тулибаев, Я. С. Сёмка // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2025. – Т. 23, № 3. – С. 129–140.

230. Приймак Е. Ю. Усталостная прочность сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА, полученных ротационной сваркой трением / Е. Ю. Приймак, Е. А. Кузьмина, С. В. Гладковский, А. В. Исаева, В. В. Трушов, Е. А. Путилова // Frontier Materials & Technologies. – 2023. – № 1. – С. 69–81.

231. Taylor A. X-ray metallography / A. Taylor. – New York : John Wiley & Sons, 1961. – 993 p. – (Metallurgy).

232. Priymak E. Residual stresses and microstructural features of rotary-friction-welded from dissimilar medium carbon steels / E. Priymak, A. Stepanchukova,

Z. Boumerzoug, V. Ji // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121, No. 13. – P. 1339–1346.

233. Gundyrev V. M. Orientation relationship and the mechanism of martensite transformation in medium-carbon steel with batch martensite / V. M. Gundyrev, V. I. Zel'dovich, V. M. Schastlivtsev // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. – 2017. – Vol. 81, No. 11. – P. 1289–1294.

234. Xiushuo Zhang. A review of residual stress effects on fatigue properties of friction stir welds / Xiushuo Zhang, Yu'e Ma, Wenya Li, Wei Huang, Weihong Zhang, ZhenHai Wang // *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*. – 2022.

235. Moraes C. A. P. de. Residual stress evaluation in API 5L X65 girth welded pipes joined by friction welding and gas tungsten arc welding / C. A. P. de Moraes, S. T. de Carvalho, H. C. C. de Oliveira, A. S. C. M. d'Oliveira, G. S. Nunes, A. B. de Lima, T. F. A. Santos // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, No. 1. – P. 988–995.

236. Lemos G. V. Residual stress characterization in friction stir welds of alloy 625 / G. V. Lemos, V. S. R. da Silva, R. M. Pereira, N. S. de Resende, A. R. F. A. R. Souza, A. B. de Lima // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, No. 3. – P. 2528–2537.

237. Pumpyanskii D. A. Effect of finishing rolling temperature during TMT of low-carbon high-strength steels on texture and failure resistance / D. A. Pumpyanskii, A. A. Kruglova, A. I. Zaitsev, I. Y. Pyshmintsev // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2023. – Vol. 65, No. 5-6. – P. 332–339.

238. Pyshmintsev I. Yu. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment / I. Yu. Pyshmintsev, A. A. Kruglova, D. A. Pumpyanskii, N. A. Arutyunyan // *Metallurgist*. – 2016. – Vol. 60, No. 3-4. – P. 405–412.

239. Shanyavsky A. A. Scales of metal fatigue cracking / A. A. Shanyavsky // *Physical Mesomechanics*. – 2015. – Vol. 18, No. 2. – P. 163–173.

240. Попкова Ю. Ф. Масштабные уровни пластической деформации и развитие усталостного разрушения в поверхностных слоях поликристаллов при знакопеременном изгибе : дис. ... канд. техн. наук. – 2015. – 160 с. – Место защиты: Институт физики прочности и материаловедения СО РАН.

241. Терентьев В. Ф. Усталость металлических материалов / В. Ф. Терентьев ; Российская академия наук, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова. – Москва : Наука, 2003. – 253 с.

242. Li H. F. / H. F. Li, P. Zhang, B. Wang, Z. F. Zhang // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Vol. 100. – P. 46.

243. Клевцов Г. В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций / Г. В. Клевцов, Л. В. Клевцов, В. М. Бетелин, А. И. Ковалев. – Москва : МИСиС, 2007. – 264 с.

244. Wang B. Investigation on the fatigue crack growth behaviors of AISI 4340 steel with different strength–toughness combinations / B. Wang, Q. W. Pan, Z. K. Xu, D. P. Wang, Y. Wen, X. W. Li // Advanced Engineering Materials. – 2024. – Vol. 26, No. 4. – P. 2301692.

245. Атамашкин А. С. Влияние послесварочного отпуска на механическое поведение фрикционных сварных соединений сталей 32Г2 и 40ХН в условиях многоциклового усталости / А. С. Атамашкин, Е. Ю. Приймак // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2021. – № 3. – С. 7–18.

246. Исаева А. В. Микроструктурные аспекты усталостной прочности сварных соединений среднеуглеродистых сталей, полученных ротационной сваркой трением / А. В. Исаева, Е. Ю. Приймак, А. С. Атамашкин, Я. С. Семка // Вопросы материаловедения. – 2023. – № 3(115). – С. 27–38.

247. Панин В. Е. Мезомасштабные закономерности усталостного разрушения сварных соединений высокопрочной стали / В. Е. Панин, В. В. Кибиткин, В. С. Плешанов, Ю. И. Почивалов, С. А. Панин, И. В. Верещагин // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № S1-1. – С. 385–388.

248. Панин В. Е. Структурно-масштабные уровни пластической деформации и разрушения сварных соединений высокопрочных титановых

сплавов / В. Е. Панин, С. В. Панин, Ю. И. Почивалов, А. А. Нехорошков, Д. Г. Буслович, М. В. Леушев // Физическая мезомеханика. – 2018. – Т. 21, № 4. – С. 33–44.

249. Панин В. Е. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 / В. Е. Панин, Е. Н. Каблов, В. С. Плешанов, В. А. Клименов, Ю. Ф. Иванов, Ю. И. Почивалов, В. В. Кибиткин, А. А. Напрюшкин, О. Н. Нехорошков, В. И. Лукин, С. В. Сапожников // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 2. – С. 85–96.

250. Приймак Е. Ю. Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением / Е. Ю. Приймак, А. С. Атамашкин, И. Л. Яковлева, А. П. Фот // Frontier Materials & Technologies. – 2025. – № 2. – С. 73-85.

251. Long X. Y. Carbide-free bainite in medium carbon steel / X. Y. Long, Jie Kang, Baochao Lv, F. C. Zhang // Materials & Design. – 2014. – Vol. 64. – P. 237–245.

252. Зикеев В. Н. Влияние структурного состояния конструкционных высокопрочных сталей на сопротивление разрушению / В. Н. Зикеев, О. Н. Чевская, А. Р. Мишетьян, Д. П. Бычков, Е. А. Коршунов // Metallurg. – 2021. – № 4. – С. 15–25.

253. Gulyaev A. P. Effect of the quantity of nonmartensitic transformation products on the resistance to fracture of quenched and tempered structural steels / A. P. Gulyaev, Yu. S. Golovanenko, V. N. Zikeev // Metal Science and Heat Treatment. – 1978. – Vol. 20, No. 7. – P. 584–594.

254. Bowen P. Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel / P. Bowen, S. G. Druce, J. F. Knott // Acta Metallurgica. – 1986. – Vol. 34, No. 6. – P. 1121–1131.

255. Kaletin A. Yu. Retained austenite and impact strength of structural steels with carbide-free bainite / A. Yu. Kaletin, Yu. V. Kaletina, Yu. N. Simonov // Bulletin

of PNRPU. Mechanical Engineering, Materials Science. – 2022. – Vol. 24, No. 4. – P. 48–55.

256. Müller M. Classification of bainitic structures using textural parameters and machine learning techniques / M. Müller, D. Britz, L. Ulrich, T. Staudt, F. Mücklich // *Metals*. – 2020. – Vol. 10, No. 5. – P. 630.

257. Qian L. Roles of pre-formed martensite in below-Ms bainite formation, microstructure, strain partitioning and impact absorption energies of low-carbon bainitic steel / L. Qian, Z. Li, T. Wang, D. Li, F. Zhang, J. Meng // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2022. – Vol. 96. – P. 69–84.

258. Калетин А. Ю. Охрупчивание конструкционной стали с бейнитной структурой при отпуске / А. Ю. Калетин, В. М. Счастливец, Н. Т. Карева, М. А. Смирнов // *Физика металлов и металловедение*. – 1983. – Т. 56, № 2. – С. 366–371.

259. Li Q. EBSD analysis of relationship between microstructural features and toughness of a medium-carbon quenching and partitioning bainitic steel / Q. Li, X. Huang, W. Huang // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – Vol. 26, No. 12. – P. 6149–6157.

260. Tu Meng-Yin. Crystallographic and fractographic analysis of upper bainite / Meng-Yin Tu, Wen-Hsiung Wang, Yung-Fu Hsu // *Materials Transactions*. – 2008. – Vol. 49, No. 3. – P. 559–564.

261. Малинин А. В. Особенности микроструктуры и микротекстуры среднеуглеродистой стали, подвергнутой сероводородному растрескиванию под напряжением / А. В. Малинин, В. Д. Ситдинов, В. Э. Ткачева, А. К. Макатров, И. В. Валекжанин, А. Н. Маркин // *Frontier Materials & Technologies*. – 2023. – № 1. – С. 33–44.

262. ТУ 3668-016-01423045-2014 Трубы бурильные стальные нестандартные. – Введ. 2015-02-05. – РОСТЕХРЕГУЛИРОВАНИЕ, 2014. – 35 с.

263. ТУ 3666-017-01423045-2014 Трубы нефтепромысловые технологические с приваренными замковыми соединениями. – Введ. 2015-08-19. – РОСТЕХРЕГУЛИРОВАНИЕ, 2014. – 27 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Акты внедрения результатов работы, приемочных испытаний и отзывы потребителей бурильных труб без высадки

УТВЕРЖДАЮ
генеральный директор
АО «Завод бурового оборудования»
А.К. Медведев
« 03 » 2026 г.



АКТ

промышленного использования результатов научно-исследовательской работы
Приймак Елены Юрьевны на тему **«Структурные аспекты конструктивной
прочности соединений стальных бурильных труб, полученных
ротационной сваркой трением»**

Настоящий акт подтверждает, что на базе АО «Завод бурового оборудования» под руководством заведующей лабораторией металловедения и термической обработки Приймак Елены Юрьевны проведены экспериментальные исследования процесса ротационной сварки трением бурильных труб и полученных сварных соединений.

Результаты проведенных исследований стали научно-технической основой для разработки и серийного внедрения новой номенклатуры высокопрочных бурильных труб без высадки в зоне сварного шва, в том числе:

- **ТБСУ группы прочности Л** (ТУ 3668-002-01423045-2008) – для геологоразведки твердых полезных ископаемых;
- **ТБСН групп прочности Л и М** (ТУ 3668-016-01423045-2014) – для бурения поисково-разведочных скважин на твердые полезные ископаемые и воду, строительства, а также разбуривания цементных мостов при капитальном ремонте нефтегазовых скважин;
- **ТНТ групп прочности Л и М** (ТУ 3666-017-01423045-2014) – для капитального ремонта нефтегазовых скважин;
- **облегченных бурильных труб линейки Wireline WLN(H,P)-L** (ТУ 3668-003-01423045-2009) – для алмазного бурения снарядами со съёмным керноприёмником.

Общий объем произведенной и реализованной продукции с использованием разработок Приймак Е.Ю. в период 2021–2025 гг. составил 87,2 тыс. шт. Совокупная выручка от реализации указанной продукции достигла 2959,3 млн руб.

Экономическая эффективность производства бурильных труб без высадки обусловлена следующими факторами:

- снижением себестоимости исходной заготовки тела трубы;
- сокращением производственного цикла за счёт уменьшения длительности термической обработки зоны сварного шва;
- снижением затрат на электроэнергию.

Надёжность и эксплуатационный ресурс бурильных труб без высадки подтверждены положительными отзывами потребителей: при соблюдении условий эксплуатации изделия обеспечивают заданный ресурс и высокий уровень надёжности буровых работ.

Директор по исследованиям и разработке

С.А. Кривов

Директор технический

Ю.А. Бондаренко

Главный конструктор бюро по разработке
бурового инструмента

Е.С. Тулибаев

УТВЕРЖДАЮ
Генеральный директор
АО «Завод бурового оборудования»



АКТ

О результатах подконтрольной эксплуатации Труб бурильных ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л ТУ 3668-002-01423045-2008 в АО «Росгео»

В соответствии с «Соглашением о взаимодействии №01-01-01/12/00112 от 26.04.2023г» и утвержденной «Программой испытаний бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л и HRQ (WLH2-3000) в АО «Росгео» в период с 01.05.2023г. по 27.08.2023г. проведены испытания бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л, производства АО «Завод бурового оборудования», о чем ранее был подписан соответствующий акт.

Далее было принято решение о последующем мониторинге наработки указанных бурильных труб до полного износа.

На 11.12.2023 получены следующие данные:

25 065,3 метра - общая наработка на двух буровых установках (приложение 1);

13 423,2 метра наработка на буровой установке ЗИФ 1200;

11 642,1 метра наработка на буровой установке ЗИФ 1200.

За все время бурения выбраковано 6 бурильных труб по причине износа резьбового соединения.

Для подтверждения данных мониторинга, в произвольном порядке, было отобрано 5 труб для оценки их технического состояния согласно программе испытаний. Результаты замеров (приложение 2) указывают на то, что бурильные трубы не достигли предельных диаметров, указанных в руководстве по эксплуатации. Был проведен визуальный осмотр резьбы и оценила ее состояние как удовлетворительное.

Для определения общего ресурса бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л и определения стоимости бурения одного погонного метра, необходимо произвести расчеты согласно п. 4.10. программы испытаний (см. ранее подписанный акт).

Расчеты:

1. Рассчитываем средний износ бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования» по наружному диаметру на 1000 м:

$$I_{\text{ср}} = (D_1 - D_2) / n,$$

где:

D_1 – диаметр бурильной трубы до начала испытаний = 63,50 мм;

D_2 – диаметр (мм) бурильной трубы после окончания испытаний = 62,21 мм;

n – количество пробуренных метров = 11,642 тыс.м (11642м)

$$I_{\text{ср}} = (63,50 - 62,20) / 11,642 = 0,111 \text{ мм}$$

2. Рассчитываем оставшийся ресурс колонны бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования»:

$$T_{\text{ост.}} = (D_2 - D_3) / I_{\text{ср}}$$

$D_2 = 62,2$ мм;

D_3 – предельный отбракованный наружный диаметр = 61,0 мм (табл. 2 ТБСУ РЭ)

$$T_{\text{ост.}} = (62,2 - 61,0) / 0,111 = 10,810 \text{ тыс.м (10810 м)}.$$

3. Определяем ресурс колонны бурильных труб ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования»:

$$T = T_{\text{ост.}} + n$$

$$T = 11,642 + 10,810 = 22,452 \text{ тыс. м (22452 м).}$$

4. Рассчитываем стоимость бурения одного погонного метра скважины трубами ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования»:

$$S_{1м} = S_n / T$$

где:

S_n – Стоимость одной бурильной трубы руб. (без НДС) = 17717 руб.

$$S_{1м} = 17717 / 22452 = 0,789 \text{ руб.}$$

5. Рассчитываем стоимость бурения одного погонного метра скважины бурильными трубами Китайского производства применяемых АО «Росгео»:

$$S_{1м} = S_n / T$$

S_n – Стоимость одной бурильной трубы (Китай) руб. (без НДС) = 13980,07 руб.

$$S_{1м} = 13980,07 / 10000 = 1,40 \text{ руб.}$$

Выводы:

1. Бурильные трубы ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования» успешно эксплуатируются после 10 000 метров проходки.

2. В ходе испытаний на участке выполнения работ «Фёдоровско-кедровская площадь» на 11.12.2023г. наработка бурильных труб в одной буровой колонне составила **13 423,2 м.**, Трубы пригодны к дальнейшей эксплуатации. Бурение трубами продолжается.

3. Общий ресурс бурильной трубы производства АО «Завод бурового оборудования», полученный расчетным путем, составляет **22 452 м.**

4. Стоимость бурения одного метра скважины бурильными трубами производства АО «Завод бурового оборудования» - **0,789 руб.**

5. Стоимость бурения одного метра скважины бурильными трубами китайского производства - **1,40 руб.** Расчеты стоимости бурения одного метра скважины китайскими бурильными трубами выполнены на основе данных предоставленных АО «Росгео» - «База сравнения» (приложение 3).

6. Согласно предварительным данным экономически обоснованно применять бурильные трубы ТБСУ 63,5х4,5 НЗ 4700 Л производства АО «Завод бурового оборудования», так как стоимость бурения одного метра скважины уже на данный момент на **36 %** ниже по сравнению со стоимостью бурения одного метра скважины бурильными трубами китайского производства. Вместе с тем необходимо отметить, что эксплуатация продолжается и еще есть остаточный ресурс.

7. Бурильные трубы АО «Завод бурового оборудования» соответствуют требованиям технического задания АО «Росгео», а также заявленным техническим характеристикам завода изготовителя и рекомендуются к применению АО «Росгео» для выполнения буровых работ.

Начальник участка АО «ЦПГО»



Э.В. Щербинин

Гл. конструктор АО «Завод бурового оборудования»



О.И. Лапынин

УТВЕРЖДАЮ

И.о. главного инженера
Федоровского УПНПиКРС
В.Г. Жернаков
«24» февраля 2022 г.

24.02.2022 № 12-02-22-1 АКТ

Эксплуатационных испытаний Трубы нефтепромышленной технологической ТНТ 73-93х5х10000 DR89G Л ТУ 3666-017-01423045-2014

Место составления акта: Участок подготовки производства

Основание: договор на проведения эксплуатационных испытаний № 13 от 16.07.2021 (далее - Договор) (приложение).

Составлен комиссией в составе:

Председатель	В.Г. Жернаков, заместитель начальника управления по производству Федоровского УПНПиКРС
Члены комиссии:	1. Д.В. Михальчук, начальник производственного отдела Федоровского УПНПиКРС 2. И.А. Рашев, инженер I категории производственного отдела Федоровского УПНПиКРС
Присутствовали:	1. Н.С. Влазнев, директор коммерческий АО «Завод бурового оборудования»

В период с 01.11.2021 по 24.02.2022 проведены эксплуатационные испытания опытного образца трубы нефтепромышленной технологической ТНТ 73-93х5х10000 DR89G Л ТУ 3666-017-01423045-2014 (далее – Трубы ТНТ 73-93х5х10000 DR89G), производства АО «Завод бурового оборудования», с заводским номером № 1.

Испытания ТНТ 73-93х5х10000 DR89G проведены на 9 скважинах, наработка составила 585 ч. эксплуатации, момент вращения 450-600 Н, проходка 512,8 м. (приложение).

Комиссией установлено:

1. Эксплуатационные характеристики Трубы ТНТ 73-93х5х10000 DR89G соответствуют заявленным заводом-изготовителем и указанным в паспорте.

2. Проводились работы по разбурированию цементного стакана, оснастки «хвостовика» и проведению ГФИ спуском прибора – без замечаний. В процессе работ были достигнуты следующие параметры работ: момент вращения до 600 Н, нагрузка до 4 т, вес «наверх» до 46 тонн.

3. После наработки 367 ч, проходки 323 м контрольный замер муфтовых соединений показал минимальную выработку не более 0,5 мм (заводской параметр 90,2 мм), что соответствует заявленным характеристикам и аналогично выработке трубы импортного производства.

Выводы и предложения:

1. Характеристики соответствуют заявленным заводом-изготовителем и указанным в паспорте на Трубу ТНТ 73-93х5х10000 DR89G.

2. Резьбовые соединения совместимы (идентичны) с резьбой трубы технологической Grant Prideco, ТК 34 импортного производства (США).

3. Сравнение основных технических характеристик:

Наименование	Вес 1 метра кг	Момент свинчивания резьбовых соединений кгс*м (Н*м)	Предельная растягивающая нагрузка (Qt), тс	Предельный крутящий момент (Mкр), кгс*м	Максимальное давление (Рвн), кгс/см ²
Трубы ТНТ 73-93х5х10000 DR89G (АО «ЗБОО»)	9,0	590(5900)	690	10000	75,7
Труба аналог Grant Prideco, TK 34 (USA)	9,05	590(5900)	690	10000	75,7

4. По результатам проведенных испытаний опытный образец Трубы ТНТ 73-93х5х10000 DR89G признан пригодным к эксплуатации в условиях месторождений ПАО «Сургутнефтегаз» и дальнейшему применению при проведении работ по КР6.

5. В соответствии с п.3.2 Договора целесообразно приобретение опытного образца Трубы ТНТ 73-93х5х10000 DR89G для продолжения его эксплуатации и определения истинного ресурса.

Составлен в 3 экземплярах и направлен:

первый экземпляр – Федоровское УПНПиКРС ПАО «Сургутнефтегаз»

второй экземпляр – Управление по текущему и капитальному ремонту скважин ПАО «Сургутнефтегаз»

третий экземпляр – АО «Завод бурового оборудования»

Приложение: на 17 л. В 1 экз.

Председатель

В.Г. Жернаков

Члены комиссии:

Д.В. Михальчук

И.А. Рашев

Присутствовали:

О.И. Лапынин

Приложение №4
к Соглашению на проведение
опытно-промышленных испытаний
№ 233-ВТ 141/24
от «27» мая 2024г.

**Общество с ограниченной ответственностью «ВэллТех»
А К Т**

опытно-промышленных испытаний

« 08 » августа 2025 г.

Труба нефтепромысловая технологическая ТНТ 73-93х5,5х9500 DR89G M, в количестве 35 тн. (369 шт.)

Основание: Соглашение о сотрудничестве на проведение опытно-промышленных испытаний между ООО «ВэллТех» и АО «Завод бурового оборудования», труба нефтепромысловая технологическая ТНТ 73-93х5,5х9500 DR89G M, в количестве 35 тн. (369 шт.) при проведении работ по капитальному ремонту скважин на объектах Месторождений ООО «ЛУКОЙЛ-Западная Сибирь»

Комиссией в составе:

Председатель:

Заместитель генерального директора по производству ООО «ВэллТех» - В.В. Кондратьев

Члены комиссии:

Главный технолог – начальник отдела ООО «ВэллТех» – Д.В. Бескоровайный

Ведущий инженер ОГТ ООО «ВэллТех» – Е.В. Бодров

Главный конструктор АО «Завод бурового оборудования» - О.И. Лапынин

В период с «07» марта 2025 по «07» августа 2025 на территории:

Восточно-придорожное скв. 860.858

Кустовое скв. 179

Южно-Ягунское скв. 2311.648

Равенское скв. 120.101г. 212. 131

согласно Соглашения, были проведены опытно-промышленные испытания опытного образца труба нефтепромысловая технологическая ТНТ 73-93х5,5х9500 DR89G M, в количестве 35 тн. (369 шт.) Комиссией установлено:

Основные преимущества:

1. - трубы ТНТ 73 полностью соответствуют заявленным производителем техническим характеристикам;

2. - резьбовые соединения труб ТНТ 73 во время испытаний обеспечивали герметичность. Максимальное давление при эксплуатации труб ТНТ 73 достигало 150 атмосфер, что подтвердило высокую герметичность резьбовых соединений DR89G;

3. - испытаниями подтвержден высокий ресурс резьбового соединения. Во время испытаний трубами ТНТ 73 было произведено 28 спуско-подъемных операций (СПО). Визуальный осмотр резьбового соединения не выявил задиров, заливаний, деформаций резьбы и следов износа.

4. - равнопроходной диаметр труб ТНТ 73 обеспечивал беспрепятственное прохождение инструмента и оборудования во время проведения работ.

Выводы и предложения:

Комиссия постановила: трубы нефтепромысловые технологические ТНТ 73-93х5,5х9500 DR89G M успешно прошли испытания и рекомендованы для дальнейшей эксплуатации.

Заместитель генерального директора
по производству ООО «ВэллТех»

Главный технолог – начальник
отдела ООО «ВэллТех»

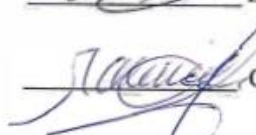
Ведущий инженер ОГТ ООО «ВэллТех»

Главный конструктор
АО «Завод бурового оборудования»

 В.В. Кондратьев

 Д.В. Бескоровайный

 Е.В. Бодров

 О.И. Лапынин

« » 2025 г.

Подписи:
от ООО «ВэллТех»:

И.о. генерального директора



Н.Д. Крылов /

от АО «Завод бурового оборудования»:

Генеральный директор



А.К. Медведев /



ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
**“ИНК-ТЕКУЩИЙ И КАПИТАЛЬНЫЙ
 РЕМОНТ СКВАЖИН”**

664007, г. Иркутск, ул. Октябрьской Революции, д. 1/4, оф. 901; тел. (3952) 211-352; факс (3952) 211-353.
 e-mail: ink-tkrs@irkutskoil.ru (WEB - www.irkutskoil.ru)
 ИНН 3849060301, КПП 384901001, р/с 40702810218350015189 в БАЙКАЛЬСКОМ БАНКЕ ПАО СБЕРБАНК
 К/с 30101810900000000607, БИК 042520607.

Исх. № 525-ТКРС от «21» 08 2021 г.

Генеральному директору
 ОАО «Завод бурового оборудования»
 Медведеву А.К.

Уважаемый Александр Константинович!

ООО «ИНК-ТКРС» производит ремонт нефтяных и газовых скважин на нефтегазоконденсатных месторождениях и лицензионных участках ГК ИНК на территории Иркутской области.

С 2020 г. нашей компанией используется труба технологическая 48/55х4х9500 группы прочности «Л1» производства ОАО «Завод бурового оборудования» для работ по восстановлению циркуляции, ликвидации аварий и извлечения оборудования в НКТ. За время использования данной трубной продукции не возникало случаев несоответствия требованиям, предъявляемым нашей компанией к качеству продукции.

Выражаем Вам благодарность за высокое качество поставляемого оборудования и надеемся на дальнейшее сотрудничество.

И.о. директора

С.Е. Домбровский

Сизых Александр Анатольевич, ведущий инженер ПТО
 +7 (3952) 211-352 (вн. 2274), sizyh_aa@irkutskoil.ru

Российская Федерация «АРЕАЛ РЕСУРС» ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ		Russian Federation «AREA RESOURCE» SOCIETY WITH LIMITED LIABILITY
67/2000 г. Чита, ул. Чкалова, д. 158 п.4 Тел. (+73022) 350553, факс (+73022) 350558	ИНН 7536079069 КПП 753601001 ОГРН 1077536004480	67/2000 г. Chita, st. Chkalova 158/4 Tel. (+73022) 350553, Fax (+73022) 350558

Исх.169/22 от 25.08.2022г.

ОТЗЫВ О ПОЛЕВЫХ ИСПЫТАНИЯХ

ООО «АРЕАЛ РЕСУРС» выполняет буровые работы на подрядной основе для ведущих российских горнодобывающих компаний с 2007 года, используя буровой инструмент ССК производства KHP, Atlas Copco, Boart Longyear.

В 2022 году наша компания закупила буровой инструмент ССК производства АО «Завод бурового оборудования» для полевых испытаний (бурильные трубы облегченной конструкции в количестве 209 шт., головные блоки, овершоты, ключи, расходники и т.д.). Качество и ресурс бурового инструмента полностью устраивает. К примеру, облегченные бурильные трубы HRQL подтвердили ресурс 14 000 м. Обрывов и отбракованных труб нет. Колонковое бурение велось по породам IV-XI категорий, в разрезах разной степени сложности, глубина скважин до 2000 м. Головные блоки, овершоты, буровые ключи имеют высокий ресурс. Качество инструмента не вызывает нареканий со стороны бурового персонала.

ООО «АРЕАЛ-РЕСУРС» выражает благодарность коллективу АО «Завод бурового оборудования» за производство и поставку бурового инструмента достойного качества и надеется на дальнейшее взаимовыгодное сотрудничество.

Генеральный директор
ООО «Ареал ресурс»



Маскайкин А.И.



mail: amaskaykin@mail.ru
arealresurs@mail.ru

ТЕЛ.: (+73022) 350553
 ФАКС: (+73022) 350558





БУРОВЫЕ
РЕШЕНИЯ

Исх. № 01/2023-23
«21» января 2023 г.

АО «Завод бурового оборудования»

Уважаемый Александр Константинович!

С 2020 года наша компания плодотворно сотрудничала с Вашей компанией, приобретая инструмент для бурения методом ССК (Wireline).

В сентябре 2022г. мы приобрели пробную партию Труба бурильная HRQL-TU 3668-003-01423045-2009 (WLH2-L-1002-3000) в количестве 404шт.

Убедившись в качестве и ресурсе данных труб облегченной конструкции, в декабре 2022г. мы приобрели вторую партию данных труб в количестве 266шт.

Трубы АО «Завод бурового оборудования» до настоящего времени используются в бурении глубоких скважин и претензий к качеству не имеем.

Благодарим весь коллектив завода за выпуск качественной импортозамещающей продукции и выражаем заинтересованность в дальнейшем долгосрочном сотрудничестве!

Директор
ООО «БУРОВЫЕ РЕШЕНИЯ»



Малыхина Е. Н.

BR.KZ

ПР. АЛЬ-ФАРАБИ, 7К, БЛОК 5А, ОФИС 218, Г. АЛМАТЫ, **КАЗАХСТАН**
УЛ. УРИЦКОГО, 185А, Г. ПОЛЕВСКОЙ, **РОССИЯ**