

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ «ЦЕНТРАЛЬНЫЙ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
«ПРОМЕТЕЙ» имени И.В.ГОРЫНИНА НАЦИОНАЛЬНОГО ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОГО
ЦЕНТРА «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

На правах рукописи

УДК 669.14.018.295:621.77.016.2:539.2:621.791.051.6

ГРНТИ 53.49.05



ПАЗИЛОВА УЛЬЯНА АНАТОЛЬЕВНА

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА
И ОТПУСКЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И ВЗАИМОСВЯЗЬ ЕЕ
С ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ**

Специальность: 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Хлусова Елена Игоревна

Санкт-Петербург

2017г.

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	12
1.1 Высокопрочные стали для судостроения	12
1.1.1 Основные технологии производства листового проката	16
1.2 Свариваемость высокопрочных сталей.....	17
1.2.1 Фазовые превращения и структурные изменения в сталях при сварке.....	19
1.2.2 Проблемы, возникающие при сварке высокопрочных сталей.....	29
1.2.3 Назначение отпуска сварных соединений	31
1.3 Постановка задачи.....	35
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ.....	40
2.1 Характеристика сталей, исследованных в работе.....	40
2.2 Методы исследования структурных и фазовых превращений	41
2.2.1 Исследование фазовых превращений с помощью дилатометра DIL 805	41
2.2.2 Имитационное моделирование на комплексе «GLEEBLE 3800».....	42
2.3 Методы исследования структуры.....	44
2.3.1 Оптическая металлография	44
2.3.2 Метод дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD).....	45
2.3.3 Метод просвечивающей электронной микроскопии	46
2.3.4 Растровая электронная микроскопия	47
2.4 Методы стандартных механических испытаний.....	47
2.4.1 Испытание на растяжение	47
2.4.2 Испытание на ударный изгиб.....	48
2.4.3 Испытание на растяжение в направлении толщины.....	48
2.4.4 Испытание технологических проб на излом	48
2.4.5 Определение твердости	51
2.5 Оценка характеристик работоспособности	51
2.5.1 Определение критических температур хрупкости.....	51
2.5.2 Испытания на трещиностойкость	52
2.5.3 Испытания на сопротивление коррозии и коррозионно-механическим повреждениям ...	52
2.6 Оценка свариваемости стали.....	55
2.6.1 Оценка свариваемости на крупногабаритных пробах.....	55
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2	56

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСНОВНОМ МЕТАЛЛЕ И ЗТВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	57
3.1 Определение критических точек	57
3.2 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН4МДФ	59
3.3 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ в стали марки 10ХН4МДФ после имитационного моделирования	61
3.4 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН3МДФ	69
3.5 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ после имитационного моделирования в стали марки 10ХН3МДФ	71
3.6 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН2МДБ	79
3.7 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ после имитационного моделирования в стали марки 10ХН2МДБ.....	82
3.8 Твердость образцов после имитационного моделирования термического цикла сварки..	89
3.9 Исследования структуры стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до 1350°С методами просвечивающей электронной микроскопии	91
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3	96
ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 10ХН2МДБ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ДО 40 мм С ГАРАНТИРОВАННЫМ ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 750 МПа	101
4.1 Исследование влияния термодформационных режимов горячей пластической деформации на структуру стали марки 10ХН2МДБ	104
4.2 Изготовление опытно-промышленных партий стали марки 10ХН2МДБ и оценка работоспособности листового проката	112
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4	119
ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА ПОСЛЕ СВАРКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ЗТВ	121
5.1 Процессы отпуска в основном металле с различной исходной структурой.	121
5.2 Исследование влияния кратковременного отпуска на структуру и твердость первого участка ЗТВ.....	125
5.2.1 Сталь марки 10ХН4МДФ	125
5.2.2 Сталь марки 10ХН3МДФ	132

5.3 Изучение фазовых и структурных превращений на различных участках ЗТВ при послесварочном отпуске.....	135
5.3.1 Сталь марки 10ХН4МДФ	137
5.3.2 Сталь марки 10ХН3МДФ	141
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5	145
ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТПУСКА НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ЗТВ.....	147
6.1. Влияние деформации с различной скоростью при температуре отпуска на пластичность образцов из стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ	150
6.2. Исследования микроструктуры и характера разрушения образцов основного металла и образцов, имитирующих различные участки ЗТВ в стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, после термомеханических воздействий.....	159
6.2.1. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 600°С без деформации.	159
6.2.2. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 600°С и деформации растяжением.....	162
6.2.3. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 640°С без деформации.	173
6.2.4. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 640°С и деформации растяжением.....	174
ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 6	186
ГЛАВА 7. ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕСВАРОЧНОГО ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ. ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТ	189
7.1. Структура и свойства ЗТВ сварного соединения из стали 10ХН2МДБ	189
7.2. Исследование свойств сварных соединений из стали 10ХН4МДФ	191
7.3. Внедрение результатов работы.....	194
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	196
Список литературы	199
Приложение А	208
Приложение Б.....	209

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Основным материалом для судокорпусных конструкций, морских надводных и подводных технических средств, по сочетанию низкой стоимости и высокой технологичности, как в настоящее время, так и в ближайшей перспективе, продолжают оставаться конструкционные свариваемые стали. Эти материалы обеспечивают потребности строительства морских стационарных и плавучих платформ и буровых установок, ледоколов и других судов арктического плавания, подъемно-транспортного оборудования для разведки и освоения нефтегазовых месторождений шельфа Арктики.

Для снижения металлоемкости целесообразно использовать высокопрочные стали, которые, как правило, отличаются высоким уровнем легирования. В то же время, с экономической точки зрения, такие стали должны быть относительно дешевы, а динамика развития потребностей в судостроительных сталях в России в настоящее время ставит задачу расширения диапазона прочности этих сталей в сторону увеличения предела текучести (как минимум, до 750 МПа для листового проката толщиной до 40 мм) с сохранением всех свойств, присущих сталям более низкой прочности и обеспечивающих высокую конкурентоспособность на мировом рынке. Кроме того, применение более прочных материалов позволяет достичь не только снижения толщины корпусных сталей за счет облегчения конструкции, но и повышения ее надежности по отношению к опасности хрупких разрушений, что делает перспективным применение новой стали и в надводных конструкциях морской техники (в том числе, для ледоколов и нового класса кораблей ледового плавания). Повышенная коррозионная стойкость позволяет решить задачу снижения запасов на коррозию.

К настоящему времени в ЦНИИ КМ «Прометей» применительно к судокорпусным конструкциям разработан целый спектр высокопрочных сталей, отличающихся уровнем легирования и прочностными свойствами. В частности, в рамках государственного контракта от 11.07.2011г. № 11411.1007400.09.056 шифр «Ледоход» была запатентована экономнолегированная хладостойкая сталь с гарантированным пределом текучести 690 МПа (10ХН2МД) и предложен способ формирования мелкого аустенитного зерна перед превращением, заключающийся в накоплении пауз между проходами при горячей деформации на высокотемпературной стадии прокатки для инициации статической рекристаллизации.

Однако возможности управления структурой за счет варьирования технологических параметров далеко не исчерпаны, о чем свидетельствуют многочисленные публикации российских и зарубежных исследователей. Применение современных методов создания

сверхмелкозернистой структуры на базе прецизионных режимов термомеханической обработки (закалки с прокатного нагрева с отпуском) позволит достичь повышения прочностных характеристик конструкционной стали при снижении ее стоимости по отношению к имеющимся аналогам не менее чем на 15%.

Кроме того, снижение уровня легирования при более высоких прочностных характеристиках без потери хладостойкости металла в зоне термического влияния сварных соединений обеспечит снижение трудоемкости сварочных работ на судостроительных заводах.

Часто для сварных конструкций из высокопрочных сталей необходимой операцией является послесварочный отпуск для снятия остаточных сварочных напряжений (ОСН). Эта необходимость обусловлена как требованиями по обеспечению эксплуатационной надежности конструкций, особенно для конструкций типа сосудов давления с циклическим режимом нагружения, так и обеспечением отсутствия поводков при завершающей механической обработке, если требуется получение изделия с жесткими допусками по размерам. Известно, что снижение ОСН в результате послесварочного отпуска происходит как вследствие снижения предела текучести металла с повышением температуры, так и, главным образом, за счет релаксации ОСН во времени при переходе упругих деформаций в пластические деформации ползучести [1]. Для увеличения эффекта снятия ОСН температуру отпуска выбирают как можно выше, приближаясь к температуре отпуска основного металла при штатной термообработке, а время отпуска достигает нескольких часов. Охлаждение после отпуска обычно стремятся проводить как можно быстрее из соображений быстрого прохождения интервала температур отпускной хрупкости.

Практика показывает, однако, что изложенные простые соображения о назначении режимов отпуска для снятия ОСН могут оказаться недостаточными. Не всегда отпуск желателен с технической точки зрения. В некоторых случаях работы сварных конструкций при переменных нагрузках обнаруживается отрицательное влияние отпуска [2].

Вопрос о необходимости отпуска сварных конструкций в общей постановке является одним из наиболее сложных. Число факторов, которые должны быть приняты во внимание при назначении отпуска, велико. Это изменение механических и физических свойств металла, эксплуатационная прочность конструкции, возможность хрупких разрушений при пониженных температурах, появление холодных трещин и коррозионное растрескивание, степень ответственности конструкции, деформируемость деталей во время механической обработки и эксплуатации, необходимая степень сохранения точности, достигнутой при обработке и др.

Целью настоящей работы является разработка термомеханических режимов горячей пластической деформации для обеспечения гарантированного предела текучести 750 МПа листового проката толщиной до 40 мм и установление особенностей влияния послесварочного

отпуска на структуру, механические свойства и склонность к растрескиванию в ЗТВ сварных соединений из высокопрочных легированных сталей.

Для достижения указанной цели работа выполнялась в двух направлениях, были поставлены следующие **задачи**:

в области разработки технологии изготовления листового проката:

– путем построения термокинетических диаграмм превращений аустенита стали марки 10ХН2МДБ изучить кинетику фазовых превращений, в том числе с учетом предварительной пластической деформации в аустенитной области;

– исследовать с использованием имитационного моделирования на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800 влияние термомеханических режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на особенности конечной структуры стали марки 10ХН2МДБ;

– разработать технологические схемы горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева и опробовать их при опытно-промышленном изготовлении листового проката толщиной 25-40 мм из стали марки 10ХН2МДБ;

– исследовать структуру и механические свойства изготовленного листового проката стали марки 10ХН2МДБ.

в области исследования свойств ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей изучить:

– кинетику фазовых превращений аустенита высокопрочных марок стали, в том числе в результате действия термического цикла сварки;

– закономерности формирования структуры ЗТВ сварного соединения в зависимости от уровня легирования на основе комплексных экспериментальных исследований;

– влияние послесварочного отпуска на изменение структуры, формирующейся в ЗТВ, и механических свойств;

– влияние структуры ЗТВ сварного соединения на механические свойства и сопротивляемость хрупким разрушениям.

Объектом исследования являются низкоуглеродистые высокопрочные легированные стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ и их сварные соединения.

Предметом исследований являются особенности формирования структуры, их влияние на механические свойства и сопротивление хрупкому разрушению листового проката и сварных соединений из высокопрочных сталей марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ.

При выполнении работы автором получены следующие **результаты, обладающие научной новизной:**

1. Установлено, что для низкоуглеродистой высокопрочной стали с $S_{экв} = 0,6-0,7\%$ с размером зерен аустенита не более 16 мкм, сформированных на высокотемпературной стадии прокатки, деформация при постоянной температуре ниже температурного порога статической рекристаллизации на 50-70°C на завершающей стадии прокатки приводит к измельчению блоков мартенситно-бейнитной структуры и относительному росту доли малоугловых границ с разориентировками не менее 5° в конечной структуре. Это способствует увеличению прочности на 50-100 МПа без изменения уровня легирования.

2. Получены зависимости общего удлинения для ЗТВ сварных соединений высокопрочных низкоуглеродистых сталей различного уровня легирования ($S_{экв} = 0,6-0,8\%$) с мартенситно-бейнитной структурой от скорости деформирования в интервале температур 600-640°C, характерных для высокого отпуска. При этом установлено, что:

- независимо от температуры отпуска и скорости деформирования в интервале $3,3 \cdot 10^{-3} - 5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ происходит резкое снижение значений удлинения перед разрушением в крупнозернистом участке ЗТВ с мартенситной структурой для всех исследованных сталей;

- на участке частичной перекристаллизации температура отпуска практически не влияет на изменение деформационной способности, а влияние скорости деформирования на величину удлинения образцов перед разрушением ослабевает с понижением уровня легирования.

3. Показано, что при отсутствии рекристаллизации в α -фазе, независимо от уровня легирования при $S_{экв} = 0,6-0,8\%$, растрескивание в крупнозернистом участке ЗТВ сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей с мартенситно-бейнитной структурой после повторных нагревов в области температур высокого отпуска вызвано зернограничным проскальзыванием под действием деформаций при релаксации остаточных напряжений с образованием трещин в тройных стыках бывших аустенитных зерен.

4. Предложена методика, которая последовательно оценивает влияние кинетики фазовых превращений в ЗТВ сварных соединений высокопрочных легированных сталей с мартенситно-бейнитной структурой, влияние отпуска при выбранной температуре, в том числе с приложением деформации с низкой скоростью (до $5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$), на склонность к охрупчиванию в ЗТВ.

Теоретическая значимость работы. Диссертационная работа позволяет расширить представления:

- об особенностях изменения конечной превращенной структуры низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей в зависимости от термомодеформационных режимов горячей пластической деформации;

- об особенностях формирования структуры на различных участках ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей в результате действия термического цикла сварки;

- о роли сформированной структуры в изменении механических свойств и деформационной способности сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске.

Практическая значимость работы подтверждается тем, что: разработаны и внедрены в опытно-промышленном производстве технологические схемы горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева с последующим высоким отпуском для повышения прочностных характеристик листового проката из низкоуглеродистой легированной стали. Рекомендации по горячей прокатке внесены в технологическую инструкцию на изготовление листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства; **разработаны** методические указания по прогнозированию склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске и **внедрены** в организациях, располагающих пластометрическими комплексами GLEEBLE; **определены** перспективы использования предложенного способа моделирования структуры в ЗТВ сварных соединений для низкоуглеродистых высокопрочных сталей.

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Термомодеформационные режимы горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева с последующим высоким отпуском, обеспечивающие повышение прочностных характеристик листового проката из низкоуглеродистой экономнолегированной высокопрочной стали при сохранении сопротивления хрупким разрушениям.

2. Установленные закономерности влияния температуры послесварочного отпуска и деформации с различной скоростью на формирование структуры в ЗТВ низкоуглеродистых легированных высокопрочных сталей.

3. Результаты исследования снижения деформационной способности сварных соединений из низкоуглеродистых легированных высокопрочных сталей после высокого отпуска.

4. Методика прогнозирования склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых легированных высокопрочных конструкционных сталей при послесварочном отпуске.

Достоверность результатов

Достоверность результатов обеспечена большим объемом выполненных экспериментов с применением комплекса стандартных и современных методов исследования. Полученные результаты согласуются с известными экспериментальными данными других исследований.

Личное участие автора в получении научных результатов, изложенных в диссертации, состоит в:

- постановке целей и задач работы;
- изучении кинетики фазовых превращений и связанных с ними изменениями структуры, в том числе в различных участках ЗТВ при послесварочном отпуске;
- исследовании влияния термомодеформационных режимов горячей пластической деформации на конечную структуру низкоуглеродистой экономнолегированной конструкционной стали;
- разработке режимов моделирования формирования структуры на различных участках ЗТВ легированных высокопрочных сталей при послесварочном отпуске применительно к пластометрическому комплексу GLEEBLE 3800;
- анализе результатов лабораторных экспериментов по исследованию сопротивления основного металла и ЗТВ сварных соединений замедленному разрушению и образованию трещин при послесварочном отпуске с помощью оценки деформационной способности при испытаниях на растяжение;
- проведении с помощью оптической металлографии структурных исследований основного металла и ЗТВ сварных соединений из высокопрочных сталей различного легирования;
- анализе результатов взаимосвязи структуры и характеристик сопротивления деформированию и разрушению основного металла и сварных соединений.

Апробация работы. Основные положения работы доложены и обсуждены на следующих научных конференциях: XIV, XVIII Петербургских чтениях по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 2003, 2008г.; XIV международной научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций», Санкт-Петербург, 2008г.; Международной научно-технической конференции «Современные металлические материалы и технологии (СММТ 2009)», Санкт-Петербург, 2009г.; Всероссийской научной конференции «Роль фундаментальных исследований при реализации стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года», Москва, 2014г.; LVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Севастополь, 2016г.

Публикации. Основное содержание диссертации отражено в 13 печатных работах, в том числе 8 статьях в изданиях, рекомендованных перечнем ВАК, 2 патентах.

Структура диссертации. Диссертация состоит из введения, семи глав, основных выводов и списка литературы. Объем диссертации составляет 210 страниц текста, включая 100 рисунков и 13 таблиц. Список литературы содержит 107 источников.

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 Высокопрочные стали для судостроения

В настоящее время в судостроении, машиностроении и строительной промышленности широко применяют высокопрочные стали при создании особо ответственных сварных конструкций, в которых необходимо обеспечить максимальное снижение металлоемкости. Внедрение высокопрочных легированных сталей способствует повышению эксплуатационных свойств конструкций и снижению себестоимости их строительства.

В судостроении высокопрочные стали используются для морской техники, эксплуатирующейся в экстремальных условиях:

- ледоколов и других судов арктического флота;
- технических средств, обеспечивающих разведку, добычу и транспортировку нефти, газа и других полезных ископаемых (добычные комплексы, суда типа FPSO, подводные средства для доставки полезных ископаемых, оборудование и инструмент для подводных работ);
- подводных обитаемых и необитаемых аппаратов;
- глубоководных средств, предназначенных для обеспечения длительной жизнедеятельности человека на глубине (стационарные обитаемые подводные комплексы) различного назначения, в том числе обеспечивающие пребывание человека при нормальном давлении;
- барокамер и водолазных комплексов, в том числе стационарных барокамер для проведения декомпрессии водолазов, которые могут располагаться как на судах обеспечения, так и на спасательных подводных аппаратах и на суше.

Условия эксплуатации таких конструкций являются весьма сложными:

- воздействие низких температур (расчетная температура от 20 до - 50°C);
- динамическое ветроволновое воздействие, вызывающее циклические нагрузки (до 10^7 за период эксплуатации);
- динамические нагрузки от сейсмического и ледового воздействий;
- повторно-статические и циклические нагрузки;
- длительное коррозионное воздействие морской воды.

Специфическими требованиями к стали для глубоководной техники являются [1, 4]: стабильность механических свойств в листовом прокате большой толщины, высокая удельная

прочность, способность конструкций выдерживать давление на больших глубинах, сопротивление усталостным нагрузениям, высокое сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением, достаточная вязкость, обеспечивающая отсутствие катастрофических разрушений, в т.ч. при наличии трещин, высокая технологичность при операциях штамповки, гибки,ковки, сварки, возможность проведения ремонтных работ при низких температурах и др.

Требуемый уровень прочностных свойств достигается при формировании в процессе закалки низкоуглеродистой высокопрочной стали мартенситно-бейнитных структур или структур преимущественно мартенситного типа (реечного и высокотемпературного мартенсита) с высокой плотностью дислокаций. Кроме того, необходимым условием обеспечения требуемого уровня предела текучести является образование в процессе высокого отпуска упрочняющих зон предвыделений и когерентных выделений карбидной фазы (цементитного типа, легированной хромом и молибденом, или специальных карбидов - Cr_7C_3 , Mo_2C , VC) [5, 6, 7, 8, 9].

Прочность высокопрочной стали с мартенситной структурой зависит от содержания углерода. Легирующие элементы выбирают таким образом, чтобы обеспечить хорошую прокаливаемость при закалке и устойчивость к отпуску. Для обеспечения необходимой прокаливаемости высокопрочные улучшаемые стали легированы никелем, медью, хромом и марганцем, а для повышения устойчивости к отпуску – молибденом, хромом, ванадием, реже - ниобием.

Эффективным карбидообразующим элементом является молибден. Оптимальным условием является обеспечение атомного соотношения $Mo/C \approx 1,3$, когда возникающие на дислокациях скопления атомов молибдена достигают объемной плотности, достаточной для растворения цементитной фазы, выделяющейся на ранних стадиях распада дислокационного мартенсита, и образования на дислокациях предвыделения и выделения упрочняющих специальных карбидов. Эффект упрочнения при отпуске усиливается при легировании молибденом в сочетании с ванадием. Никель усиливает эффект дисперсионного твердения. Кроме того, повышая сопротивление пластической деформации матрицы, никель и медь предотвращают раннюю полигонизацию дислокаций при отпуске [10].

Внутреннее строение высокопрочных сталей, обусловленное их легированием и технологией производства, оказывает доминирующее влияние на технологические и эксплуатационные свойства, а важнейшим параметром, определяющим свойства металла, является размер структурных элементов. В простейшем случае в качестве структурных элементов рассматривают зерна.

Известно, что величина зерна при нагреве стали в аустенитной области зависит не только от температуры и продолжительности выдержки, но и от наличия в аустените включений второй фазы — нитридов, карбидов, сульфидов или оксидов. Располагающиеся преимущественно по границам зерен эти частицы играют роль барьеров, тормозящих миграцию границ зерен и, таким образом, способствующих получению мелкозернистой структуры. Для измельчения зерна в стали обычно добавляют алюминий, который образует с растворенными в жидком металле азотом и кислородом соединения AlN и Al_2O_3 , карбо- и нитридообразующие металлы, такие как титан, ванадий, ниобий, вольфрам, а также некоторые редкоземельные элементы. При охлаждении микролегированной стали из аустенитной области происходит измельчение действительного зерна за счет образования большего количества центров кристаллизации, которыми служат включения. Следовательно, чем больше объемная доля нерастворенных частиц сохраняется в стали при нагреве и меньше их размер, тем более мелкозернистым получается аустенит. Для получения мелкозернистой стали в широком диапазоне температур нагрева наиболее эффективно легирование стали двумя или более карбидо- или нитридообразующими элементами, имеющими различную температуру перехода соответствующих фаз в твердый раствор.

Для одновременного повышения прочности и хладостойкости стали широко применяют микролегирование сильными карбонитридообразующими элементами. С этой целью используют металлы IV и V групп: ванадий, ниобий, титан и редко цирконий. Карбонитриды обуславливают дисперсионное упрочнение, измельчение зерна аустенита и действительного зерна стали. Наиболее эффективное действие карбонитридов на свойства стали достигается при таком содержании легирующих элементов и температуры аустенитизации, при которых в раствор переходит упрочняющая фаза в количестве, достаточном для последующего дисперсионного упрочнения, а нерастворенной остается такое ее количество, которое необходимо для создания эффективных барьеров, тормозящих рост зерен при нагреве. Обычно стали легируют ванадием и ниобием в количестве порядка нескольких сотых процента.

Опыт эксплуатации микролегированных сталей показал, что оптимальной является концентрация ванадия до 0,12 %, ниобия — до 0,06 %, титана — до 0,04 %. При большей концентрации малорастворимые примеси диффундируют к границам зерен, являющимся областями с меньшей плотностью, обогащают их и охрупчивают. Кинетика растворения при нагреве и последовательность выделения карбонитридов ниобия в аустените происходит при более высокой температуре, чем соединений ванадия. Полное растворение карбонитридов ванадия заканчивается при 800–900°C, а карбонитридов ниобия при температурах около 1100°C. Дополнительное введение титана дает положительный эффект за счет смещения начала

образования нитридов алюминия в более низкотемпературную область и за счет предотвращения выделения пленочных нитридов алюминия.

Известно, что прокаливаемость стали помимо ее легирования определяется также и размером аустенитного зерна. С одной стороны, увеличение размера зерна повышает прокаливаемость в мартенситной области. С другой стороны, в сталях с крупным аустенитным зерном сложно обеспечить высокую хладостойкость. В связи с этим, вопрос формирования зеренной структуры легированной стали перед превращением является особенно важным.

На рисунке 1.1.1. показано изменение размера зерна аустенита при нагреве от 950 до 1200°C хромоникельмолибденовых сталей 09ХН2МДФ, 09ХН2МДБ и 09ХН4МДФ. Видно, что рост зерна происходит монотонно, рисунок 1.1.1, и несколько ускоряется при температуре выше 1100°C [11, совместно с соавторами]. Указанные стали проявляют склонность к увеличению размера зерна аустенита при нагреве под прокатку при температурах выше 1150°C.

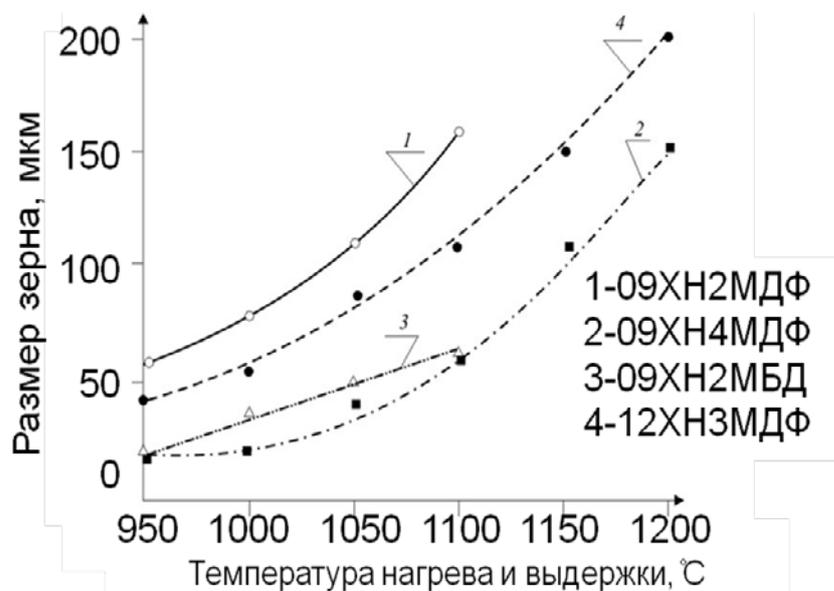


Рисунок 1.1.1 - Изменение размера аустенитного зерна при нагреве стали марок 09ХН2МДФ, 09ХН2МДБ, 09ХН4МДФ и 12ХН3МДФ (без предварительного отжига).

Склонность к росту зерна аустенита хромоникельмолибденовых сталей возрастает при снижении никеля в стали от 3,5 % масс. до 2 % масс. и не зависит от содержания углерода. Замена легирования ванадием на ниобий в стали 09ХН2МД приводит к заметному торможению процесса роста зерна при повышении температуры нагрева: в интервале температур 950-1100°C величина зерна аустенита в стали 09ХН2МДБ почти в два раза меньше по сравнению со сталью 09ХН2МДФ [9].

Таким образом, несомненно, что для ограничения роста аустенитного зерна в процессе производства горячего проката из высокопрочных сталей в химический состав необходимо

добавлять микролегирующие добавки карбо-нитридообразующих элементов. Особенно эффективным считают микролегирование ванадием, ниобием и алюминием в количестве порядка нескольких сотых процента. Однако возможности предотвращения роста зерна за счет легирования ограничены, и основным способом измельчения зерна аустенита становится технология производства листового проката на этапе горячей пластической деформации.

1.1.1 Основные технологии производства листового проката

Среди различных механизмов упрочнения стали измельчение зерна является единственным способом улучшить прочность и вязкость одновременно.

В массовом промышленном производстве с этой целью используют высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО). В соответствии с классическим определением В.Д. Садовского [12] при ВТМО аустенит подвергают горячей пластической деформации в области его термодинамической стабильности прежде, чем начнет развиваться рекристаллизация, с последующей закалкой на мартенсит и отпуском.

В работах [13, 14] было показано, что в результате высокотемпературной термомеханической обработки прочность хромоникельмолибденовой стали для кораблестроения может быть повышена на 25-30% без изменения ее легирования. Высокотемпературная термомеханическая обработка позволяет одновременно с повышением прочностных характеристик сохранять на высоком уровне пластичность и ударную вязкость. Исследованиями [14] установлено, что при ВТМО наилучший комплекс свойств стали марок АБ обеспечивает окончание горячей пластической деформации аустенита при температуре несколько выше температуры динамической рекристаллизации (~900-950°C) или несколько ниже этой температуры с последующей выдержкой в течение 5 минут для развития метадинамической рекристаллизации и последующее ускоренное охлаждение для реализации фазовых превращений.

При производстве высокопрочных сталей применяют закалку с прокатного нагрева, которая является разновидностью ВТМО, с отпуском. Достижение оптимального структурного состояния стали осуществляется в результате регламентированного охлаждения сразу же после окончания деформации и наследования созданной при горячей деформации структуры с сохранением высокой плотности дислокаций. Повышение однородности и измельчение структуры, более равномерное распределение примесей, карбидных и других включений, уменьшение влияния границ зерен способствует при этом значительному росту сопротивляемости хрупким разрушениям, а также снижает склонность стали к отпускной хрупкости.

Таким образом, применяя закалку с прокатного нагрева с отпуском, можно существенно снизить затраты на производство проката и не только сохранить, но и улучшить механические свойства. Дополнительным преимуществом применения закалки с прокатного нагрева может стать снижение легирования для высокопрочных сталей благодаря особенностям структурообразования. Однако до сих пор остается нерешенной задача формирования мелкодисперсной однородной структуры в высокопрочных сталях мартенситно-бейнитного класса.

Изменение аустенитного зерна при термомеханической обработке происходит на всех стадиях прокатки: высокотемпературной, за счет процессов динамической, метадинамической и статической рекристаллизации, а также на завершающей стадии прокатки за счет создания субзеренной структуры в аустените вследствие наклепа при температурах ниже рекристаллизации. И если измельчение зерна в легированных сталях при рекристаллизации изучено достаточно подробно [15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 23, 24, 25], то вопросам формирования субзеренной структуры в аустените низкоуглеродистых легированных сталей посвящены лишь отдельные статьи [26, 27, 28], несмотря на достаточную теоретическую проработку этого вопроса [29, 30, 31].

Важнейшей задачей при формировании субзеренной структуры является создание «эффективных зерен», разделенных большеугловыми границами. Именно от таких кристаллических элементов, которыми могут быть не только пакеты, но и отдельные блоки, а также структурные элементы с границами деформационного происхождения и углами разориентировки между ними не менее 5° , зависит сопротивление материала распространению трещин [32, 33, 34].

Особенно важна данная проблема для производства толстолистового проката, так как при его изготовлении часто формируется грубая структура в середине по толщине листов из-за неравномерности распределения деформаций и условий охлаждения, которая может оказывать негативное влияние на такую важную характеристику конструкционной стали, как свариваемость [35].

1.2 Свариваемость высокопрочных сталей

Опыт судостроения показывает, что успех применения той или иной марки корпусной стали в большой степени зависит от ее свариваемости, поскольку позволяет снизить трудоемкость сварочных работ, изготавливать конструкции крупными блоками в условиях открытых стапелей.

Свариваемость – это совокупность технологических характеристик основного металла, определяющих его реакцию на изменения, которые происходят при сварке, и способность при определенном технологическом процессе обеспечивать надежное в эксплуатации сварное соединение [36].

Наиболее значительное влияние на повышение свариваемости стали оказывает снижение содержания углерода до 0,08-0,10% и ниже, до 0,05-0,07%. Снижение содержания углерода, марганца, хрома, молибдена в сочетании с регламентированным содержанием микролегирующих элементов обеспечивает за счет снижения закаливаемости минимальные значения твердости в околошовной зоне сталей повышенной и высокой прочности, что уменьшает склонность к образованию холодных трещин. При этом снижение содержания углерода уменьшает структурную неоднородность при нагревах в межкритическом интервале температур, снижение содержания карбидообразующих элементов в сочетании с пониженным содержанием углерода способствует гомогенизации аустенита при нагреве под сварку, повышению химической однородности в зоне термического влияния сварного соединения и однородности фазовых превращений в процессе охлаждения после сварки. В то же время, необходимо учитывать, что снижение содержания углерода увеличивает долю немартенситных продуктов превращения, в частности, феррита, способствующего охрупчиванию при низких температурах.

Кроме того, важное значение для обеспечения хорошей свариваемости, в том числе при пониженных температурах окружающего воздуха (до минус 20°С), имеет качество стали по содержанию вредных примесей (серы, фосфора), неметаллических включений и газов. Исключительно важным условием для решения проблемы свариваемости стали является получение волокнистого излома по всему сечению проката после испытания при комнатной температуре технологических проб толщиной, равной толщине листа.

Повышение уровня легирования и прочности стали приводит к ухудшению ее свариваемости. Долю влияния каждого легирующего элемента можно отнести к доле влияния углерода. На этом основан эмпирический показатель – углеродный эквивалент, который позволяет дать предварительную оценку свариваемости сталей:

$$C_{\text{э.кв.}} = C + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15}, \quad (1.1)$$

где вместо символов элементов подставляется их процентное содержание в стали.

Существует несколько выражений для определения $C_{\text{э.кв.}}$, получены они в основном по результатам термической обработки сталей, которые характеризуют их прокаливаемость и критическую скорость закалки. Между углеродным эквивалентом и критической скоростью

охлаждения или удельной погонной энергией, при которой в сварном соединении появляются признаки закалки, существует определенная зависимость.

В зависимости от марки стали и условий эксплуатации сварной конструкции изменяется и совокупность показателей, определяющих свариваемость. К числу показателей, по которым оценивается свариваемость, относятся: сопротивление образованию горячих и холодных трещин в шве, стойкость к образованию трещин и закалочных структур в околошовной зоне и переходу в хрупкое состояние, необходимый уровень механических свойств характерных участков и соединения в целом, обеспечение специальных свойств при высоких и низких температурах. Считается, что при $C_{экр} \geq 0,45\%$ в определенных условиях сварки стали потенциально склонны к образованию трещин [37].

Свариваемость металла тем лучше, чем большее число способов сварки может быть для него применено, чем проще технология и шире пределы допустимых режимов сварки, обеспечивающих заданные показатели свойств сварного соединения. В общем случае свойства сварного соединения зависят от исходного состояния стали, определяемого химическим составом и технологией ее производства, применяемых сварочных материалов, параметров сварки и структуры металла, образующейся в процессе сварки.

Для сварки низкоуглеродистых высокопрочных сталей разработаны технологии сварки и сварочные материалы, обеспечивающие применение основных электродуговых способов: ручной дуговой, ручной аргодуговой, автоматической сварки под флюсом, механизированной сварки в защитном газе [37, 38].

Одним из производительных процессом является автоматическая однодуговая и многодуговая сварка под флюсом. Данный процесс сварки широко применяется при изготовлении металлоконструкций в судостроительной отрасли [39].

Однако в процессе сварки металл в зоне термического влияния (ЗТВ) вследствие нагрева до температур, близких к температуре плавления, может изменять свое структурное состояние и, соответственно, механические и эксплуатационные свойства. Степень изменения этих характеристик определяет свариваемость стали.

1.2.1 Фазовые превращения и структурные изменения в сталях при сварке

Основной проблемой изготовления сварной конструкции с точки зрения эксплуатационной надежности сварных соединений является поведение металла ЗТВ.

Разработка научных подходов к созданию технологии сварки высокопрочных сталей основывается на изучении фазовых превращений и структуры в ЗТВ сварных соединений. Большой вклад в исследование фазовых превращений, а также влияния термомеханического

цикла сварки на структуру и свойства свариваемого металла внесли Шоршоров М.Х., Лившиц Л.С., Грабин В.Ф., Гривняк И., Бхадешиа Г., Мацуда Ф, Фукада Ю. и др.

Как показывает практика эксплуатации и результаты испытаний сварных соединений, металл ЗТВ наиболее подвержен разрушению, что связано с наибольшими неблагоприятными структурными изменениями, происходящими в зоне, нагреваемой выше температуры начала интенсивного роста зерна аустенита. Эта зона имеет сложную конфигурацию и малые размеры (ширина ЗТВ низкоуглеродистых легированных сталей при автоматической, полуавтоматической и ручной сварке не превышает 5-6 мм [40, 41]), вследствие чего её исследование затруднено из-за локализации разрушения при испытаниях. В связи с этим изучение свариваемости проводят, в основном, на основе имитации структуры металла ЗТВ, как наиболее слабого места сварного соединения. При этом результаты испытания могут быть значительно ниже, чем в реальном сварном соединении, поскольку при испытании образцов, вырезанных из натуральных сварных соединений, в разрушении участвует как металл шва, так и часть основного металла, нагреваемая до более низких температур и, соответственно, претерпевающая меньшие структурные изменения.

Зона термического влияния образуется при всех видах сварки плавлением. Ширина ее изменяется в зависимости от способа и режима сварки, состава и толщины основного металла. Меньшей ширине ЗТВ соответствуют условия сварки, характеризующиеся большим перепадом температур. Схематически строение зоны термического влияния сварных соединений для однопроходной сварки плавлением приведено на рисунке 1.2.1.1. Характерные участки ЗТВ имеют различную максимальную температуру и несколько отличающиеся скорости нагрева и охлаждения. В связи с этим каждый характерный участок металла высокопрочной стали в процессе сварки испытывает те или иные структурные изменения вследствие протекания при охлаждении фазовых превращений.

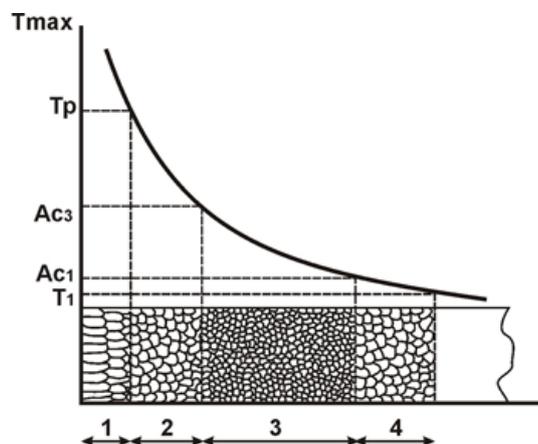


Рисунок 1.2.1.1 - Участки зоны термического влияния при однопроходной сварке: 1- участок крупного зерна, 2 – участок полной перекристаллизации, 3- участок частичной перекристаллизации, 4 – участок отпуска [42]

В основе фазовых и структурных превращений при охлаждении после сварки лежат процессы распада образовавшегося при нагреве аустенита, определяющие свойства стали и уровень фазовых напряжений.

Структуры ЗТВ отличаются резкой неоднородностью в пределах сравнительно небольших участков, что связано с разными температурами максимального нагрева с высокой скоростью. Для зоны термического влияния низкоуглеродистой стали характерно наличие четырех участков с характерными структурами на каждом из них [42].

Металл участка 1 нагревается до температур, превышающих температуру интенсивного роста зерна аустенита T_p ($>1300^\circ\text{C}$). После охлаждения он характеризуется крупнозернистой микроструктурой. Размер зерна в этом участке увеличивается к границе шва и в легированных сталях может иметь размер от 80 до 200 мкм.

Особый интерес к изучению процессов в 1 участке при сварке обусловлен тем, что именно в нем происходят наиболее резкие изменения структуры и свойств металла, которые в большинстве случаев оказываются решающими при оценке свариваемости стали (снижение пластичности и ударной вязкости вследствие роста зерна, перегрева, полной или частичной закалки, образование горячих и холодных трещин), хотя ширина этого участка ЗТВ не превышает 1-1,5 мм.

На участке 2 имеет место полная перекристаллизация, т.к. при $T > A_{C3}$ ($\sim A_{C3} + 100^\circ\text{C}$) сталь полностью переходит в состояние аустенита, а после охлаждения характеризуется более мелкозернистой структурой по сравнению с участком 1. Ширина этого участка ЗТВ – $0,6 \div 0,8$ мм.

В зоне частичной перекристаллизации 3 ($A_{C1} < T < A_{C3}$) аустенитное превращение проходит частично. Обычно для сварных соединений высокопрочных легированных сталей неблагоприятные структурные изменения на этом участке выражены значительно слабее, чем на более близких к линии сплавления участках 1 и 2. Ширина этого участка зависит от положения точек A_{C1} и A_{C3} , обусловленного легированием, и может составлять до $1,5 \div 2,0$ мм.

Структурные изменения на 4 участке (высокий отпуск при $T < A_{C1}$, а при наложении нескольких валиков - многократный) зависят от исходного состояния основного металла перед сваркой. В частности, при сварке сталей в улучшенном состоянии (закалка + высокий отпуск) на этом участке происходит разупрочнение, обусловленное частичной аннигиляцией дислокаций и коагуляцией карбидов. Наиболее резкое разупрочнение металла обычно имеет место у границы этого участка с участком неполной перекристаллизации, где максимальные температуры нагрева близки к A_{C1} . Ширина участка отпуска обычно не превышает $0,3 \div 0,4$ мм.

Совокупность участков 1-4 образует общую зону термического влияния, за пределами которой при сварке не происходит существенных структурных изменений. Различные участки

ЗТВ нагреваются в широком интервале температур, в каждом из них по-разному протекают процессы превращения при охлаждении, что определяет различие в структуре и в конечных свойствах металла в разных участках.

Воздействие термомеханического цикла сварки в различных участках зоны термического влияния приводит к образованию структур, существенно отличающихся от структур основного металла свариваемых сталей. В зависимости от метода и режима сварки они заметно меняются, но их объединяет ряд общих особенностей. Одной из них является неравновесность структур ЗТВ, связанная с незавершенностью полиморфных превращений на стадии нагрева из-за высокой скорости и образованием закалочных структур на стадии охлаждения.

Авторы работ [37, 40, 41, 42, 43, 44] указывают, что структура первого участка ЗТВ низкоуглеродистых высокопрочных сталей состоит из крупнокристаллического мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита, иногда с областями столь же крупных бейнитных кристаллов, образованных из крупного аустенитного зерна размером от 80 – 20 мкм (в высокопрочных трубных сталях) и до 150-200 мкм (в низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталях).

Второй участок также имеет мартенситно-бейнитную структуру, однако размеры кристаллитов монотонно уменьшаются по мере удаления от линии сплавления, что позволяет охарактеризовать его как мелкокристаллический. Размер аустенитного зерна на этом участке в низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталях может достигать от 6 до 100 мкм [42, 44].

Третий, наиболее протяженный участок ЗТВ, имеет мелкодисперсную структуру, обусловленную превращением в межкуритическом интервале температур, и в зависимости от уровня легирования стали соотношение структурных составляющих (мартенсита, бейнита и феррита) может меняться. На границе со вторым участком наблюдаются колонии мартенситных и бейнитных реек, расположенные отдельными островками на общем дисперсном фоне. По мере удаления от этой границы они не встречаются, и структура становится полностью однородной.

Будучи достаточно однородной на металлографическом уровне, структура третьего участка претерпевает значительные изменения по мере удаления от линии сплавления: размеры зерен уменьшаются, монотонно изменяется и соотношение между ферритной и мартенситной составляющей. Происхождение дисперсной структуры с переменной долей мартенситной и ферритной составляющих объясняется тем, что при нагреве до температур межкуритического интервала возникает ферритно-аустенитная смесь, содержание аустенита в которой согласно диаграмме состояния меняется от 0 до 100% в зависимости от локальной температуры, т. е.

расстояния от зоны сплавления. Аустенит при охлаждении превращается в реечный мартенсит, а феррит остается неизменным и лишь наклепывается под воздействием возникающих при фазовом превращении внутренних напряжений. Чем ближе температура нагрева к точке A_{c3} , тем больше аустенита образуется при нагреве и, следовательно, тем больше доля мартенсита в конечной структуре 3 участка.

В связи с непродолжительным пребыванием выше критических точек в образующихся новых структурных составляющих не достигается выравнивания химического состава. При сварочном нагреве с максимальной температурой в интервале $A_{c3} - A_{c1}$ образовавшийся аустенит характеризуется наибольшей химической неоднородностью по углероду и элементам замещения. Это обстоятельство важно в практическом плане. При умеренных скоростях охлаждения из межкритического интервала γ -фаза с высоким содержанием углерода может превращаться полностью по сдвиговому механизму, в то время как превращения в малоуглеродистых участках аустенита могут начинаться в интервале температур диффузионного превращения.

По мере удаления от линии сплавления на фоне однородной дисперсной структуры постепенно выявляются границы, оконтуривающие элементы, по своим размерам и морфологии, напоминающие мартенситные колонии и кристаллы бейнита основного металла. В высокопрочных сталях с невысоким уровнем легирования доля бейнита на этом участке выше. Эта переходная структура образует четвертый участок ЗТВ. К нему непосредственно примыкает не претерпевшая изменений структура основного металла в состоянии поставки, которая для рассматриваемых сталей представляет собой мартенситно-бейнитную смесь после высокого отпуска.

Фазовые превращения являются функцией химического состава и термокинетических параметров цикла сварки. Осуществляя анализ кинетики фазовых превращений и температур образования фаз, в работе [45] была установлена необходимость ограничения скорости охлаждения металла ЗТВ для предотвращения образования холодных трещин. Для устранения образования структурной и химической неоднородности показана необходимость ограничения времени пребывания металла шва выше температур начала фазовых превращений.

Скорость охлаждения в условиях сварки является решающим фактором в формировании конечных структур [46]. Охлаждение с достаточно большими скоростями способствует получению менее равновесной структуры по сравнению с охлаждением с такой же скоростью более гомогенизированного металла.

Наиболее характерные термические циклы для однопроходной дуговой сварки под флюсом, сварке в среде CO_2 и электрошлаковой сварки приведены на рисунке 1.2.1.2.

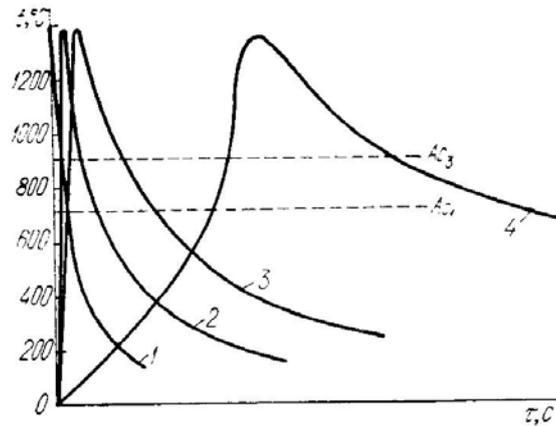


Рисунок 1.2.1.2 – Термические циклы околошовной зоны при автоматической сварке в среде CO_2 ($\delta=1,5$ мм) (1); дуговой сварке под флюсом ($\delta=8$ мм) (2); дуговой сварке под флюсом ($\delta=15$ мм) (3); электрошлаковой сварке ($\delta=100$ мм) (4) [46]

Как видно из рисунка, при сварке сталей средняя скорость охлаждения может изменяться в довольно широких пределах – от нескольких единиц до нескольких десятков градусов в секунду.

При сравнении параметров сварочных циклов и циклов термической обработки сталей видно, что они существенно различаются. Так, при термической обработке температура нагрева под закалку обычно не превышает $800-900^\circ\text{C}$. При сварке максимальные температуры нагрева близки к температуре плавления. Отличается также длительность пребывания металла при температурах выше A_{c3} . При обычных режимах, характерных для сварки в среде CO_2 , время нагрева составляет 2-4 с, при электрошлаковой сварке оно достигает 500 с и выше. При закалке время нагрева исчисляется минутами и даже часами.

Значительно меньшее время пребывания металла при температурах выше A_{c3} , и более высокие скорости нагрева и охлаждения при сварке не обеспечивают той степени гомогенизации γ -твердого раствора, которая достигается при термической обработке сталей. Кратковременное пребывание металла выше критических температур приводит к тому, что образующиеся фазы не успевают выровнять свой состав. Наличие такой неоднородности приводит к существенным изменениям кинетики превращения аустенита, конечной структуры и свойств металла ЗТВ [32].

В работе [42] исследованы структурные особенности ЗТВ высокопрочных конструкционных сталей и установлена их взаимосвязь с механическими свойствами. Выявлены структурные составляющие, ответственные за охрупчивание в ЗТВ. Максимальная твердость достигается на участке наиболее мелкодисперсной мартенситно-бейнитной структуры, минимальная вязкость отмечается в зоне сплавления со структурой крупнокристаллического мартенсита и бейнита. Образование крупнокристаллической

мартенситно-бейнитной структуры, уменьшение устойчивости аустенита в низкоуглеродистой стали, а также многократные тепловые воздействия, вызывающие образование пластинчатых выделений цементита, приводят к снижению сопротивляемости стали в ЗТВ хрупким разрушениям.

В работе [43] показано, что образование холодных трещин при сварке высокопрочной трубной стали возможно при скоростях охлаждения более $35^\circ/\text{сек}$ вследствие формирования мартенситных структур с повышенной твердостью вблизи линии сплавления. При меньших скоростях охлаждения - формируется структура бейнита, преимущественно гранулярного, с более низкой твердостью. При сварке с высокой погонной энергией высока вероятность появления участков с твердостью ниже, чем у основного металла (на 20 единиц), обуславливающей незначительную неравнопрочность сварного соединения.

Наибольший интерес представляют структурные превращения, протекающие непосредственно у линии сплавления, характеризующиеся максимальной температурой нагрева и длительностью пребывания при высоких температурах, а также скоростью охлаждения в интервале превращений. Авторы работы [47 совместно с соавторами] показывают, что снижение работы удара на участке крупного зерна зоны термического влияния сварных соединений труб из стали К65, выполненных многодуговой сваркой под слоем флюса, связано с превращением участков аустенита по границам бейнитных кристаллов с образованием мартенсита или ферритно-карбидной смеси. Понижение погонной энергии при многодуговой сварке обуславливает стабилизацию аустенитно-мартенситных областей без образования охрупчивающих зернограницных выделений. Снижение погонной энергии многодуговой сварки на 10 кДж/см в диапазоне режимов от 40 до 60 кДж/см в зависимости от толщины стенки труб позволяет уменьшить разброс значений твердости по ширине ЗТВ на 20 HV вследствие уменьшения доли феррита, снизить разупрочнение, повысить температуру вязко-хрупкого перехода, что обеспечивает более высокую стабильность механических свойств сварного соединения.

В результате проведенных в работе [48] исследований ЗТВ низколегированных судостроительных сталей был сделан вывод, что для менее легированных сталей с низким $S_{\text{экв}}$ максимальная вязкость получается при охлаждении с наибольшей скоростью, в то время как для более легированных сталей оптимальное время охлаждения смещено в сторону большего времени ($t_{8/5}$) в интервале температур $800 \div 500^\circ\text{C}$.

При сварке низколегированных сталей для получения оптимальной вязкости необходимо ограничение погонной энергии, тем самым уменьшается время охлаждения $t_{8/5}$. Большая величина $t_{8/5}$ приводит к повышению объемной доли участков остаточного аустенита в бейните и изменению морфологии цементитных частиц. По результатам исследований в ряде работ [49,

50, 51, 52] сделаны выводы, что аустенитно-мартенситные участки оказывают существенное влияние на пластичность и вязкость структуры, ухудшая ее.

Значительное охрупчивание наблюдается в ЗТВ на участке крупного зерна, а также на участке крупного зерна с нагревом до межкритического интервала температур [53, 54]. Из-за увеличения доли аустенитно-мартенситных участков происходит ухудшение как температуры вязко-хрупкого перехода при испытании образцов типа Шарпи, так и критической температуры CTOD [55].

Отмеченные выше особенности термического цикла сварки и фазовых превращений в условиях сварки вносят существенные изменения в формирование конечных структур и свойств металла ЗТВ. Результаты изучения закономерностей распада аустенита при непрерывном охлаждении обычно обобщаются в виде диаграмм, построенных либо в координатах температура превращения – скорость охлаждения, либо в координатах температура превращения – время.

В работе [46] рассматриваются диаграммы влияния скорости охлаждения на температуры распада аустенита и количество структурных составляющих, рисунок 1.2.1.3. Такие диаграммы дают представление о закономерностях распада аустенита и позволяют на основе их анализа представить характер превращения в процессе непрерывного охлаждения. Однако автор указывает на недостатки таких диаграмм. Во-первых, диаграммы не учитывают выделение теплоты превращения. Это влияние может быть наиболее заметным при наличии малоустойчивого аустенита при температурах превращения в перлитной области и ослабляться по мере уменьшения скорости охлаждения. Другим недостатком таких диаграмм является то, что они не учитывают возможности стабилизации аустенита при протекании превращения в мартенситном интервале. Эта возможность может иметь большое значение при развитии превращения в легированных конструкционных сталях, где зависимость количества остаточного аустенита от скорости охлаждения может оказаться в отдельных случаях более сложной, чем это отражено на приведенных диаграммах.

В работе [46] рассматривают также другой способ изображения закономерности распада аустенита. Суть его заключается в том, что на диаграмму в координатах температура превращения – время наносятся кривые охлаждения. Точки пересечения кривой охлаждения с С-образными кривыми показывают температуры начала и конца превращения в различных областях распада аустенита в зависимости от скорости охлаждения, рисунок 1.2.1.4.

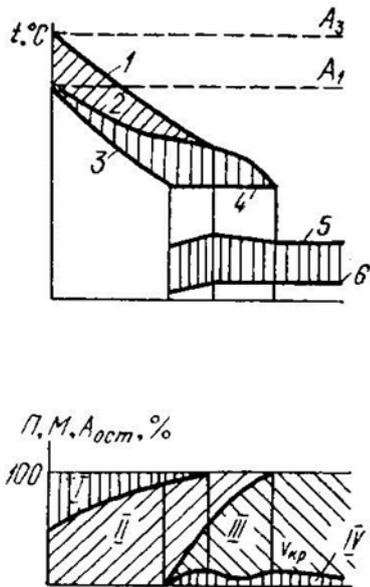


Рисунок 1.2.1.3 - Влияние скорости охлаждения на температуры распада аустенита в углеродистых сталях и количество структурных составляющих (I - количество свободного феррита; II - количество ферритно-карбидной смеси; III - количество мартенсита; IV - количество остаточного аустенита):

1 - начало образования феррита; 2 - начало образования ферритно-карбидной смеси; 3 - конец превращения; 4 - приостановка превращения; 5 - начало мартенситного превращения; 6 - конец мартенситного превращения [46].

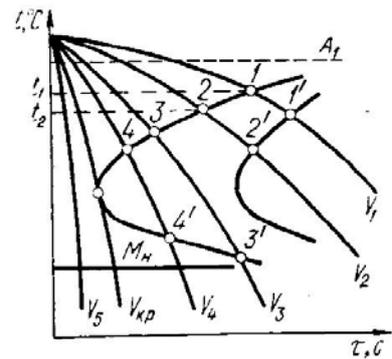


Рисунок 1.2.1.4— Схема наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита [46].

Известно, что с увеличением скорости охлаждения возрастает степень переохлаждения аустенита относительно точки A_{c1} и снижается интервал температур, в котором происходит распад аустенита. При медленных скоростях кривые охлаждения (V_1 и V_2) пересекают линии начала и конца превращения при высоких температурах, и распад аустенита заканчивается образованием перлитных структур. Кривая V_3 дает частичное превращение в перлитном интервале температур и частично распад протекает в мартенситной области. Скорость охлаждения выше V_4 (критическая скорость) не вызывает изменения температуры превращения.

Авторы указывают, что недостатком таких диаграмм является то, что они не точно показывают температурные интервалы превращения и не позволяют производить количественный анализ превращений. Например, с увеличением скорости охлаждения снижается температура начала бейнитного превращения. Это вызывается тем, что скорость его определяется диффузией углерода из объемов аустенита. В случае выделения при охлаждении избыточного феррита начало бейнитного превращения тоже снижается вследствие обогащения аустенита углеродом.

Положение точки M_n в реальных условиях термообработки и сварки не зависит от скорости охлаждения. Однако при сварке такие факторы, как неполнота гомогенизации и рост зерна, могут оказывать существенное влияние на положение точки M_n . М.Х. Шоршоров [56], например, показал, что в крупнозернистых сталях точка M_n на 15-20°C выше, чем в мелкозернистой. Аналогичное, но более существенное влияние на положение точки M_n оказывает пластическая деформация. В случае если мартенситному превращению предшествует перлитное или бейнитное, точка M_n в условиях непрерывного охлаждения обычно снижается. Все перечисленные факторы не учитываются рассмотренным выше типом диаграмм и не позволяют судить об изменении температурных интервалов в процессе непрерывного охлаждения и производить необходимые количественные расчеты.

Авторы [57] на основе изучения взаимосвязи скорости охлаждения со структурой и свойствами установили интервал оптимальных скоростей охлаждения после сварки, обеспечивающий максимальный уровень ударной вязкости металла ОШЗ, и показали преимущество более экономнолегированной стали.

В работе [58] показано, что в сталях марок 06ГБД, 10Г2ФБ, 15ХСАТЮД под влиянием термического цикла сварки в достаточно широком диапазоне скоростей охлаждения образуется оптимальный комплекс ферритно-бейнитных структур, характеризующийся показателями прочности, пластичности и хладостойкости на уровне требований, предъявляемых к основному металлу.

Таким образом, анализируя особенности превращения переохлажденного аустенита по термокинетическим диаграммам, приближенно можно судить не только о температурных интервалах превращения, но и определить термический цикл, обеспечивающий минимальную склонность сварного соединения к образованию трещин, а зная интервал оптимальных скоростей охлаждения, можно выбрать ориентировочный интервал погонных энергий при сварке.

Превращения в ЗТВ протекают в условиях, как непрерывного изменения температуры, так и деформаций и напряжений вследствие неравномерного нагрева и охлаждения металла при сварке. Кинетика изменения внутренних деформаций и напряжений в процессе сварки экспериментально исследована Г.А. Николаевым, Н.Н. Прохоровым [59, 60], А.А. Макарой [61] и М.Х. Шоршоровым.

Данные о кинетике изменения внутренних деформаций и напряжений в процессе сварки приведены в работе Н.Н. Прохорова [60]. Согласно этим данным, при наплавке валика на кромку пластины из металла, не претерпевающего фазовых превращений, происходит развитие упруго-пластических внутренних сжимающих деформаций и напряжений. При достижении

максимальной температуры цикла они изменяют знак, и при последующем охлаждении в ЗТВ возрастают растягивающие деформации и напряжения [46].

В.Н. Земзин [62] также показал, что в околошовной зоне легированных сталей развиваются продольные деформации и напряжения сжатия. При этом по обе стороны от околошовной зоны при переходе к основному металлу или к шву продольные напряжения изменяются скачкообразно. В основном металле напряжения растягивающие, их знак в шве зависит от состава наплавленного металла. Чем ниже температура превращения аустенита, тем вероятнее развитие в нем напряжений сжатия.

А.М. Макара [61] отмечает, что кинетика превращения аустенита в околошовной зоне легированных сталей определяется не только параметрами термического цикла сварки, но и временными сварочными напряжениями, воздействие которых в процессе фазовых превращений вызывает развитие пластической деформации.

1.2.2 Проблемы, возникающие при сварке высокопрочных сталей

Сварка высокопрочных сталей связана с необходимостью решения ряда серьезных проблем: обеспечения равнопрочности сварного соединения основному металлу, предотвращения образования холодных трещин и др. В международной практике применяемые низколегированные сварочные материалы и технология сварки высокопрочных сталей обеспечивают механические свойства металла шва на уровне основного металла. При этом образование холодных трещин предотвращается путем применения различных схем подогрева сварного соединения (предварительного, сопутствующего, послесварочного) [63].

Для анализа свойств сварных соединений при различных видах эксплуатационных воздействий необходимо принимать во внимание:

- особенности формирования структуры металла сварных соединений и его неоднородность как основные факторы, влияющие на характеристики сопротивления деформированию и разрушению;
- особенности формирования напряженного состояния, в котором эксплуатационные напряжения и деформации суммируются с т.н. остаточными сварочными напряжениями и деформациями;
- эффекты концентрации эксплуатационных напряжений в сварных соединениях, обусловленные формой сварных швов и геометрией соединений.

Эти факторы, в свою очередь, определяются тепловым воздействием при сварке, металлургическими процессами в сварочной ванне, конструктивным оформлением сварных соединений.

К типичным дефектам сварных соединений относятся трещины. В ЗТВ сварных соединений конструкционных сталей иногда наблюдают **горячие трещины**, проходящие по границам зерен основного металла. Горячие трещины образуются в ЗТВ в процессе сварки при температурах ниже точки плавления основного металла. При этом на границах зерен собираются поверхностно-активные элементы, в том числе вредные примеси. В результате на межзеренных границах образуются легкоплавкие включения и прослойки. Величина взаимного проскальзывания зерен и относительное количество межзеренных границ, по которым оно происходит, значительно снижаются с уменьшением размера зерен. Поэтому при мелкозернистом основном металле стойкость против образования трещин в ЗТВ больше, чем при крупнозернистом [32].

Холодные трещины являются одним из видов локального разрушения сварных соединений. Образование холодных трещин в шве или околошовной зоне обусловлено недостаточной деформационной способностью металла, особенно границ зерен, при резком изменении напряженного состояния в процессе фазовых и структурных превращений во время охлаждения.

Холодные трещины развиваются как по границам зерен, так и в теле зерна. Они могут распространяться замедленно, а при некоторых условиях и мгновенно, особенно когда в сварном соединении возникают напряжения.

Для суждения о вероятности образования холодных трещин в процессе превращения аустенита необходимо иметь представление не только о структурном состоянии, но и о характере изменения деформаций и напряжений при остывании сварного соединения. Обычно холодные трещины образуются в металле с недостаточно высокой деформационной способностью, особенно границ зерен, вызываемой закалкой и пластической деформацией при неравномерном охлаждении и фазовых превращениях. Холодные трещины образуются либо в процессе завершения охлаждения сварного соединения, либо через некоторое время после полного охлаждения (замедленное разрушение) [64].

Образование холодных трещин в процессе продолжающегося охлаждения определяется накоплением пластических деформаций в связи с изменением размеров и формы неравномерно охлаждающегося свариваемого изделия.

Замедленные разрушения связаны с длительным действием поля собственных или создаваемых внешними силами напряжений такой величины, при которой продолжается процесс деформирования, хотя бы с весьма малыми скоростями. В случае наличия закаленного металла сопротивление деформации зерен (например, при мартенситной структуре) весьма значительно. Деформация в этом случае происходит только за счет менее упорядоченных границ зерен, главным образом за счет их сдвига. Сдвиги по границам, расположенным

параллельно или под углом к направлению действия сил растяжения, приводят к концентрации напряжений (и стоку несовершенств кристаллического строения, дислокаций) к границам зерен, расположенным перпендикулярно растягивающим силам. Эта концентрация напряжений и ослабление таких границ скоплением несовершенств строения приводят к зарождению разрушения, наиболее вероятного в стыке границ этих зерен. Под действием напряжений эти микроразрушения развиваются в трещины.

Детальный анализ механизма замедленного разрушения и образования холодных трещин приведен в работе [65]. При рассмотрении этого механизма исходят из того, что границы зерен имеют пониженную сопротивляемость сдвигу по сравнению с телом зерна, а зерна способны к упруго-вязкому скольжению по границам при деформировании с малыми скоростями или при повышенных температурах. Это объясняется тем, что на поверхностях раздела зерен отсутствует сопряженность кристаллической решетки и концентрация искажений и дефектов кристаллического строения на этих поверхностях достигает высоких значений.

Наиболее характерными температурами возникновения холодных трещин при сварке закаливающихся сталей являются температуры, при которых уже произошел распад основной части аустенита, но может продолжаться распад остаточного аустенита [64].

Склонность сталей к возникновению холодных трещин связана с их закаливаемостью – повышением твердости под воздействием термического цикла сварки и насыщением металла шва и ЗТВ сварных соединений водородом.

Если $C_{э\text{кв}} > 0,30-0,45\%$ (в зависимости от толщины свариваемой стали), необходимо применять предварительный подогрев до температуры 100-200°C. При этом снижается скорость охлаждения металла шва и ЗТВ, предотвращается возможность образования мартенсита и создаются благоприятные условия для удаления диффузионного водорода [1].

1.2.3 Назначение отпуска сварных соединений

С целью повышения работоспособности и эксплуатационной надежности сварных конструкций может назначаться их термическая обработка. Однозначно оценить степень положительного влияния от проведения этой операции не представляется возможным, в виду многообразия изменяющихся факторов, тем не менее, она с полным основанием считается надежным средством, предотвращающим как технологические трещины, так и преждевременные разрушения от эксплуатационных нагрузок.

Авторы работы [62] подтвердили статистические данные о большой вероятности эксплуатационных разрушений конструкций, термически необработанных после сварки. В работе [66], например, показано, что послесварочный высокотемпературный отпуск переводит бейнитные структуры сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей в

равновесное состояние с образованием ферритно-карбидных структур, что способствует повышению ударной вязкости и уменьшению потери пластичности при выдержке в H_2S -содержащей среде.

Во время отпуска могут происходить следующие процессы: снижение остаточных напряжений, изменение свойств металла, изменение формы конструкции. Назначая отпуск и основные параметры его режима, стремятся использовать перечисленные выше процессы для улучшения свойств сварной конструкции. Однако при отпуске могут происходить нежелательные структурные изменения, в частности, распад остаточного аустенита с образованием охрупченных участков мартенситно-бейнитной структуры, рост зерна феррита в межкритическом интервале температур, укрупнение карбидных выделений и др.

Влияние отпуска на свойства сварных соединений чрезвычайно многообразно. Общие закономерности этого влияния сформулированы В.А. Винокуровым [2]. Свойства металла, изменившиеся в результате перекристаллизации отдельных зон сварного соединения, улучшаются отпуском в следующих случаях:

- при значительной потере пластичности в процессе сварки вследствие закалки металла при высоких скоростях охлаждения, когда это может вызвать хрупкие разрушения;
- для стабилизации неустойчивых структур, наличие которых связано с образованием холодных трещин в сварных соединениях;
- для стабилизации неустойчивых структур, распад которых после изготовления конструкции приводит к недопустимым нарушениям точности размеров;
- для снижения твердости металла с целью облегчения механической обработки.

Остаточные напряжения снижаются отпуском в следующих случаях:

- если к конструкциям предъявлены такие требования в отношении точности, которые вследствие наличия остаточных напряжений не могут быть выдержаны при данной форме и жесткости детали на стадии механической обработки или при последующей эксплуатации;
- если остаточные напряжения могут вызвать образование холодных трещин, а другие методы снижения напряжений оказываются неэффективными;
- если дальнейшее изготовление конструкции из недостаточно пластичных металлов невозможно вследствие возникающих разрушений по причине суммирования остаточных напряжений;
- если в процессе эксплуатации суммирование рабочих и остаточных напряжений приводит к разрушениям.

Восстановление форм сварных конструкций, утраченных в результате усадки металла при сварке, производят путем отпуска конструкций в зажимных приспособлениях в следующих случаях:

- когда искажение формы конструкции носит сложный характер и трудно установить приемы правки;

- если требуется высокая точность геометрической формы сварной конструкции при одновременном устранении остаточных напряжений.

При выборе режима и условий проведения отпуска необходимо учитывать и его возможные отрицательные последствия, рисунок 1.2.3.1. В зависимости от легирования стали и металла шва, габаритов изделия и свариваемых толщин, метода и режима сварки отрицательные воздействия отпуска могут проявляться по-разному [62].

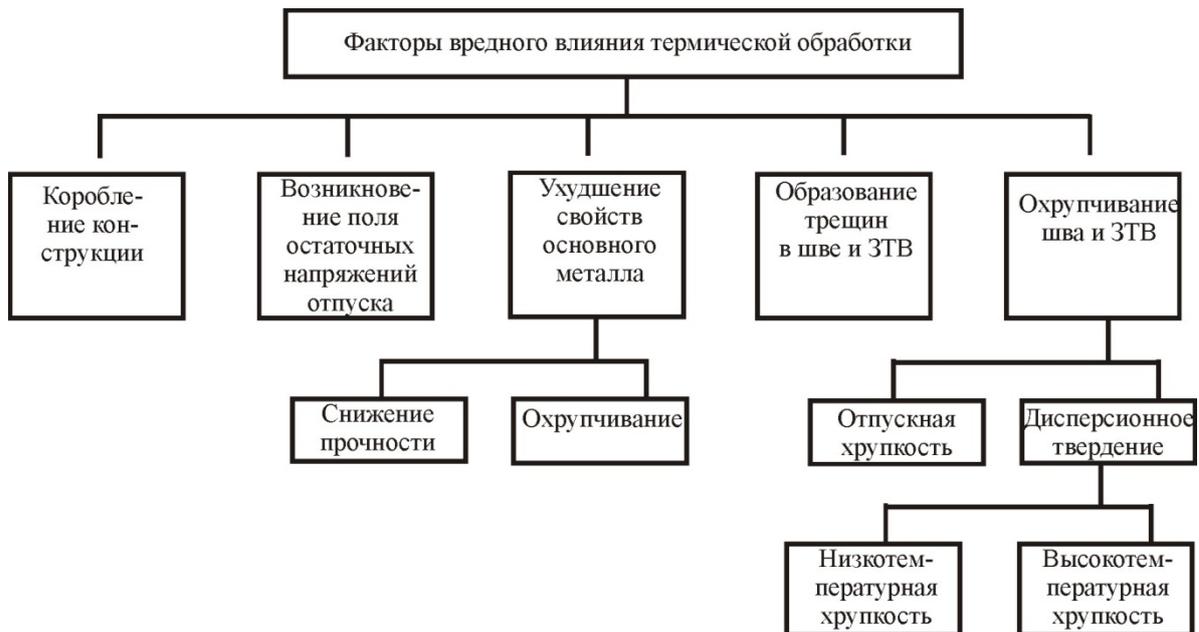


Рисунок 1.2.3.1 – Возможные отрицательные последствия проведения термической обработки [62].

Коробление при отпуске наиболее вероятно в изделиях сложной пространственной формы, изготавливаемых из разностенных элементов. Для предотвращения поводки изделий скорости нагрева и охлаждения в наиболее опасном интервале (300-600°C) выбирают таким образом, чтобы избежать значительного неравномерного прогрева отдельных участков.

При высоких скоростях охлаждения после отпуска в изделии возможно образование нового поля остаточных напряжений. Для конструкционных сталей опасным в этом отношении является интервал температур охлаждения 300-600°C. В нем перепад температуры более 50°C может вызвать новые остаточные напряжения около 0,4-0,6 от величины предела текучести.

Выше отмечалась возможность изменения свойств металла в результате проведения послесварочного отпуска. Оно обычно сопровождается снижением прочности, но может иногда приводить к охрупчиванию [67].

В сталях, склонных к отпускной хрупкости, охрупчивание металла может возникать в результате развития процессов обратимой и необратимой хрупкости при замедленном охлаждении изделия в интервале температур 250-450 и 450-600°C. Поэтому, назначая режим охлаждения изделия, нужно учитывать это обстоятельство. Для листового проката судостроительных сталей назначают только высокий отпуск, а при склонности к отпускной хрупкости второго рода используют охлаждение в воде.

Явления **отпускной хрупкости** первого (необратимая) и второго рода (обратимая) занимают важное место при исследовании процессов, протекающих при отпуске.

Необратимой отпускной хрупкостью называется явление охрупчивания закаленной стали при отпуске в интервале температур 250-400°C. Если металл подвергнуть более высокому отпуску, а затем повторному отпуску в интервале температур 250-400°C, хрупкое состояние не возвращается.

Обратимая отпускная хрупкость возникает при замедленном охлаждении закаленной и отпущенной стали в интервале температур примерно 450-600°C. Этот вид хрупкости обусловлен сегрегацией примесей фосфора и его химических аналогов – As, Sn, Sb по границам бывших зерен аустенита, приводящей к ослаблению межзеренного сцепления [68, 69, 70]. В виду того, что фосфор в промышленных сталях содержится значительно в больших количествах, чем As, Sn, Sb, ему отводится ведущая роль в зернограницном охрупчивании. Отрицательное влияние фосфора зависит не только от его концентрации, но и от легирования, конечной структуры стали и суммарной площади границ зерен. сцепления [71]. Механизм охрупчивания из-за сегрегации P, As, Sn, Sb до конца не выяснен. Согласно одному предположению примесные элементы снижают поверхностную энергию и тем самым уменьшают работу образования межзеренной трещины. Однако прямых подтверждений этого нет. Согласно другому предположению вредные примесные элементы, замещающие атомы железа, из-за большего, чем у железа атомного диаметра увеличивают среднее расстояние между поверхностными атомными слоями по обе стороны от границы. В результате сцепление между соседними зернами ослабевает. Чем больше атомный диаметр примеси превышает атомный диаметр железа, тем сильнее ее охрупчивающее действие [72].

Явление обратимой отпускной хрупкости было обнаружено и подробно исследовано в сталях промышленного производства с повышенным содержанием вредных примесей (фосфора и серы более 0,030 % каждого). На сегодняшний день, при применении современных металлургических процессов выплавки, явление обратимой отпускной хрупкости практически не возникает. Однако в работе [71] показано, что в процессах охрупчивания стали при отпуске наряду с зернограницной сегрегацией вредных примесей, участвуют и карбидные превращения, кроме того, значительное влияние оказывает размер зерна аустенита (суммарная площадь

границ). Степень проявления отрицательного влияния структурных факторов зависит от химического состава и режимов термической обработки.

Исследование механизма отпускной хрупкости для высокопрочных сталей представляет интерес, поскольку при термическом цикле многопроходной сварки корневая часть околошовной зоны сварного соединения после нагрева до температур 900-1000°C испытывает замедленное охлаждение с образованием мартенситно-бейнитных и бейнитных структур и повторный нагрев в интервале температур 400-600°C.

Мало изучены вопросы охрупчивания, связанные с распадом остаточного аустенита, и особенности разупрочнения, вызванные рекристаллизацией $\alpha \rightarrow$ фазы и ростом зерна феррита, образовавшегося в межкритическом интервале температур. Поскольку в сталях различного легирования эти процессы могут протекать по-разному, исследование влияния отпуска на свойства сварных соединений представляет несомненный интерес.

Установлено также, что при отпуске сварных соединений может происходить их растрескивание. Впервые образование таких трещин наблюдали после термической обработки сварных соединений [73, 74], поэтому данное явление было названо трещинообразованием при повторном нагреве. Эти дефекты имеют межкристаллитный характер и обычно возникают в ЗТВ на участке крупного зерна [75]. Отмечали также, что наиболее подвержены растрескиванию сварные соединения, у которых имеются ограничения по возможности реализации усадочных перемещений при остывании, а свариваемые элементы имеют различную толщину и могут остывать неравномерно. Эти факты позволяют предполагать, что причиной образования трещин является резкое снижение деформационной способности материала при одновременном воздействии температуры и временных механических напряжений, вызывающих деформацию ползучести. В некоторых исследованиях [76, 77] возникновение трещин отпуска объясняют деформационным старением, связанным с развитием деформаций ползучести при релаксации упругих остаточных деформаций после сварки.

Однако причины этого явления до конца не изучены, а исследования для судокорпусных сталей отсутствуют вовсе, несмотря на многочисленные известные случаи такого брака.

1.3 Постановка задачи

По мере истощения полезных ископаемых на суше добыча их из океана будет приобретать все большее и большее значение, так как океанское дно представляет собой колоссальную, еще почти не тронутую кладовую. Наиболее развитые страны успешно осуществляют подводную добычу углеводородов и полезных ископаемых, причем экономический эффект в 1,5—3 раза превышает показатели аналогичных работ на суше.

В связи с освоением природных ресурсов морских глубин и арктического шельфа нашей страны возникает необходимость создания целого комплекса материалов и технологий. До настоящего момента необходимые материалы для подводной добычи - подводных элементов стационарных конструкций и роботизированных подводных транспортных средств, не разработаны, а импорт в Россию подводных технологий запрещен. Необходимо, кроме того, учитывать, что применение новых материалов не должно нанести биосфере непоправимый ущерб, учитывая, что при глубоководной добыче корпусный материал находится под постоянным высоким давлением и подвержен морской коррозии.

Для увеличения объемов морской добычи на арктическом шельфе необходим спектр конструкционных материалов, обладающих набором специальных характеристик. Создание подводных станций для разработки углеводородных месторождений шельфа Арктики является наиболее экологически и технически безопасным принципом проведения таких работ в зонах подвижного льда, частично или полностью замерзающих бассейнов. Комплекс необходимой для круглогодичного бурения техники включает также мобильные установки, буровые суда ледового плавания, обитаемые и необитаемые роботизированные подводные аппараты, водолазные комплексы, барокамеры. Все эти конструкции должны изготавливаться из материалов высокой удельной прочности, хладостойкости и повышенной коррозионной стойкости. Наиболее экономически эффективными являются высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа.

Для строительства подводных комплексов добычи и роботизированных транспортных средств требуется разработка и применение высокопрочных сталей с пределом текучести до 800 МПа в толщинах до 40 мм, обладающих рядом специальных свойств – гарантированным сопротивлением коррозионно-механическим и хрупким разрушениям при эксплуатации в условиях воздействия агрессивных сред, а также высокой деформационной способностью.

К настоящему времени в ЦНИИ КМ «Прометей» применительно к судокорпусным конструкциям разработан целый спектр высокопрочных сталей, отличающихся уровнем легирования и прочностными свойствами. В частности, в рамках государственного контракта от 11.07.2011г. №11411.1007400.09.056 шифр «Ледоход», была запатентована экономнолегированная хладостойкая сталь с гарантированным пределом текучести 690 МПа (10ХН2МД) и предложен способ формирования мелкого аустенитного зерна перед превращением, заключающийся в накоплении пауз между проходами при горячей деформации на высокотемпературной стадии прокатки для создания движущей силы статической рекристаллизации.

Однако возможности управления структурой за счет варьирования технологических параметров далеко не исчерпаны, о чем свидетельствуют многочисленные публикации

российских и зарубежных исследователей. Применение современных методов создания сверхмелкозернистой структуры на базе прецизионных режимов термомеханической обработки (заковки с прокатного нагрева с отпуском) позволит достичь повышения прочностных характеристик конструкционной стали при снижении ее стоимости по отношению к имеющимся аналогам не менее чем на 15%.

Высокая прочность и сопротивление хрупким разрушениям обычно обеспечиваются хорошей закаливается и прокаливаемостью стали, которые достигаются повышением содержания углерода и легирующих элементов. В то же время для обеспечения хорошей свариваемости необходимо снижать до минимума содержание углерода и легирующих элементов, поскольку одной из основных проблем является создание таких материалов, которые позволили бы осуществлять сварку без предварительного подогрева [60].

Эти противоречащие друг другу требования могут быть успешно удовлетворены при создании высокопрочных свариваемых сталей, принципами легирования которых является минимальное содержание углерода для повышения свариваемости и содержание легирующих элементов, обеспечивающих сквозную прокаливаемость на мартенсит в сочетании с ослаблением отпускной хрупкости.

Судостали с пределом текучести более 620 МПа хорошо свариваются при умеренном подогреве (50-80°C) в толщинах до 50 мм и регламентированном содержании водорода в металле шва. Стали могут свариваться в различных сочетаниях по маркам.

В то же время в некоторых случаях необходимо проводить послесварочный отпуск. Разрушения сварных конструкций могут наступить в результате отрицательного влияния сварочных пластических деформаций, остаточных напряжений или по причине сильного уменьшения пластичности металла вследствие быстрого его остывания при сварке. Если отпуск способен существенно повысить сопротивляемость сварной конструкции разрушениям, то такие конструкции целесообразно подвергать отпуску. Если механические свойства и структура требуют изменений, например смягчения закалочных структур, ускорения распада остаточного аустенита, также необходимо назначать отпуск. Ряд сварных конструкций должен подвергаться отпуску в соответствии с указаниями Ростехнадзора.

Однако в результате проведения отпуска сварных изделий и конструкций из высокопрочных свариваемых хромоникельмолибденовых сталей неоднократно наблюдали случаи образования трещин, локализованных в зоне термического влияния (ЗТВ) или непосредственно вдоль линии сплавления. Причины их возникновения всегда оставались до конца не установленными. Поверхность трещин была покрыта пленкой, что указывало на их возникновение при высокой температуре. Отмечали также, что наиболее подвержены растрескиванию сварные соединения, у которых имеются ограничения по возможности

реализации усадочных перемещений при остывании, а свариваемые элементы имеют различную толщину и могут остывать неравномерно [75, 78, 79].

Для обеспечения требуемых пластических характеристик сварных соединений важно иметь представления об изменении структуры и характера разрушения ЗТВ и основного металла под влиянием повышенных температур и нагрузки, имитирующей остаточные и временные напряжения в сварном соединении.

Следует отметить, что исследование изменения структуры и характера разрушения основного металла низкоуглеродистых легированных сталей под воздействием термомеханического цикла сварки (ТМЦ) проводилось и ранее, однако экспериментальные данные для высокопрочных судосталей отсутствуют.

Качественно новый этап в исследовании деформационной способности различных участков ЗТВ сварных соединений из высокопрочных сталей при послесварочном отпуске связан с появлением современного испытательного оборудования, способного производить физическое моделирование ТМЦ и последующего отпуска в необходимом диапазоне параметров и оснащенного программным обеспечением. К таким исследовательским установкам относятся пластометры серии GLEEBLE компании DSI.

При изучении процессов при послесварочном отпуске особый интерес представляет первый участок крупного зерна ЗТВ, примыкающий к линии сплавления, т.к. именно в нем происходят наиболее неблагоприятные изменения структуры и свойств. В реальных сварных соединениях участок крупного зерна имеет относительно малые размеры, вследствие чего всесторонние исследования этого участка затруднены.

Имитировать структуры, формирующиеся на различных участках ЗТВ, возможно также на современных дилатометрах, без сложных экспериментов по сварке крупногабаритных проб.

В связи с вышесказанным, **целью работы** является разработка термомеханических режимов горячей пластической деформации для обеспечения гарантированного предела текучести 750 МПа листового проката толщиной до 40 мм и установление особенностей влияния послесварочного отпуска на структуру, механические свойства и склонность к растрескиванию в ЗТВ сварных соединений из высокопрочных легированных сталей.

Для достижения указанной цели работа выполнялась в двух направлениях, были поставлены следующие **задачи**:

в области разработки технологии изготовления листового проката:

– путем построения термокинетических диаграмм превращений аустенита стали марки 10ХН2МДБ изучить кинетику фазовых превращений, в том числе с учетом предварительной пластической деформации в аустенитной области;

–исследовать с использованием имитационного моделирования на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800 влияние термдеформационных режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на особенности конечной превращенной структуры стали марки 10ХН2МДБ;

–разработать технологические схемы горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева и опробовать их при опытно-промышленном изготовлении листового проката толщиной 25-40 мм из стали марки 10ХН2МДБ;

–исследовать структуру и механические свойства изготовленного листового проката стали марки 10ХН2МДБ.

в области исследования свойств в ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей изучить:

–кинетику фазовых превращений аустенита высокопрочных марок стали, в том числе в результате действия термического цикла сварки;

–закономерности формирования структуры ЗТВ сварного соединения в зависимости от уровня легирования на основе комплексных экспериментальных исследований;

–влияние послесварочного отпуска на изменение структуры, формирующейся в ЗТВ, и механических свойств;

влияние структуры в ЗТВ сварного соединения на механические свойства и сопротивляемость хрупким разрушениям.

Объектом исследования являются низкоуглеродистые высокопрочные легированные стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ и их сварные соединения.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Характеристика сталей, исследованных в работе

Материалом для проведения исследований послужили хромоникельмолибденовые стали различного уровня легирования марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ после закалки или закалки с прокатного нагрева и отпуска, изготовленные в ООО «ОМЗ-Спецсталь». Выбор марок стали обусловлен их применимостью в судостроительных конструкциях с возможностью получения сварных соединений в различных сочетаниях по маркам. Химический состав исследованных марок стали представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав исследованных плавок хромоникельмолибденовой стали

Марка	Массовая доля элементов, % масс.												P _{см} ¹	C _{ЭКВ} ²
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Al	S	P		
10ХН2МДБ	0,08	0,27	0,69	0,86	2,10	0,27	0,68	-	0,036	0,012	0,005	0,005	0,25	0,6
10ХН3МДФ	0,10	0,35	0,69	0,97	2,98	0,29	0,66	0,04	-	0,012	0,003	0,006	0,29	0,7
10ХН4МДФ	0,10	0,26	0,37	0,67	4,21	0,50	1,22	0,13	-	0,014	0,005	0,005	0,34	0,8

Хромоникельмолибденовая сталь марки 10ХН2МДБ из всех исследованных отличается пониженным легированием дорогостоящими элементами с микролегированием ниобием, таблица 2.1. Сталь разработана для листового проката толщиной до 50 мм, изготавливаемого по технологии закалки с прокатного нагрева и последующего высокого отпуска [80]. Закалка с прокатного нагрева, для которой ранее были предложены термомодеформационные режимы, учитывающие протекание статической рекристаллизации аустенита на высокотемпературной стадии прокатки для этой стали, обеспечивает формирование микроструктуры с мелким зерном и дисперсными образованиями мартенситно-бейнитных составляющих. Это позволяет получить высокий уровень вязкости при низких температурах испытания, а также обеспечить заданный уровень прочности при снижении углерода и минимизации легирования. Для этой марки стали на основе выполненных исследований в настоящей работе разработаны и внедрены усовершенствованные режимы горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки.

$${}^1 P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cr}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B, \%$$

$${}^2 C_{ЭКВ} = C + \frac{Mo + Cr + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Mn}{6}, \%$$

Хромоникельмолибденовая улучшаемая сталь марки 10ХНЗМДФ легирована никелем, хромом, молибденом, ванадием, таблица 2.1. После закалки в этой стали формируется мартенситно-бейнитная структура с высокой плотностью дислокаций. При последующем высоком отпуске плотность дислокаций несколько снижается и образуется мелкодисперсная структура, состоящая из α -фазы и карбидов цементитного типа.

Вторичнотвердеющая сталь марки 10ХН4МДФ также разработана на хромоникельмолибденовой основе. Благодаря комплексному легированию в этой стали обеспечивается формирование при закалке преимущественно реечного мартенсита и развитие процессов вторичного твердения в результате последующего отпуска.

Для всех трех марок стали в настоящей работе изучена структура в ЗТВ сварных соединений, в том числе после отпуска, с целью оценки их деформационной способности и растрескивания.

Изготовление опытных плавок в ООО «ОМЗ-Спецсталь» производили в 50 т электродуговой печи с обработкой металла на установке внепечного рафинирования и вакуумирования с разливкой в кузнечные слитки с защитой струи металла аргоном, после отжига которых производили ковку брам и их противоблоксную обработку. После прокатки на стане «5000» ЧерМК ПАО «Северсталь» листы толщиной 25-70 мм также подвергали противоблоксной и термической обработке (закалке или закалке с прокатного нагрева и высокому отпуску) в камерных печах ООО «ОМЗ-Спецсталь».

После проведения термической обработки и получения годных механических свойств от листов были отобраны заготовки и изготовлены образцы для проведения дальнейших исследований.

2.2 Методы исследования структурных и фазовых превращений

2.2.1 Исследование фазовых превращений с помощью дилатометра DIL 805

Исследование фазовых превращений выполняли на дилатометре с возможностью деформирования сжатием DIL805 фирмы ВАНР Thermoanalyse.

Эта установка позволяет моделировать параметры, такие как температура, скорости нагрева и охлаждения в широких пределах и с высокой точностью. Программное обеспечение позволяет задавать программы обработки (режимы термообработки), записывать экспериментальные данные в цифровом виде и представлять их как в табличном, так и в графическом виде. При этом есть возможность получать не только обычную дилатометрическую зависимость изменения длины образца от температуры, но и определять зависимость доли превращенного аустенита от температуры.

Высокие скорости охлаждения достигаются при продуве образца инертным газом через отверстия в одной из обмоток индуктора. Для достижения максимальных скоростей охлаждения полый образец обдувается не только снаружи, но и изнутри. Измерение температуры производится с помощью Pt –Pt/Rh10% термопары толщиной 0,1 мм, приваренной к образцу.

Для приведения в одинаковое исходное состояние образцы исследуемых составов были отожжены при 950°C. Образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм нагревали до температуры аустенитизации со скоростью 5°C/с, выдерживали в течение 3 мин. Критические точки определяли методом отрыва касательных по трем измерениям.

Исследование фазовых превращений основного металла, в том числе под влиянием предшествующей горячей пластической деформации, проводили по следующим режимам:

- нагрев до 1000°C для формирования мелкозернистого аустенита, подстуживание до 950°C, охлаждение со скоростями 100...0,1°C/с;

- нагрев до 1000°C для формирования мелкозернистого аустенита, подстуживание до 950°C, деформация со степенью 30 %, охлаждение со скоростями 50...0,1°C/с

Исследования фазовых превращений в ЗТВ проводили после нагрева образцов до температур, характерных для максимальных температур нагрева металла ЗТВ при сварке, при изменении скоростей охлаждения в диапазоне, применяемых для различных видов и режимов сварки.

Моделируемый цикл сварки состоял из нагрева, выдержки и охлаждения. Образцы нагревали индукционным нагревателем со скоростью 100°C/с до температур, соответствующих участкам зоны термического влияния:

–участок крупного зерна – с максимальной температурой, близкой к температуре плавления (до $T_{max}=1350^{\circ}C$);

–участок полной перекристаллизации – с максимальной температурой выше точки A_{C3} (до $T_{max}=900^{\circ}C$);

–участок частичной перекристаллизации - с максимальной температурой между точками A_{C1} - A_{C3} (до $T_{max}=780, 800$ и $820^{\circ}C$).

Выдержка по достижении максимальной температуры составляла 3 с. Охлаждение производили со скоростями 6, 10, 20, 30, 50, 100°C/с.

2.2.2 Имитационное моделирование на комплексе «GLEEBLE 3800»

Многофункциональный исследовательский комплекс «GLEEBLE 3800» компании Dynamic Systems Inc., США, представляет собой наиболее современную и эффективную версию

термомеханического симулятора («пластометра»), предназначенного для имитации на малых лабораторных образцах реальных технологических процессов.

«GLEEBLE 3800» имеет следующие технические характеристики: максимальное усилие сжатия – 200 кН; максимальное усилие растяжения – 100 кН; программируемая скорость перемещения траверсы – до 2000 мм/с; скорость деформации – до 200 с⁻¹; максимальную температуру нагрева - 1750°C; способ нагрева: прямое пропускание тока; способы охлаждения: теплоотвод в водоохлаждаемые захваты, обдув газом, водой снаружи и изнутри, либо порознь; скорость нагрева – до 10000°C/с; скорость охлаждения – до 10000°C/с; обработка может осуществляться в вакууме, на воздухе и в защитном газе.

Комплекс располагает большим количеством программных возможностей. В удобной форме программирование простых экспериментов позволяет осуществить программа QuickSim, которая описывает каждое действие в процессе испытания их порядок и длительность. Кроме того, для разработки более сложных испытаний может использоваться программная оболочка Deformation Control Software или непосредственно текстовый язык программирования Gleeble Script Language.

Для исследования имитации термомеханических режимов горячей прокатки использовался модуль для выполнения деформации *сжатием Hydra Wedge*, который гарантированно позволяет реализовать скорости деформации от 0.01 с⁻¹ до 100 с⁻¹, контролируемые с точностью не хуже 0.01 с⁻¹. Температуры, контролируемые и измеряемые с точностью порядка одного градуса, могут быть заданы от комнатной до температуры плавления стальных образцов. Таким образом, *Hydra Wedge* позволяет реализовывать высокоскоростную повторяющуюся деформацию материала при заданном температурном режиме, воспроизводя температурно-деформационный режим многопроходной прокатки (с некоторым ограничением), реализуемый на современных промышленных многоклетевых станах.

Для проведения испытаний на сжатие использовались цилиндрические образцы диаметром 10 мм, длиной 15 мм.

Исследование воздействия температуры и деформации с различной скоростью при имитации сварочного нагрева с послесварочным отпуском для снятия напряжений на структуру и характер разрушения основного металла и ЗТВ проводили на модуле *Pocket Jaw*, предназначенном для испытаний на растяжение. Испытания проводили на специальных образцах длиной 125 мм с резьбой в захватной части диаметром 10 мм и с выборкой в рабочей части диаметром 8 мм, длиной рабочей части 20 мм, рисунок 2.2.1. Для обеспечения минимального температурного градиента по длине образца использовали специальные захваты с внутренней выборкой. Контроль температуры осуществляли с использованием платино-

платинородиевой термопары, приваренной к поверхности образца строго в центральной части. Во время проведения экспериментов поддерживали высокий вакуум 10^{-5} мм рт. ст.

Сравнительную оценку деформации разрушения производили методом определения на базе 15 мм величины относительного удлинения образцов после испытания.

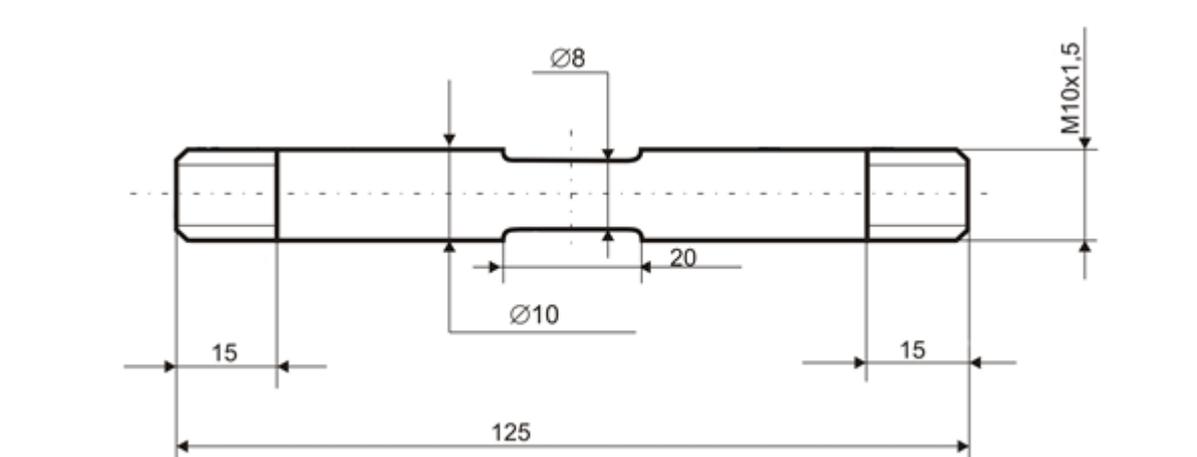


Рисунок 2.2.1 - Эскиз образца для испытаний на установке Gleeble 3800

2.3 Методы исследования структуры

2.3.1 Оптическая металлография

Изготовление шлифов проводили в соответствии с РД 5.9555-74 «Металлы и сплавы. Изготовление и травление металлографических микрошлифов» с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Образцы вырезали холодным механическим способом на отрезном станке «Brilliant», запрессовывали в термопластический оправочный материал для получения ровной поверхности и устранения заваливания кромок. Шлифование и полирование образцов производили на установке «Sapfir» с использованием шлифовальной пленки и абразивных суспензий. Скорость вращения диска со шлифовальной шкуркой ~ 1000 об/мин.

Травление микрошлифов для выявления структуры осуществляли в 4%-ном растворе азотной кислоты.

Металлографические исследования с получением микроструктуры проводили с использованием светового инвертированного металлографического микроскопа AxioObserver (Zeiss), оснащенного цифровой видеокамерой и системой ввода изображений.

Оценку размеров зерен проводили методами количественной металлографии. Для цифровой оценки использовали анализатор изображения Clemex.

2.3.2 Метод дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD)

Метод EBSD заключается в получение дифракционных картин отраженных электронов и используется при исследовании широкого круга кристаллических материалов и позволяет выполнить анализ микроструктуры стали: распределение фаз (получение карт распределения фаз), ориентировка зерен, размер и форма зерен, свойства границ, разориентировки на границах зерен. Возможно построение гистограмм углов разориентировок, специальных границ зерен, размеров зерен и т.д.

Исследование проводили с помощью растрового электронного микроскопа "Quanta 3D FEG". Полированный образец наклоняют под углом около 70 градусов по отношению к горизонтали. Электронный зонд направляют в интересующую точку на поверхности образца: часть электронов претерпевают неупругое рассеяние в широком интервале углов с небольшой потерей энергии при прохождении через верхнюю поверхность образца. В тех случаях, когда удовлетворяется условие дифракции Брэгга, для плоскостей атомов решетки кристалла, образуются по 2 конусообразных пучка дифрагированных электронов для каждого семейства кристаллических плоскостей.

На пути конусов электронов помещают фосфоресцирующий экран, а за ним высокочувствительную камеру для наблюдения (цифровую CCD камеру). Там, где конусообразные пучки электронов пересекаются с фосфоресцентным экраном, они проявляются в виде тонких полос, называемых полосами Кикучи. Каждая из этих полос соответствует определенной группе кристаллических плоскостей. Результирующие картины EBSD состоят из множества полос Кикучи. С помощью специальных компьютерных программ автоматически определяется положение каждой из полос Кикучи, производится индентификация Кикучи-линий, сравнение с теоретическими данными о соответствующей кристаллической фазе и быстро вычисляется трехмерная кристаллографическая ориентация

Для получения карт ориентировок зерен электронный зонд последовательно перемещается по регулярной сетке точек, для каждой точки формируется картина EBSD, компьютерная программа идентифицирует ее и сохраняет информацию об ориентации и фазовом составе. В итоге получается массив локальных ориентировок для всех точек сканирования, который позволяет воссоздавать структуру исследуемого материала с последующей количественной обработкой изображения и получать распределения границ структурных элементов по размерам и величине угла разориентировки. Точность определения размеров фрагментов зависит от выбранного шага сканирования и обычно составляет 10-20 нм. Точность определения разориентировок зависит от степени дефектности материала и составляет 1-2 градуса. Полученная информация затем используется для представления

микроструктуры в виде ориентационных или фазовых карт, представляющих полную характеристику микроструктуры образца.

При этом необходимо учитывать, что в традиционных методах оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии зерна и фрагменты распознаются на изображении как области, отделенные от соседних планарными дефектами кристаллографического строения – малоугловыми и большеугловыми границами, которые выявляются за счет эффектов контраста изображения. В то время как, в микроскопии отображения ориентировок (ОИМ), основанной на EBSD-анализе, структура материала воссоздается по результатам поточечного кристаллографического анализа. Алгоритм объединения связанного множества точек в единый структурный элемент реализуется в соответствии с наперед заданными признаками группирования, основным из которых является толерантный угол (tolerance angle) θ_t . При реализации действующего алгоритма группировки, две соседние точки считаются принадлежащими одному и тому же структурному элементу (зерну), если разориентировка между ними не превышает θ_t . В противном случае, точки относятся к различным структурным элементам. Таким образом, распределения выявляемых в ОИМ структурных элементов по размерам, а их границ - по величине угла разориентации, зависят от задаваемого параметра θ_t .

Обычно образцы для EBSD-анализа изготавливаются аналогично образцам для металлографического анализа (вырезка образца; заделка его в полимер; шлифовка; полировка) или возможна перешлифовка образца на исследование микроструктуры с целью снятия травления. Конечной операцией подготовки образцов является электрополировка.

С помощью EBSD-анализа исследовали особенности структуры стали после имитации термомеханических режимов горячей пластической деформации, а также изготовленного в промышленных условиях листового проката.

Структурные элементы (однородно разориентированные блоки) в превращенной структуре определяли с $\theta = 5^\circ$, т.к. этот угол соответствует минимальной разориентировке между вариантами ориентационного соотношения мартенсита с исходным аустенитом. Далее строили распределение таких элементов (блоков) по размерам. Восстановление границ бывших зерен аустенита и блоков мартенситно-бейнитной структуры было основано на ориентационном соотношении между исходными зёрнами и возникающими в них кристаллами новой фазы [81].

2.3.3 Метод просвечивающей электронной микроскопии

Для исследования тонкой структуры стали в зависимости от расположения интересующей области исследования изготавливали цилиндрические заготовки диаметром 3,1 мм. Нарезку

заготовок для фольг толщиной 120-150 мкм производили в специальной электроискровой установке в дистиллированной воде. Затем отрезанные круглые пластинки шлифовали и подвергали электролитической полировке в хлорно-спиртовом электролите на установке «Tenipol» производства фирмы Struers. Исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnai G² 30 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ и Philips EM-400T при ускоряющем напряжении 120 кВ. Кристаллическую решетку фазы дисперсных выделений идентифицировали по методу одиночных рефлексов. Фольги изучали на просвет по методике, изложенной в работах [82, 83].

2.3.4 Растровая электронная микроскопия

Анализ поверхности разрушения образцов на растяжение после имитации термомеханических режимов сварки выполняли с помощью растровых электронных микроскопов SEM- 535 фирмы «Philips» и «Stereoscan-150» после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой камере.

2.4 Методы стандартных механических испытаний

2.4.1 Испытание на растяжение

Испытание на растяжение образцов, вырезанных из изготовленного в промышленных условиях листового проката, проводили при температуре 20_{-5}^{+10} °С согласно ГОСТ 1497-84 на цилиндрических образцах тип 3. Испытания образцов проводили на напольных разрывных машинах фирмы «Instron» или на универсальной испытательной машине ZWICK/ROELL Z250 (Германия), при этом определяли временное сопротивление разрушению (σ_b), предел текучести ($\sigma_{0,2}$), относительное полное удлинение (δ_5), относительное равномерное удлинение ($\delta_{равн}$) и относительное сужение (ψ).

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 1497. Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ определяли графическим методом по диаграмме растяжения. Временное сопротивление σ_b определяли по величине наибольшей нагрузки перед разрушением образца. Относительное удлинение δ_5 определяли как процентное отношение разности длины рабочей части образца после испытания и начальной к исходной длине рабочей части образца. Относительное сужение ψ определяли как процентное отношение разности начального диаметра рабочей части образца и диаметра после испытания к исходному диаметру рабочей части образца.

2.4.2 Испытание на ударный изгиб.

Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре «Требел», 2123 КМК. Работу удара KV, Дж, затраченную на разрушение ударом маятникового копра образцов типа Шарпи с V-образным концентратором, вырезанных из изготовленного в промышленных условиях листового проката, определяли в соответствии с ГОСТ 9454-78 в интервале температур от плюс 20 до минус 60°C. Для испытаний использовали образцы тип 11 с острым надрезом V – образной формы по ГОСТ 9454-78.

При каждой температуре испытывали по 3 образца. Охлаждение образцов производили в термостате, обеспечивающем равномерное охлаждение и контроль температуры, в смеси жидкого азота с этиловым спиртом. В процессе проведения испытания в соответствии с ГОСТ 9454 допускается переохлаждение образцов на 2°C от заданной температуры. Для контроля температуры охлаждающей среды применялся термометр с погрешностью не более $\pm 1^\circ\text{C}$ в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Испытание ЗТВ проводили на образцах с надрезом по линии сплавления. Надрез по линии сплавления наносили таким образом, что он пересекал на 50% сварной шов и 50% ЗТВ.

2.4.3 Испытание на растяжение в направлении толщины

Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 28870-90 при температуре $(20^{+15}_{-10})^\circ\text{C}$. Испытывали цилиндрические образцы по ГОСТ 28870-90. Образец вырезали из опытной пробы таким образом, чтобы его ось была перпендикулярна к поверхности проката. Для испытаний от каждой пробы отбирали по три образца. Требования к способам вырезки образцов из проб, к их форме, качеству поверхности и предельным отклонениям – по ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 28870-90.

Испытания образцов от листов толщиной до 30 мм включительно проводили на универсальной машине Р5, образцов от листов большей толщины – на напольных разрывных машинах EU-40 или «Instron» с соблюдением всех требований ГОСТ 1497 и ГОСТ 28870. Обработку и анализ результатов выполняли по ГОСТ 28870.

2.4.4 Испытание технологических проб на излом

Для испытания на излом из листа вырезали по одному образцу (технологической пробе) поперек направления прокатки из средней трети по ширине. Образец, рисунок 2.4.4.1, вырезали газовым секатором или механическим способом. Надрез был выполнен газовым секатором.

Испытание проводили на испытательной машине «Шенк-250» по ГОСТ 5521-93 при комнатной температуре. После испытания проводили визуальную оценку поверхности разрушения.

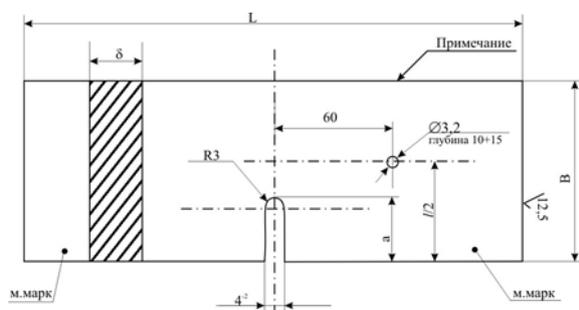


Рисунок 2.4.4.1 - Эскиз образца на излом.

δ , мм	L, мм	B, мм	a, мм
10÷14	300±20	60±20	20±5
Св.14÷32	400±20	90±20	30±5
Св.32÷60	520±20	120±20	40±5
Св.60÷70	640±20	150±20	75±5

Вид излома оценивали невооруженным глазом при рассеянном искусственном или естественном освещении без применения переносных индивидуальных средств освещения.

Результаты оценки поверхности разрушения записывают в виде ряда цифр, разделяемых тире, в следующей последовательности:

- первая цифра – балл по волокнистости;
- вторая цифра – балл по шиферности;
- третья цифра – балл по расслоениям.

Оценку по волокнистости, шиферности и расслоениям производят по пятибалльной шкале, характеризующей степень развития дефектов излома, причем балл 1 характеризует полное отсутствие дефектов, а балл 5 – максимальное развитие дефектов, табл. 2.4.4.1.

Критерием для определения оценочного балла волокнистости и шиферности металла является отношение площади излома с учитываемыми дефектами, к общей площади излома (включая зону утяжки металла).

Отдельные дефекты в виде шиферности, расположенные вне области интенсивного их развития, не учитывают.

Количество расслоений и их длина являются критерием для определения оценочного балла по расслоениям. В случае выхода расслоений любой протяженности на кромку, образованную в результате тепловой или механической резки, проводят повторное испытание пробы на излом.

При оценке вида излома по волокнистости учитывают наличие в площади излома:

- волокнистой составляющей;
- кристаллической сыпи – мелких кристаллических блесков, равномерно рассеянных на основном фоне волокнистого строения металла;
- отдельных кристаллических участков, имеющих четкую границу, отделяющую их от остальной поверхности излома с волокнистым строением.

Таблица 2.4.4.1 - Оценка вида излома

Балл	Характеристика излома
Оценка вида излома по волокнистости	
1	Полностью волокнистый излом
2	Волокнистый излом с кристаллической сыпью по всей площади излома и кристаллическими участками общей площадью до 10%
3	Волокнистый излом с кристаллической сыпью по всей площади излома и кристаллическими участками общей площадью от 10 до 20%
4	Волокнистый излом с резко очерченными кристаллическими участками общей площадью от 21 до 70%
5	Кристаллический излом с волокнистыми участками менее 30% общей площади
Оценка вида излома по шиферности	
1	Плотный излом без признаков шиферности
2	Нераскрывшаяся шиферность на площади менее 1/3 общей площади излома
3	Нераскрывшаяся шиферность по всей площади излома и (или) раскрывшаяся шиферность на площади менее 1/3 общей площади излома
4	Нераскрывшаяся шиферность по всей площади излома и раскрывшаяся шиферность на площади менее 2/3 общей площади излома
5	Раскрывшаяся шиферность на площади более 2/3 общей площади излома
Оценка излома по расслоениям	
1	Плотный излом без расслоений
2	Одно расслоение протяженностью более половины длины поля излома или два расслоения протяженностью менее половины длины каждое
3	Два расслоения протяженностью более половины длины излома или три расслоения протяженностью менее половины длины излома
4	Три расслоения протяженностью более половины длины поля излома или четыре расслоения протяженностью менее половины длины поля излома каждое
5	Четыре расслоения протяженностью более половины длины поля излома или пять расслоений менее половины длины излома каждое

При оценке вида излома по шиферности учитывают:

- полное отсутствие шиферности;
- наличие нераскрывшейся шиферности – штриховатости в виде светлых штрихов той или иной интенсивности и протяженности, не представляющих собой нарушения сплошности металла;
- наличие раскрывшейся шиферности – небольших расщеплений металла, возникающих в процессе поломки образца, идущих параллельно поверхности листа и имеющих протяженность не более 15 мм каждое.

При оценке вида излома по расслоениям учитывают:

- отсутствие расслоений – несплошностей металла длиной более 15 мм, ориентированных параллельно плоскости листа и раскрывшихся в процессе поломки образца;
- суммарное количество расслоений в поле излома с учетом их длины.

2.4.5 Определение твердости

Определение твердости по Виккерсу проводили на шлифах с помощью твердомера типа Zwick/Roell 5030SKV согласно ГОСТ 2999-75.

Измерение микротвёрдости производят на автоматическом микротвердомере DM-8 фирмы AFFRI или других приборах при нагрузке 9,8 Н (HV10) не менее чем в 5-ти точках.

2.5 Оценка характеристик работоспособности

2.5.1 Определение критических температур хрупкости

Сопротивление хрупкому разрушению листового проката и сварных соединений оценивали по результатам ударных испытаний образцов Шарпи при отрицательных температурах, при динамическом и статическом нагружении, характеристикам вязкости разрушения и сопротивляемости усталостному разрушению. Хладостойкость листового проката определяли:

- по критической температуре T_{KB} , соответствующей минимальной температуре, при которой в изломе технологической пробы полной толщины, испытанной на статический изгиб, наблюдается 70 % волокнистой составляющей;

- по температуре нулевой пластичности NDT , которую определяют по результатам динамических испытаний образцов с хрупкой наплавкой; эта температура характеризует условия, при которых материал не способен затормозить трещину при ударном нагружении со скоростью ≈ 5 м/сек и достижении в нем напряжений предела текучести;

- по критической температуре T_K хрупко-вязкого перехода; температура хрупко-вязкого перехода определяется по результатам серийных испытаний. За температуру T_K чаще всего принимают середину температурного интервала, в котором отмечается резкое снижение ударной вязкости на образцах типа Шарпи с острым надрезом при динамических испытаниях, либо температуру T_{50} , при которой 50% площади излома в образце имеет кристаллический вид; для высокопрочных сталей снижение ударной вязкости имеет плавный характер, и порог хладноломкости является некоторой условной характеристикой, определяемой по значению работы удара не менее 49 Дж ($5,0$ кгс м/см²).

Испытания технологических проб статическим изгибом проводили на машине «Шенк-250» по «Методике» ЦНИИ КМ «Прометей» с предварительным охлаждением образцов в термостате в смеси жидкого азота и этилового спирта. Температура контролировалась с погрешностью не более $\pm 1^\circ\text{C}$.

Определение температуры нулевой пластичности (NDT) в соответствии с ASTM E208 проводили на вертикальном копре K90, с максимальной энергией удара 2470 Дж.

2.5.2 Испытания на трещиностойкость

Процедура испытаний хладостойких сталей на *CTOD*, требования к оборудованию и измерительным средствам соответствовали части I Британского стандарта BS 7448. Для испытаний были использованы образцы на статический изгиб прямоугольного сечения с односторонним краевым надрезом (тип SENB по BS 7448) и гладкими боковыми поверхностями. Выращивание усталостной трещины проводилось на машине «Шенк-250 кН» при частоте 5—8 Гц. Суммарное число циклов нагружения для образца составило не менее 55 000.

Образцы испытывали при управлении испытательной машиной «Шенк-1000 кН» по перемещению при квазистатическом нагружении со скоростью перемещения нагружающей траверсы, обеспечивающей возрастание коэффициента интенсивности напряжений для упругого участка нагружения образцов порядка $1,5 \text{ Н/мм}^2\sqrt{\text{м/с}}$, чему соответствовала скорость перемещения траверсы 0.2 мм/мин. При испытаниях записывали диаграмму деформирования в координатах «нагрузка — раскрытие берегов трещины» на планшетный самописец фирмы «Шенк». Определение нагрузки производилось штатным силоизмерителем машины с погрешностью $\pm 0.5\%$ от измеряемой величины. Определение перемещений (раскрытия берегов трещины) производилось датчиком DSR 10/50, входящим в комплект оборудования установок «Шенк».

Для поддержания заданной температуры в течение всего испытания образцы находились в криотермокамере. Измерения температуры производились хромель-копелевой термопарой, введенной в глухое отверстие в образце вблизи плоскости нагружения. Точность измерения составляла $\pm 0,5^\circ\text{C}$.

При определении *CTOD* сварного соединения подготовка образцов включала боковое обжатие для снятия остаточных сварочных напряжений, что обеспечивало необходимую геометрию при выращивании усталостной трещины.

2.5.3 Испытания на сопротивление коррозии и коррозионно-механическим повреждениям

Коррозионное поведение материала достаточно полно позволяет установить следующий комплекс исследований:

- определение склонности к коррозионному растрескиванию методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой;
- определение склонности к коррозионному растрескиванию методом медленного одноосного растяжения.

Определение склонности к коррозионному растрескиванию методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой. Испытывают призматические образцы листового проката методом консольного изгиба в 3,5% растворе NaCl при медленном последовательном ступенчатом нагружении по РД5.АЕИШ.3635-2013, рисунок 2.4.9.1.

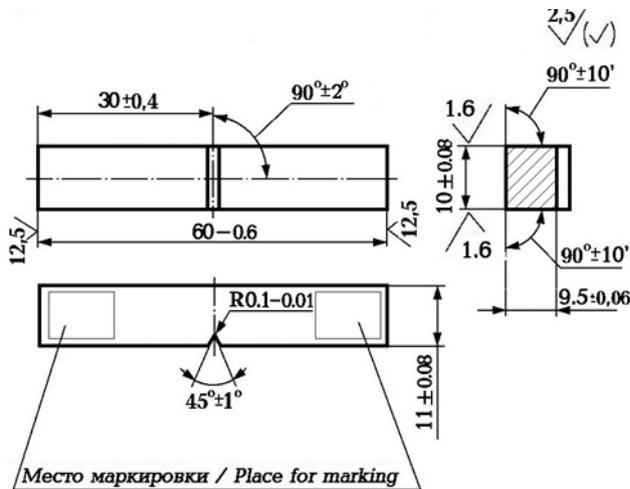


Рисунок 2.4.9.1 — Образец для испытаний на коррозионное растрескивание консольным изгибом

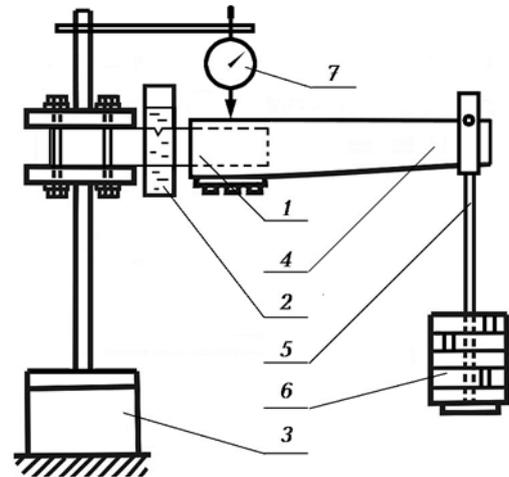


Рисунок 2.4.9.2 — Схема консольной установки: 1 — образец, 2 — коррозионная ячейка, 3 — станина, 4 — рычаг, 5 — подвес, 6 — груз, 7 — индикатор прогиба

Образцы вырезают поперек проката. Надрез глубиной 1,5 мм наносится протяжкой от поверхности листа. Общая глубина надреза с предварительно выращенной усталостной трещиной около 3 мм. 3,5% раствор NaCl имитирует воздействие морской воды. Определяемые при испытании разрушающие напряжения в среде и на воздухе сравнивают между собой, что позволяет судить о склонности материала к коррозионному растрескиванию.

Усталостные трещины на образцах выращивали на резонансной машине RUMUL Cracktronic при ступенчато уменьшающемся изгибающем моменте. Образцы перед выращиванием трещины были обезжирены ацетоном. Максимальная нагрузка в нетто-сечении образцов не превышала половину предела текучести стали.

Испытания проводили на консольных рычажных установках (рисунок 2.4.9.2), оснащённых индикаторами прогиба. Для испытаний в коррозионной среде применяли герметичные резиновые ячейки, монтируемые на образец в месте надреза. В качестве коррозионной среды при испытаниях использовали 3,5% водный раствор хлористого натрия (NaCl), приготовленный на дистиллированной воде. Замена испытательного раствора в коррозионных ячейках осуществлялась ежедневно.

Определение склонности к коррозионному растрескиванию методом медленного одноосного растяжения. Испытывают гладкие цилиндрические образцы листового проката, рисунок 2.4.9.3, методом одноосного растяжения с низкой скоростью деформации в 3,5%

растворе NaCl по РД5.АЕИШ.3637-2013. Определяемые при испытании разрушающие напряжения в среде и на воздухе сравнивают между собой, что позволяет судить о склонности материала к коррозионному растрескиванию. Также проводится сопоставление кривых растяжения в среде и на воздухе и осмотр рабочих поверхностей образцов на наличие трещин.



Рисунок 2.4.9.3 — Образец для испытаний на медленное растяжение

Образцы перед испытаниями были обезжирены ацетоном. Испытания проводили на разрывных машинах, рисунок 2.4.9.4, оснащенных датчиками силы и перемещения. Для испытаний в коррозионной среде применяли герметичные ячейки, монтируемые на рабочую часть образца. В качестве коррозионной среды использовали синтетическую морскую воду – 3,5% водный раствор хлористого натрия (NaCl), приготовленный на дистиллированной воде. Замена испытательного раствора в коррозионных ячейках осуществлялась ежедневно.

Относительная скорость деформирования составляла 10^{-6} с⁻¹. Испытаны 2 образца: по одному на воздухе и в 3,5% растворе NaCl. Температура воздуха в помещении в период испытаний имела значение 20-24°C. Относительная влажность воздуха в помещении в период испытаний находилась на уровне 50-65%.

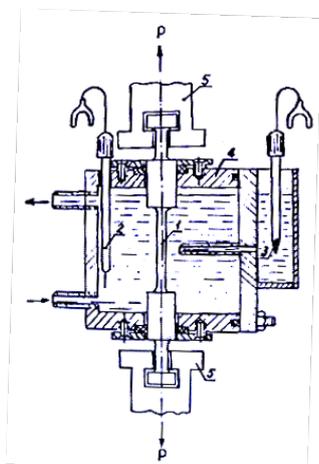


Рисунок 2.4.9.4 — Схема и общий вид ячейки для испытаний

2.6 Оценка свариваемости стали

2.6.1 Оценка свариваемости на крупногабаритных пробах

Оценку свариваемости хладостойких и высокопрочных сталей проводили при изготовлении жесткой пробы в условиях, приближенных к реальным при изготовлении сварных хладостойких конструкций в АО «ПО «Севмаш».

Сварку проб размером 25x300x300 мм осуществляли методом ручной дуговой сварки с использованием электродов марки 48Н-15 диаметром 4 мм с погонной энергией 1 кДж/см, сила тока 140 А. Подварку корня шва осуществляли ручной аргонодуговой сваркой проволокой марки Св-07ХНЗМД диаметром 4 мм, сила тока 150 А. Разделка кромок – К-образная, угол раскрытия 45°С. Пространственное положение – нижнее.

Перед сваркой свариваемые кромки были просушены пламенем газовой горелки.

Жесткая проба представляет собой образец, воспроизводящий стыковое сварное соединение корпусной конструкции, рисунок 2.6.1.1. Проверку сварных соединений на чувствительность к трещинообразованию после проведения послесварочного отпуска для снятия остаточных сварочных напряжений (ОСН) проводили на стыковых жестких пробах, для которых была использована высокопрочная сталь толщиной 25 мм. Жесткие пробы термообработывали по разным режимам. Затем из сварного соединения вырезали заготовки для изготовления образцов, рисунок 2.6.1.2, и металлографических шлифов. Шлифы травили 2-4 %-ным раствором азотной кислоты и с помощью лупы контролировали на наличие трещин.

Размеры и жесткость этой пробы обуславливают возможность образования всех видов трещин, характерных для многослойных швов стыковых соединений большой протяженности. Критерием стойкости сварных соединений против образования трещин служат условия сварки и термообработки пробы, при которых трещины не образуются.

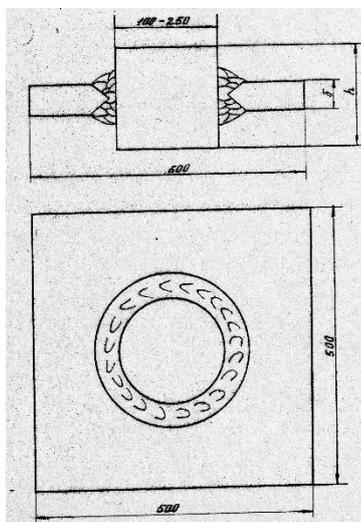


Рисунок 2.6.1.1 – Жесткая проба типа «вварыш»

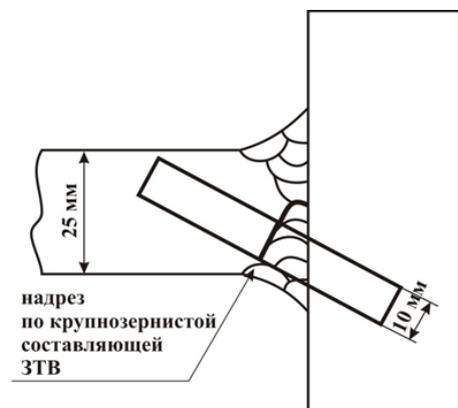


Рисунок 2.6.1.2 – Схема изготовления образцов из заготовок

Оценку свариваемости производили также по результатам измерения твердости по сечению сварных швов на макротемплетах. Оценку свариваемости на наличие трещин в сварном соединении производили визуально при осмотре невооруженным глазом качества сварного соединения и при металлографическом анализе. Образцы для исследования ЗТВ вырезали по всей длине пробы в поперечном шву направлении, кроме этого производили послойную разделку в плоскости, параллельной плоскости пробы.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 2

Предложенный комплекс исследования структурных превращений высокопрочной стали, моделирование горячей пластической деформации, термического и термомодеформационного цикла сварки, определение механических свойств в исходном состоянии и после проведения испытаний, а также детальное изучение структуры стали позволяет выполнить поставленные цели и задачи диссертационной работы и обеспечить надежную достоверность полученных результатов.

ГЛАВА 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОСНОВНОМ МЕТАЛЛЕ И ЗТВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ НА ОСНОВЕ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

В настоящей главе представлены результаты исследования фазовых превращений в исходном металле и результаты моделирования на дилатометре температурных воздействий в ЗТВ сварных соединений, обусловленных термическим циклом сварки - нагревом в интервале температур от 1350 до 780°C - на фазовые превращения, структуру и твердость высокопрочной стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, таблица 2.1.

Для исходного металла изучение фазовых превращений, в том числе под влиянием предшествующей деформации, служит основой выбора технологических режимов производства листового проката.

На всех участках ЗТВ процессы структурно-фазовых превращений, характеристики конечной структуры, а, следовательно, и механические свойства сварных соединений зависят не только от параметров термических циклов сварки, но и от химического состава и исходного структурного состояния сталей, а также от режимов последующей термической обработки.

Выполненный анализ термокинетических диаграмм позволил установить особенности фазовых превращений при закалке с прокатного нагрева, а также при высокоскоростном нагреве и формировании структуры в ЗТВ исследуемых хромоникельмолибденовых сталей, закономерности которых послужили основой для выявления основных превращений при отпуске сварных соединений (см. главу 5).

3.1 Определение критических точек

При термообработке конечная структура и свойства металла зависят от температуры нагрева и длительности выдержки выше критической температуры A_{c3} (как правило, $A_{c3} + 50 \div 100^\circ\text{C}$, выдержка не менее 30 мин) и от скорости охлаждения, которая для толстолистового проката редко превышает 30-50°C/с. Скорость нагрева обычно составляет 3-5°C/с.

Термический цикл сварки отличается высокой скоростью нагрева (от 1700°C/с при аргодуговой сварке листа толщиной 1 мм до 3°C/с при электрошлаковой сварке листа толщиной 220 мм), отсутствием выдержки (не более нескольких секунд) и высокой скоростью охлаждения (вследствие значительного теплоотвода в холодный металл), которые не могут быть достигнуты при обычной термообработке. При таком термическом цикле из-за высоких

скоростей нагрева критические точки A_{c1} и A_{c3} сдвигаются вверх относительно равновесных структур [64], а в связи с непродолжительным пребыванием выше критических точек в образующихся новых структурных фазах не достигается выравнивания химического состава. Так, например, при сварочном нагреве до температур, близких к точке A_{c3} образовавшийся аустенит характеризуется наибольшей химической неоднородностью по углероду и элементам замещения. Это обстоятельство важно в практическом плане. При умеренных скоростях охлаждения из межкритического интервала температур γ -фаза с высоким содержанием углерода может превращаться полностью по сдвиговому механизму, превращение в малоуглеродистых участках аустенита может начинаться в интервале температур первой ступени.

При дуговой сварке под флюсом интенсивность нагрева металла в ЗТВ сварных соединений достигает сотен градусов в секунду [1]. В связи с этим необходимо проводить соответствующие исследования в условиях быстро изменяющихся температур, характерных для соответствующих процессов сварки.

Критические точки A_{c1} и A_{c3} , определенные при нагреве со скоростями $100^\circ\text{C}/\text{с}$ и $5^\circ\text{C}/\text{с}$, приведены в таблице 3.1.1.

Таблица 3.1.1 – Критические точки сталей марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, определенные при нагреве с разными скоростями

Скорость нагрева	Сталь марки 10ХН4МДФ		Сталь марки 10ХН3МДФ		Сталь марки 10ХН2МДБ	
	A_{c1}	A_{c3}	A_{c1}	A_{c3}	A_{c1}	A_{c3}
Нагрев со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$	679	805	721	836	700	830
Нагрев со скоростью $100^\circ\text{C}/\text{с}$	760	820	770	840	750	840

После нагрева со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$, соответствующей обычной термической обработке, критические точки стали в зависимости от уровня легирования изменяются следующим образом: при снижении уровня легирования положение точки A_{c1} повышается $\sim 20^\circ\text{C}$, а положение точки A_{c3} повышается на $\sim 25\text{-}30^\circ\text{C}$.

Таким образом, по сравнению со сталью аналогом 10ХН3МДФ, закалка стали марки 10ХН2МДБ должна осуществляться от таких же температур, а отпуск может быть назначен при более низких температурах.

Повышение скорости нагрева наиболее сильное влияние оказывает на положение точки A_{c1} . Она повышается на $\sim 50^\circ\text{C}$ для стали 10ХН2МДБ и 10ХН3МДФ и на $\sim 80^\circ\text{C}$ для стали 10ХН4МДФ. Положение точки A_{c3} с увеличением скорости нагрева практически не изменяется.

Таким образом, на первом и втором участках ЗТВ при нагреве в интервале температур $900\text{-}1350^\circ\text{C}$ металл будет находиться в аустенитном состоянии, при моделировании ТЦС нагрев

в область межкритического интервала на третьем участке для стали 10ХН2МДБ должен осуществляться в интервале температур 750-840°С, для стали 10ХН3МДФ - в интервале температур 770-840°С, для стали 10ХН4МДФ - в интервале температур 760-820°С.

3.2 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН4МДФ

Основным видом превращения переохлажденного аустенита стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температуры 900°С со скоростью 5°С/с, характерного для обычной закалки, и выдержкой в течение 30 минут при этой температуре, рисунок 3.2.1, является мартенситно-бейнитное. Температура начала превращения ~400°С при скоростях охлаждения более 10°С/с соответствует температуре образования нижнего бейнита. Температура конца превращения составляет 250-300°С, поэтому в структуре присутствует мартенсит, рисунок 3.2.2 а. Уменьшение скорости охлаждения сдвигает интервал фазового превращения в область чуть более высоких температур: при скорости охлаждения 6°С/с температуры начала и конца превращения составляют 410 и 265°С соответственно.

Для листового проката толщиной 40-60 мм будут характерны структуры, соответствующие рисунку 3.2.2 б, в – мартенсит и бейнит различной морфологии, реечной и гранулярной. На рисунке 3.2.2 г приведена структура исследуемой стали в состоянии поставки, которая соответствует полученным в результате моделирования фазовых превращений для основного металла. Твердость основного металла составляет 470-480 НV.

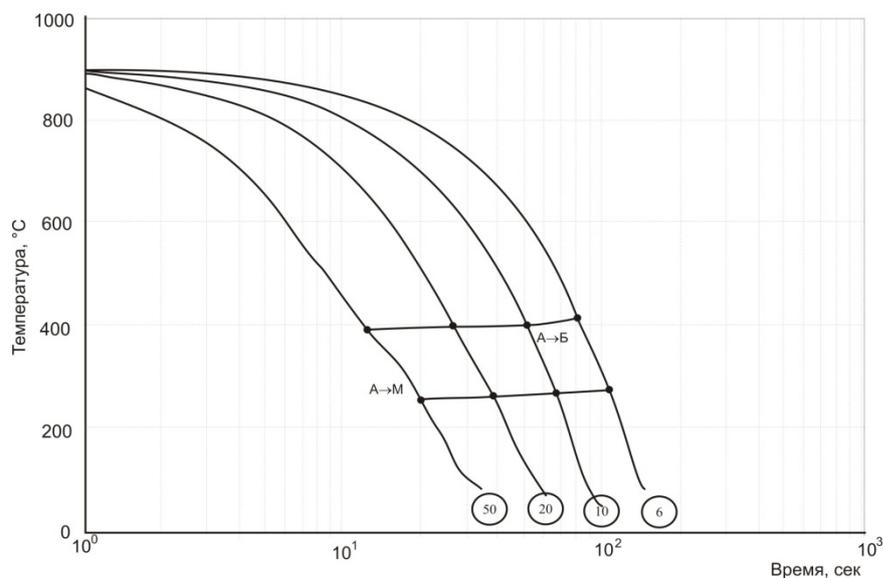


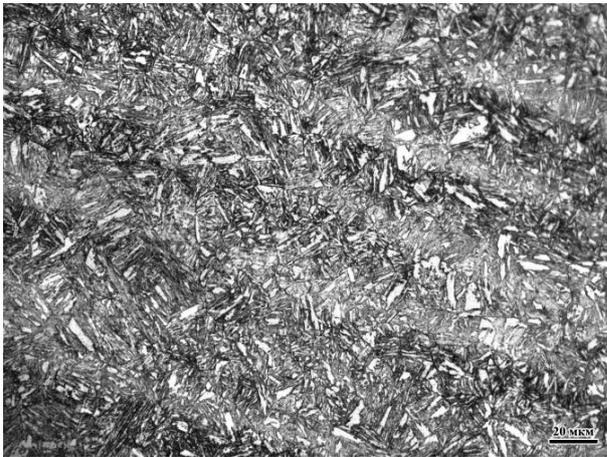
Рисунок 3.2.1 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температуры 900°С со скоростью 5°С/с



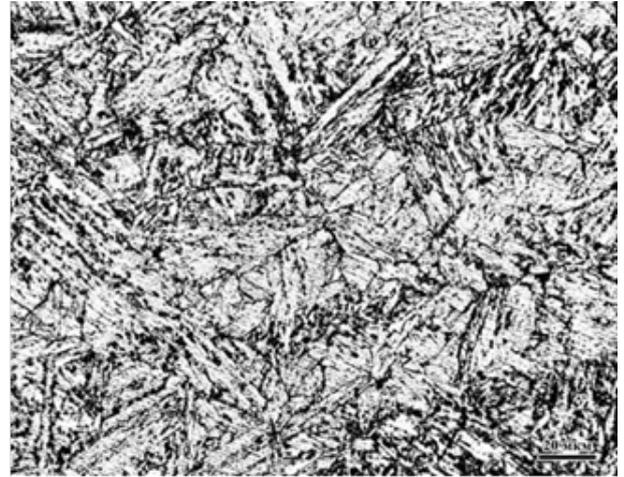
а



б



в



г

Рисунок 3.2.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температуры 900°C со скоростью 5°C/с и охлаждения со скоростями 50°C/с (а), 10°C/с (б), 6°C/с (в) и в состоянии поставки (закалка+высокий отпуск) (г)

3.3 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ в стали марки 10ХН4МДФ после имитационного моделирования

Термокинетическая диаграмма превращения аустенита после нагрева до температуры 1350°С. На рисунке 3.3.1 а представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 10ХН4МДФ, соответствующая первому участку, граничащему с металлом шва. Температура нагрева составляла 1350°С, нагрев осуществлялся со скоростью 100°С/с, выдержка составила 3 с, охлаждение в интервале скоростей 50÷6°С/с. Для сравнения на рисунке 3.3.1 б приведена ТКД после нагрева до температуры 1350°С со скоростью 5°С/с.

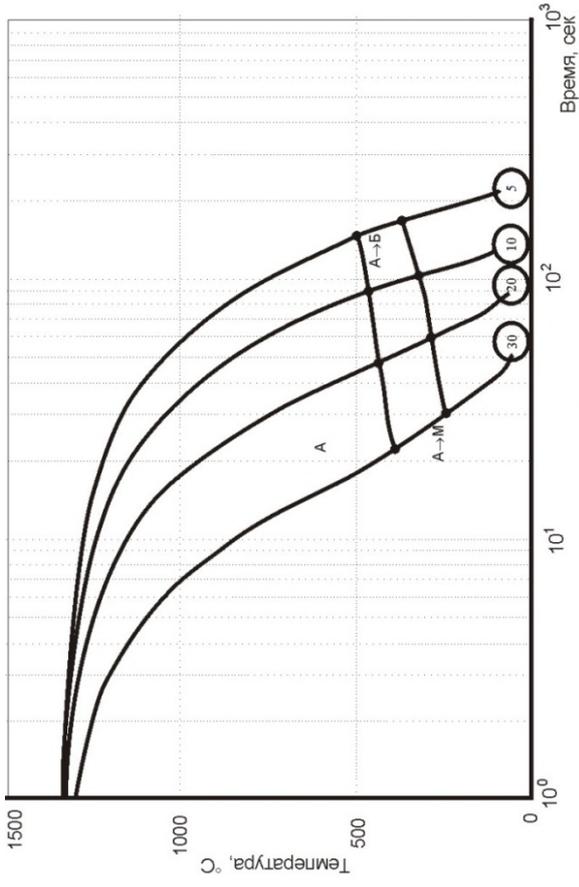
Образующийся при нагреве со скоростью 100°С/с аустенит менее стабилен, чем при нагреве со скоростью 5°С/с, рисунок 3.3.1 б, т.к. из-за высокой скорости нагрева и малой длительности пребывания при высокой температуре не происходит его гомогенизация и растворение карбидов. В интервале скоростей охлаждения 20-30°С/с по сравнению с медленным нагревом до 1350°С температура начала превращения повышается ~ на 30°С. По мере снижения скорости охлаждения до 6°С/с возрастает степень гомогенизации аустенита, и температура конца превращения снижается ~ на 50°С, чем после нагрева со скоростью 5°С/с.

Температура конца превращения при охлаждении со скоростями 50 и 20°С/с составляет 210°С. Такое понижение температуры приводит к изменению морфологии образующегося мартенсита – от реечного пакетного к пластинчатому двойникованному. При замедлении скорости охлаждения до 6°С/с температура конца превращения повышается и составляет 350°С.

Все образовавшиеся в исследованном интервале скоростей охлаждения структуры имеют реечное или пластинчатое строение, рисунок 3.3.2 а-г. Однако в низкоуглеродистых сталях сложно различить структуру нижнего бейнита и мартенсита, т.к. они морфологически подобны [85].

Зависимость твердости образцов от скорости охлаждения после нагрева до температуры 1350°С, представленная на рисунке 3.3.3 а, позволяет предположить, что структура стали преимущественно мартенситная, т.к. при высоких скоростях охлаждения твердость составляет 490-500 НV, что на 10-20 единиц выше, чем для основного металла. При понижении скорости охлаждения твердость повышается до 540 НV, что, вероятно, связано с уменьшением количества остаточного аустенита.

Ниже, в разделе 3.9, представлены подробные электронно-микроскопические исследования структуры стали 10ХН4МДФ после имитационного нагрева, характерного для первого участка ЗТВ.



а

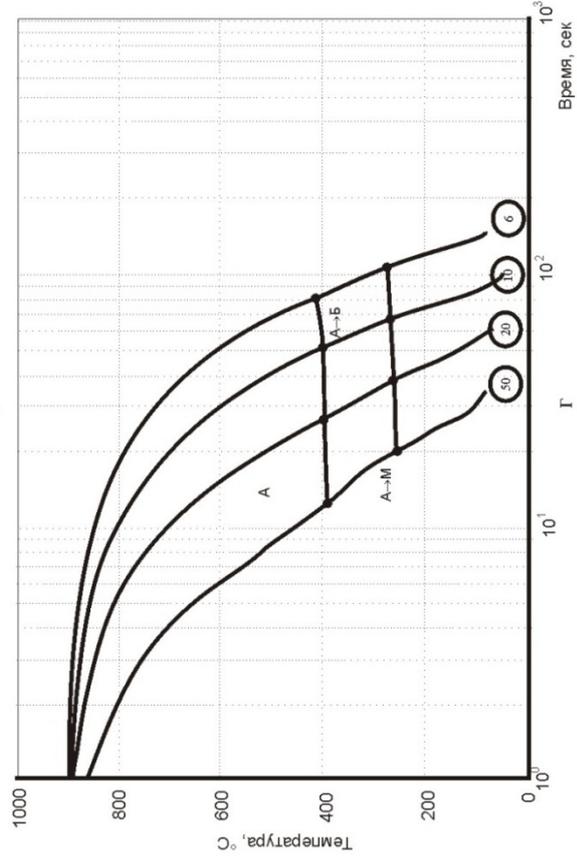
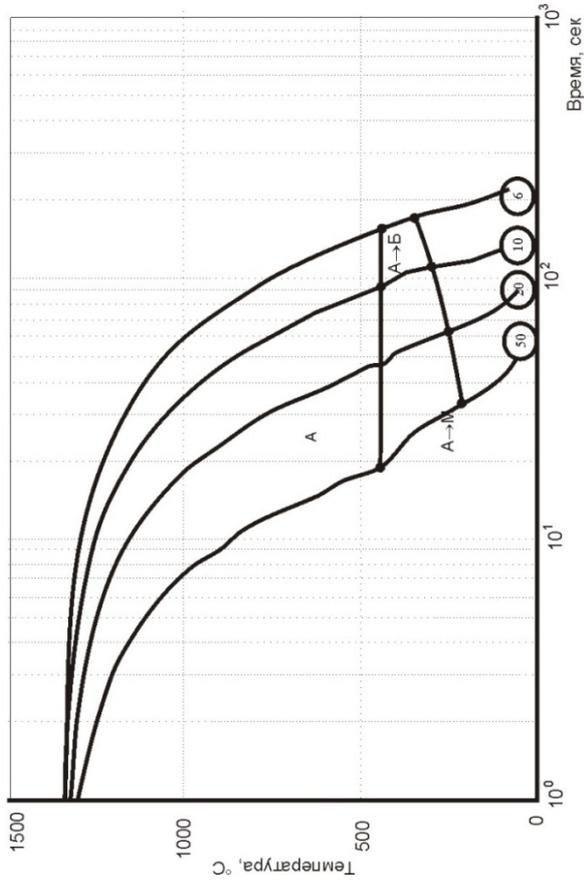
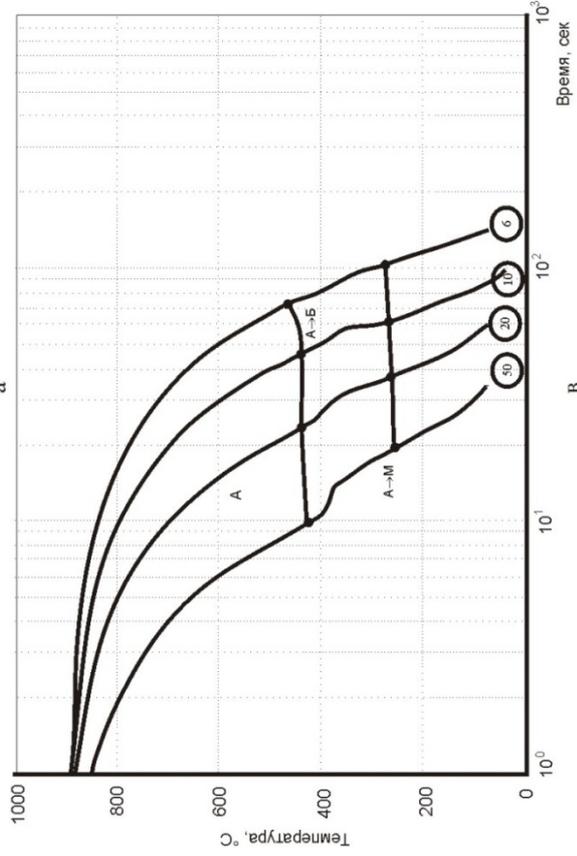


Рисунок 3.3.1 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10XН4МДФ при охлаждении от температуры 1350°C (а, б), 900°C (в, г), после нагрева со скоростью 100°C/с (а, в) и со скоростью 5°C/с (б, г)



в



г

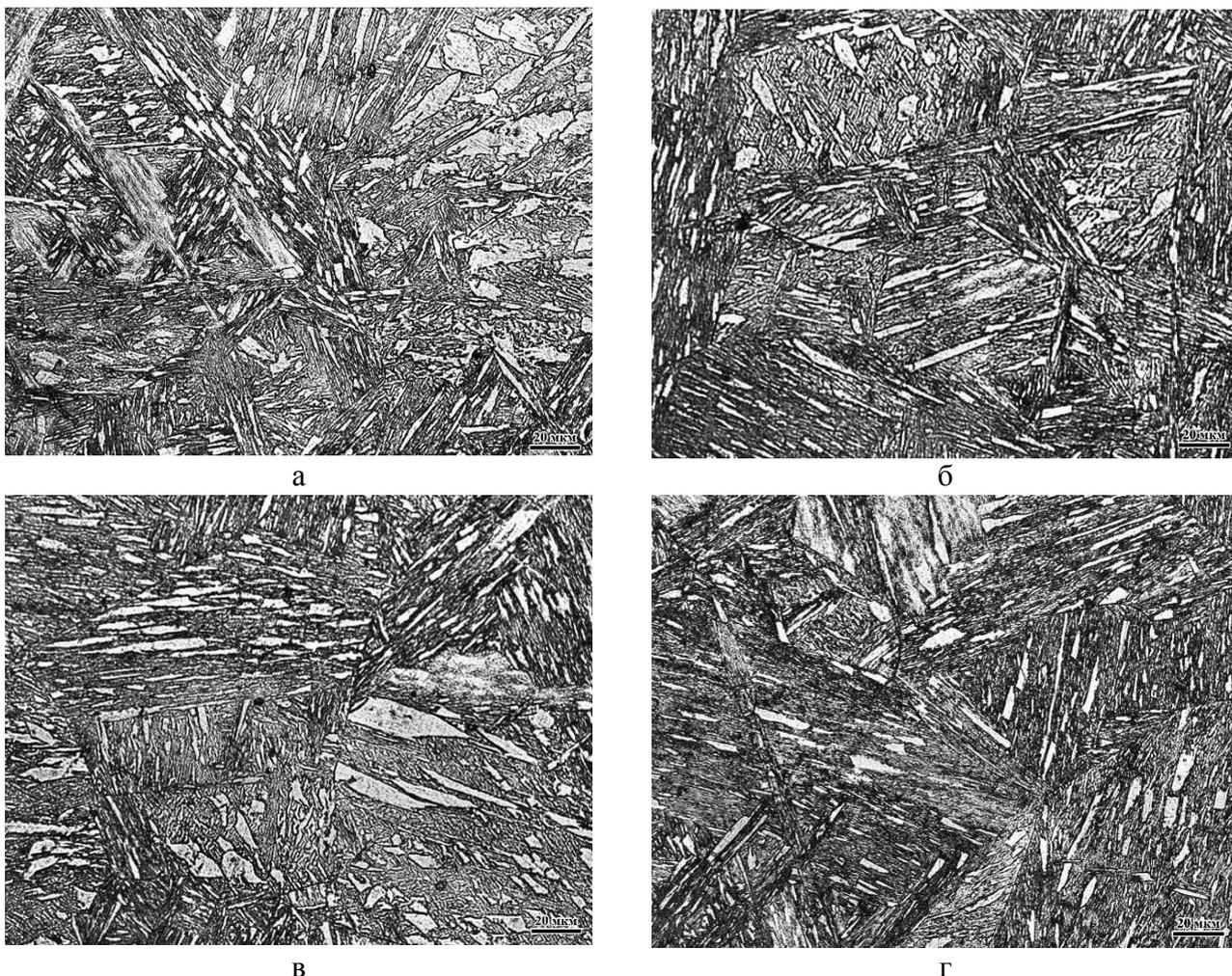
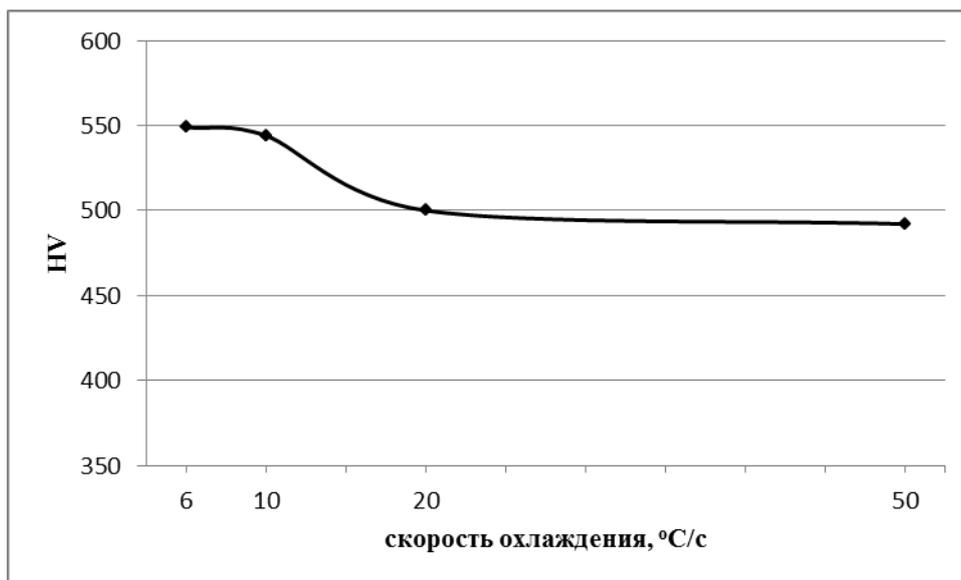


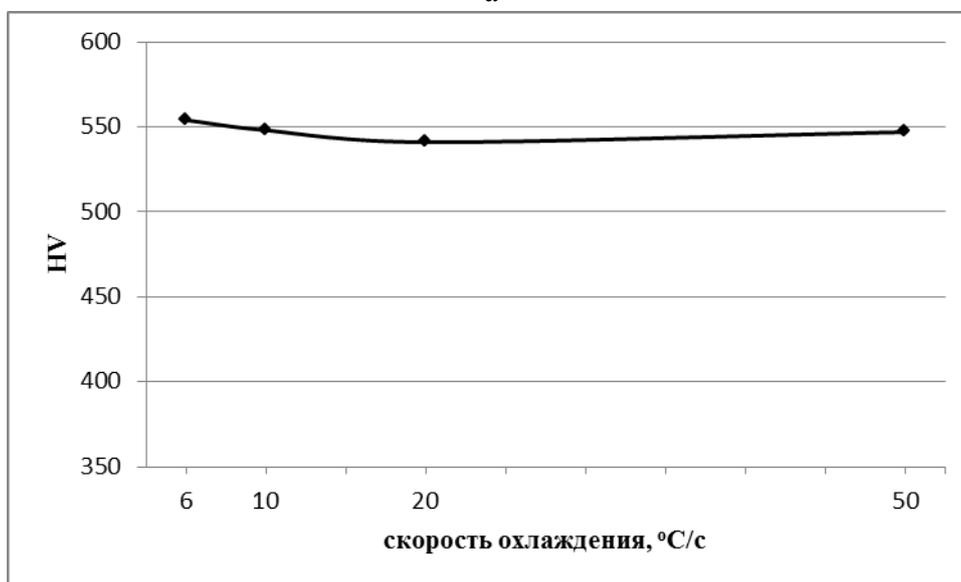
Рисунок 3.3.2 – Микроструктура первого участка 3ТВ стали марки 10ХН4МДФ после охлаждения от температуры 1350°C со скоростями: а) 50°C/s; б) 20°C/s; в) 10°C/s; г) 6°C/s при имитационном моделировании.

Термокинетическая диаграмма превращения аустенита после нагрева до температуры 900°C. Термокинетическая диаграмма, имитирующая фазовые превращения на участке полной перекристаллизации с максимальной температурой 900°C после высокоскоростного нагрева (со скоростью 100°C/s), представлена на рисунок 3.3.1 в.

После нагрева со скоростью 5°C/s до температуры 900°C и охлаждения в интервале скоростей 50÷6°C/s температуры начала и конца охлаждения практически не изменяются, рисунок 3.3.1 г. Увеличение скорости нагрева до 100°C/s существенно влияет на положение критических точек в зависимости от скорости охлаждения при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. При скорости охлаждения 50°C/s температура начала превращения не изменяется и составляет 400°C, а температура конца превращения понижается до 250°C. По мере снижения скорости охлаждения идет постепенное повышение обеих критических точек и для скорости охлаждения 6°C/s температура начала превращения составляет ~500°C, конца превращения ~400°C, что на 90-130°C выше, чем при медленном нагреве.



а



б

Рисунок 3.3.3 – Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температур 1350°C (а) и 900°C (б) со скоростью 100°C/c

Структура стали после охлаждения со скоростями от 50°C/c до 6°C/c имеет речную морфологию, рисунок 3.3.4, состоящую преимущественно из мартенсита и нижнего бейнита. Судя по положению критических точек можно предположить наличие в структуре двойникового мартенсита при охлаждении со скоростью 50°C/c и появление верхнего бейнита по мере снижения скорости охлаждения до 6°C/c, т.е. структурных составляющих, не характерных для основного металла исследуемой стали.

По сравнению с нагревом до 1350°C температуры конца $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при охлаждении от 900°C во всем исследованном интервале скоростей охлаждения лежат на 50-80°C выше, что, скорее всего, будет приводить к протеканию процессов самоотпуска в ЗТВ.

Твердость во всем интервале скоростей охлаждения практически не меняется, рисунок 3.3.3 б и составляет 540 – 550 НV.

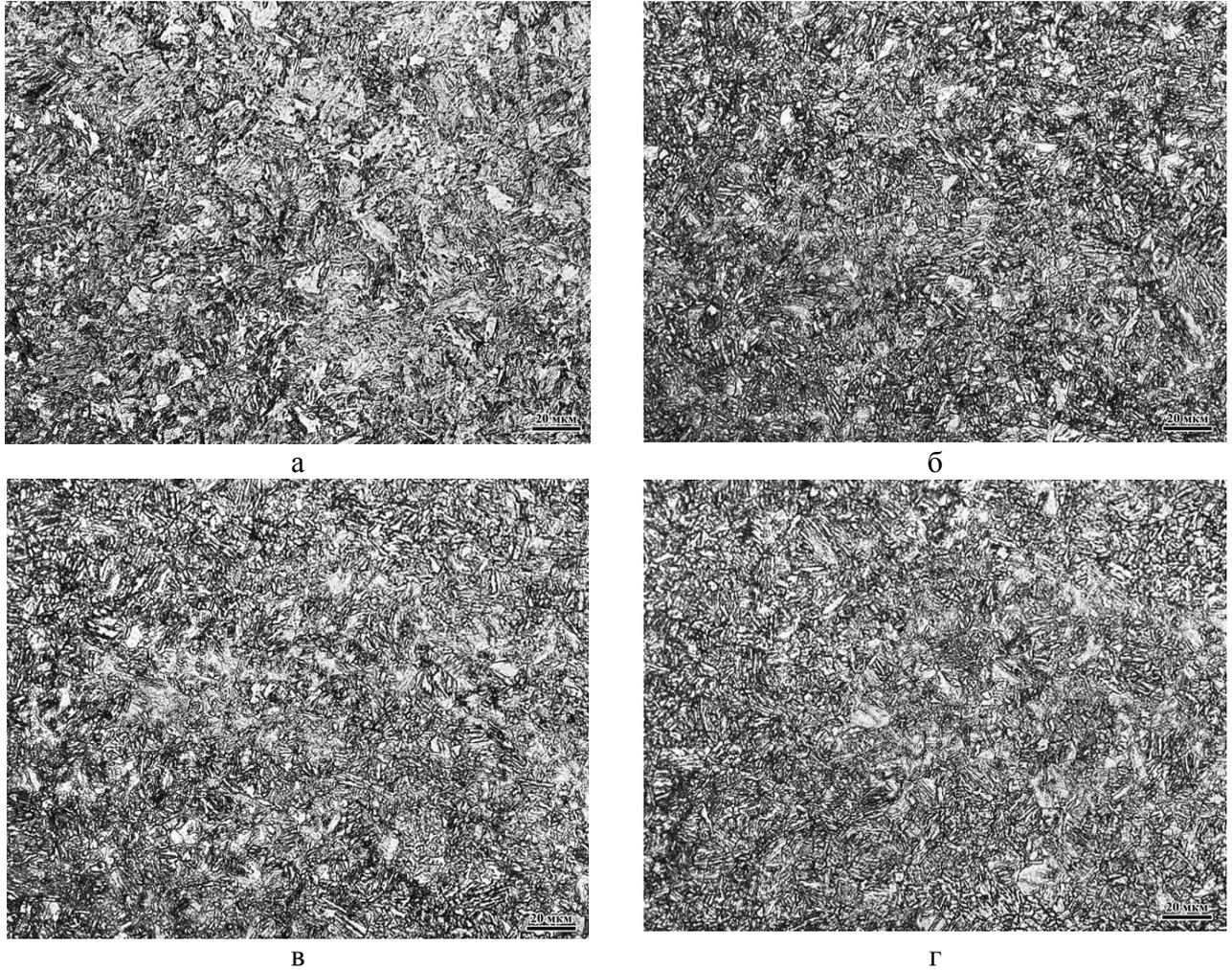
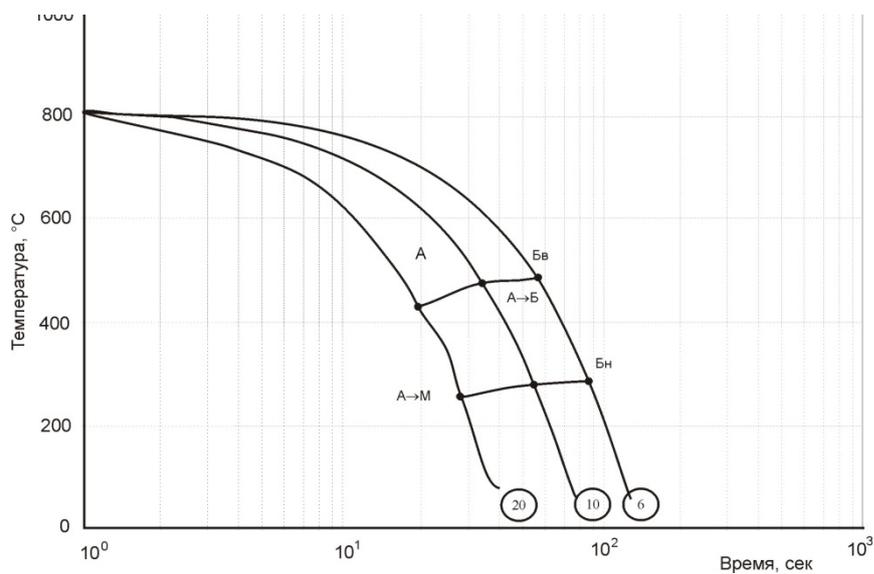


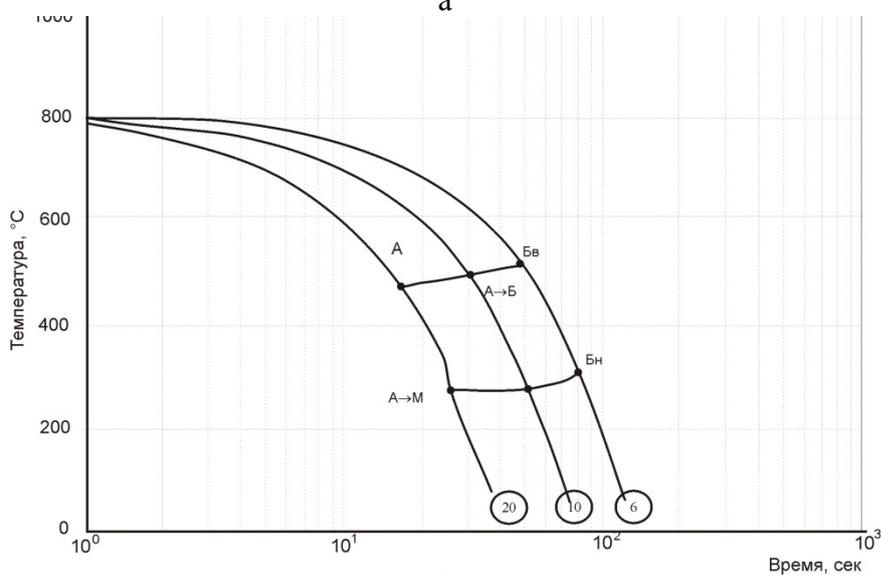
Рисунок 3.3.4 – Микроструктура образцов из стали марки 10XN4MДФ после нагрева до температуры 900°C со скоростью 100°C/с и охлаждения со скоростями: а) 50°C/с; б) 20°C/с; в) 10°C/с; г) 6°C/с.

Термокинетические диаграммы превращения аустенита после нагрева в межкритическом интервале температур (до 780, 800, 820°C). Для имитации участка частичной перекристаллизации осуществляли высокоскоростной нагрев образцов до температур 780, 800 и 820°C, находящихся в интервале между критическими точками $A_{c1} \div A_{c3}$, при этом происходит частичное превращение исходной мартенситно-бейнитной структуры в аустенит.

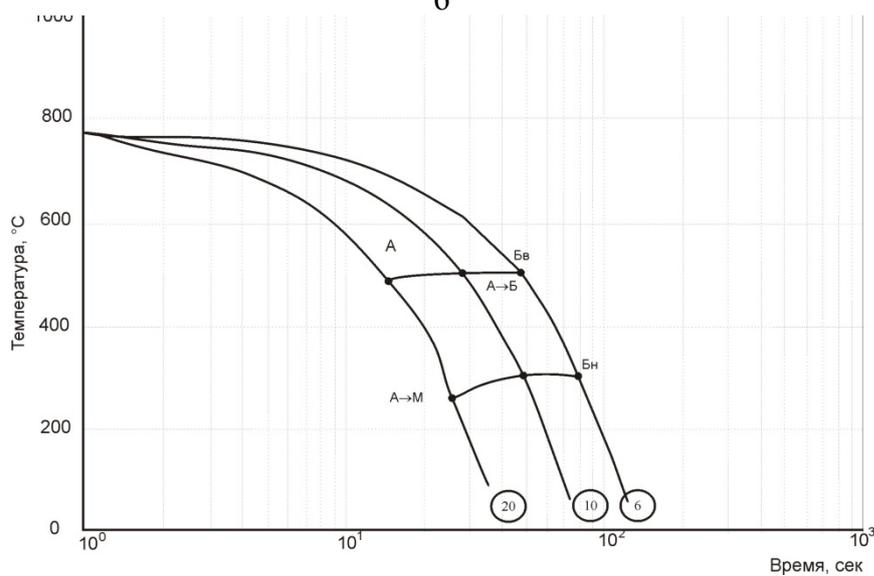
Термокинетические диаграммы, имитирующие фазовые превращения на участке частичной перекристаллизации представлены на рисунке 3.3.5.



а



б



в

Рисунок 3.3.5 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температур 820°C (а), 800°C (б), 780°C (в) со скоростью 100°C/с.

В образцах, охлажденных со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от температуры 820°C , соответствующей верхней границе межкритического интервала, неоднородность конечной структуры незначительна. Температуры начала превращения в исследованном интервале скоростей охлаждения составляют $420 - 480^{\circ}\text{C}$, температуры конца превращения – $260 - 290^{\circ}\text{C}$. По мере увеличения скорости охлаждения вновь образовавшаяся фаза сохраняет повышенное количество углерода, появляется мартенсит.

С понижением температуры нагрева от 820 до 780°C температуры начала превращения повышаются вследствие повышения неоднородности аустенита по химическому составу. Температура начала превращения после охлаждения от 780°C со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ составляет 500°C , а после охлаждения от 820°C с той же скоростью - 420°C . Температура начала превращения после охлаждения со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ практически не изменяется с повышением температуры аустенитизации, а температура конца превращения незначительно снижается.

Микроструктура образцов, охлажденных со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от температуры 780°C , близкой к нижней границе межкритического интервала, представляет собой верхний бейнит гранулярной морфологии, рисунок 3.3.6 в. С повышением скорости охлаждения морфология бейнита изменяется и вновь образовавшаяся структура представляет собой мартенсит и нижний бейнит.

Микроструктура образцов, охлажденных со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от температуры 800°C , представляет собой смесь верхнего и нижнего бейнита. При увеличении скорости охлаждения количество нижнего бейнита увеличивается, рисунок 3.3.6 г-е, и после охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура полностью состоит из смеси верхнего и нижнего бейнита с небольшим количеством мартенсита, рисунок 3.3.6 г.

На рисунке 3.3.7 показано изменение твердости в зависимости от температуры нагрева в межкритическом интервале температур и скорости охлаждения. После охлаждения от температуры 820°C во всем исследованном интервале скоростей охлаждения образцы имеют самую высокую твердость – $378-386$ единиц HV, что ниже твердости на 1 и 2 участках имитированной ЗТВ на $110-170$ единиц HV. После охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от всех температур нагрева наблюдали снижение твердости, что связано с повышением количества остаточного аустенита после фазового превращения преимущественно в мартенситной области.

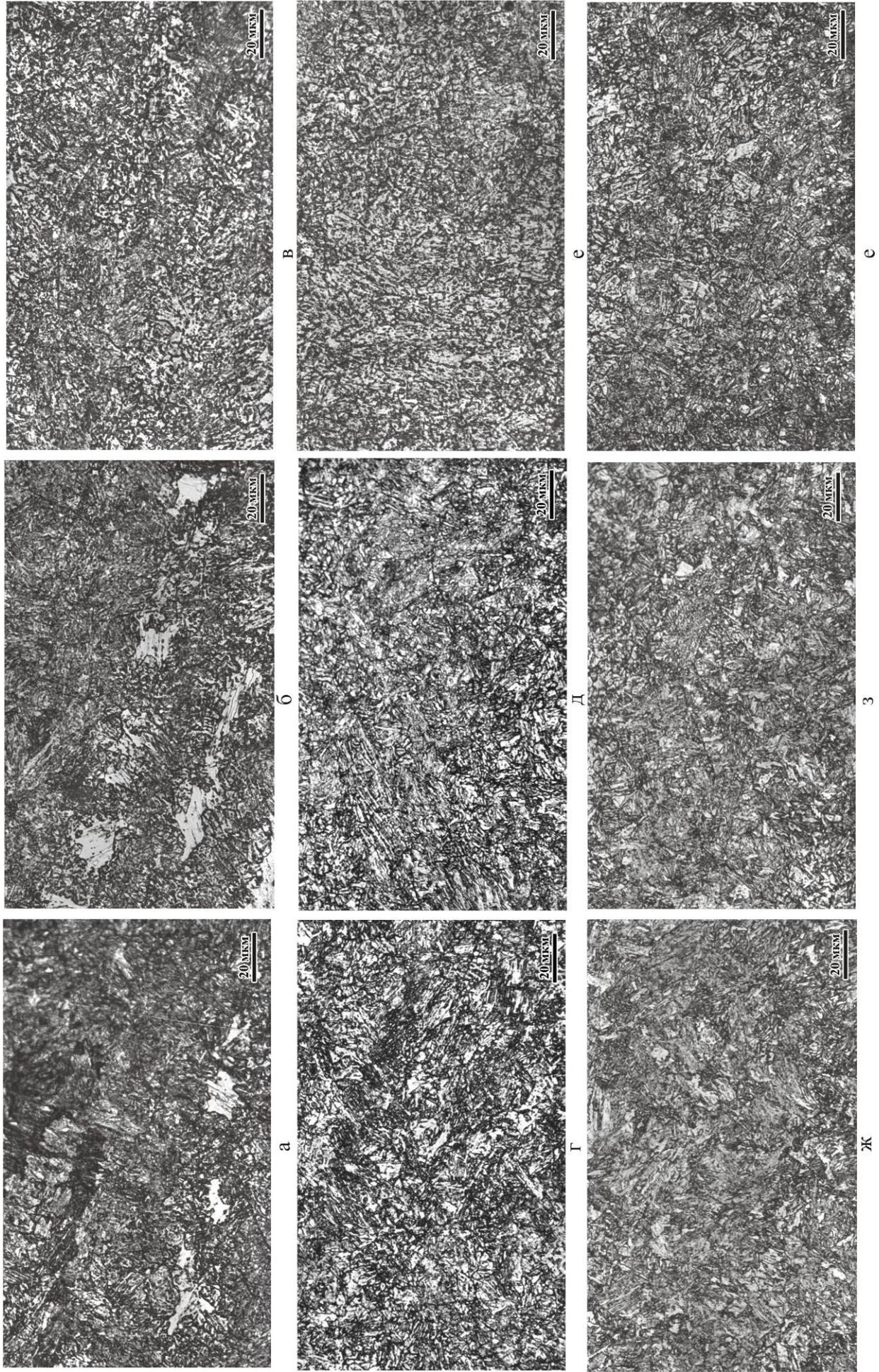


Рисунок 3.3.6 – Микроструктура образцов стали марки 10XN4MDF после нагрева до температур 780°C (а, б, в), 800°C (г, д, е) и 820°C (ж, з, и) со скоростью 100°C/с и охлаждения со скоростями: 20°C/с (а, г, ж); 10°C/с (б, д, з); 6°C/с (в, е, и).

После нагрева до температуры 780°C и охлаждения со скоростью 6°C/c твердость образцов самая низкая и обусловлена наличием в структуре большего количества α -фазы, утратившей в результате нагрева исходную дислокационную структуру.

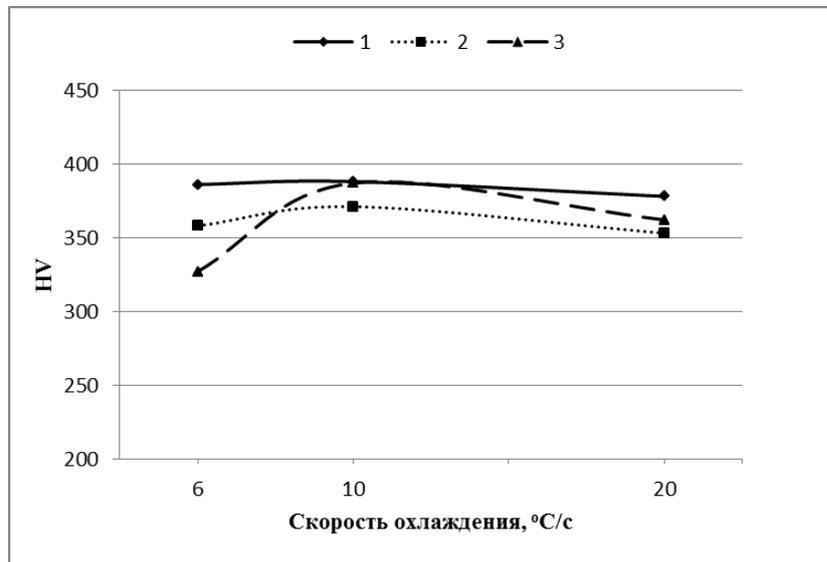


Рисунок 3.3.7 - Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температур 820°C (1), 800°C (2) и 780°C (3) со скоростью 100°C/c

Таким образом, после быстрого сварочного нагрева в межкритический интервал температур структура состоит из не превращённых исходных мартенситно-бейнитных составляющих и вновь образовавшегося аустенита, причем неомогенный аустенит имеет более высокие температуры, как начала, так и конца превращения, чем после нагрева до 900°C. Поэтому после охлаждения со скоростями 20-6°C/c в структуре образуется в основном бейнит различной морфологии с небольшим количеством мартенсита.

Следует полагать в связи с этим, что для стали 10ХН4МДФ наиболее опасными с точки зрения образования холодных трещин будут 1 и 2 участки ЗТВ, поскольку твердость на этих участках превышает твердость основного металла на 20-70 единиц HV. Это следует учитывать при выборе технологических приемов сварки.

3.4 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН3МДФ

Сталь марки 10ХН3МДФ отличается от стали марки 10ХН4МДФ более низким общим уровнем легирования. Однако в исследованных плавках в стали марки 10ХН3МДФ содержание марганца и хрома в сумме на 0,62% выше, чем в стали марки 10ХН4МДФ, а содержание никеля, молибдена и ванадия в сумме на 1,53 % ниже, чем в стали марки 10ХН4МДФ.

Установлено, что после нагрева до температуры 900°C с низкой скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ основным видом превращения аустенита стали марки 10ХНЗМДФ является мартенситно-бейнитное, рисунок 3.4.1. Формирование бейнита в отличие от стали марки 10ХН4МДФ происходит во всем исследованном интервале скоростей охлаждения. Температура начала превращения при скоростях более $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ соответствует температуре образования нижнего бейнита. Температура конца превращения составляет $250\text{-}300^{\circ}\text{C}$, поэтому в структуре присутствует мартенсит, рисунок 3.4.2 а, б.

Уменьшение скорости охлаждения сдвигает интервал фазового превращения в область более высоких температур, при скорости охлаждения $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температуры начала и конца превращения составляют 505 и 262°C соответственно, в микроструктуре преобладает бейнит гранулярной морфологии, рисунок 3.4.2 в.

Для листового проката толщиной $31\text{-}60$ мм будут характерны структуры, соответствующие рисунку 3.4.2 б, в. На рисунке 3.4.2 г для примера приведена структура исследуемой стали в состоянии поставки, которая соответствует полученным в результате моделирования фазовых превращений для основного металла.

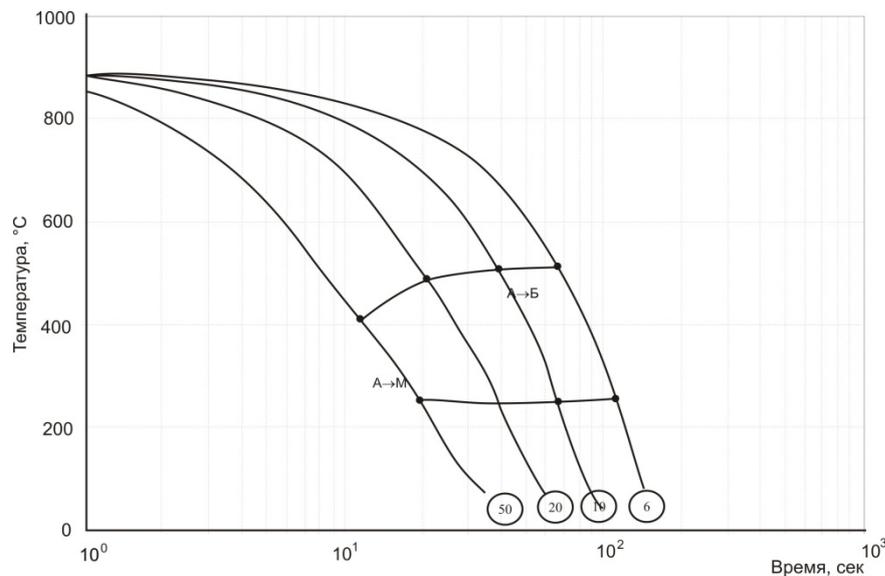


Рисунок 3.4.1 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температуры 900°C со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$

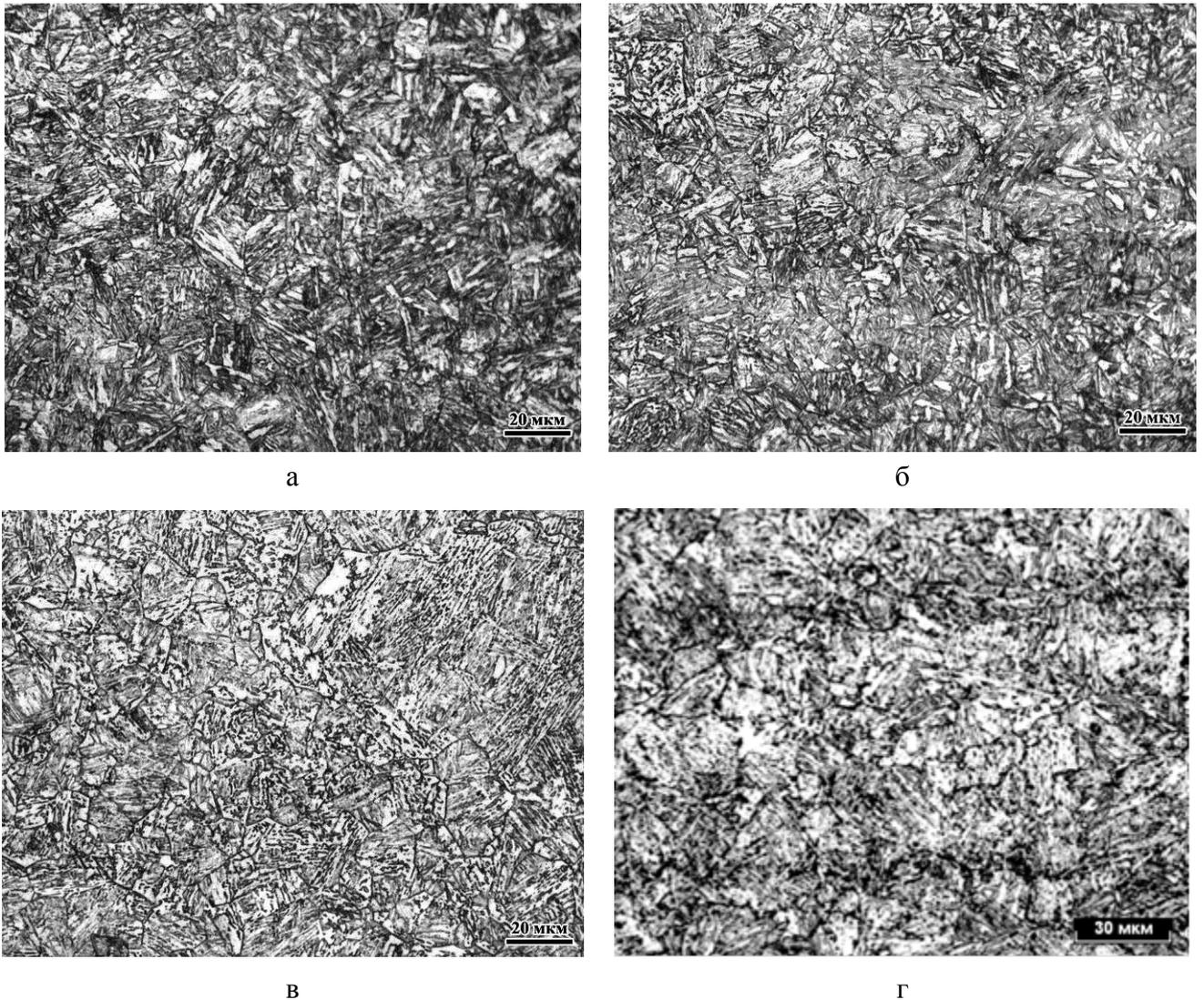


Рисунок 3.4.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температуры 900°C со скоростью 5°C/c и охлаждения со скоростями со скоростями 50°C/c (а), 10°C/c (б), 6°C/c (в) и в состоянии поставки (закалка+высокий отпуск) (г)

3.5 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ после имитационного моделирования в стали марки 10ХНЗМДФ

Термокинетическая диаграмма после нагрева до температуры 1350°C. На рисунке 3.5.1 а представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 10ХНЗМДФ, соответствующая первому участку, граничащему с металлом шва. Температура нагрева составляла 1350°C, выдержка 3 секунды, нагрев осуществляли со скоростью 100°C/c близкой к сварочному нагреву, охлаждение производили в интервале скоростей 50-6°C/c.

Из-за неоднородности структуры аустенита по химическому составу при высокой скорости нагрева 100°C/c в исследованном интервале скоростей охлаждения $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение начинается при температуре ~500°C, т.е. на 30-50°C выше по сравнению с медленным нагревом и соответствует интервалу образования верхнего бейнита, рисунок 3.5.1 а.

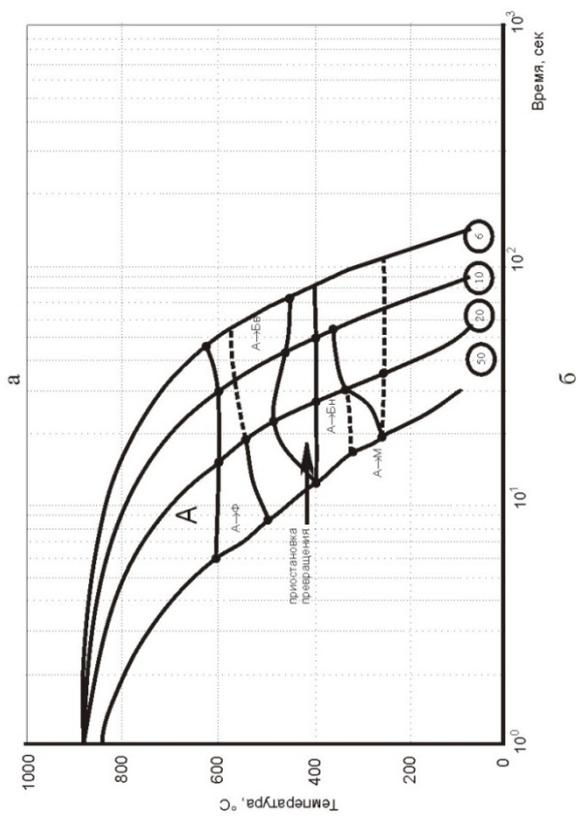
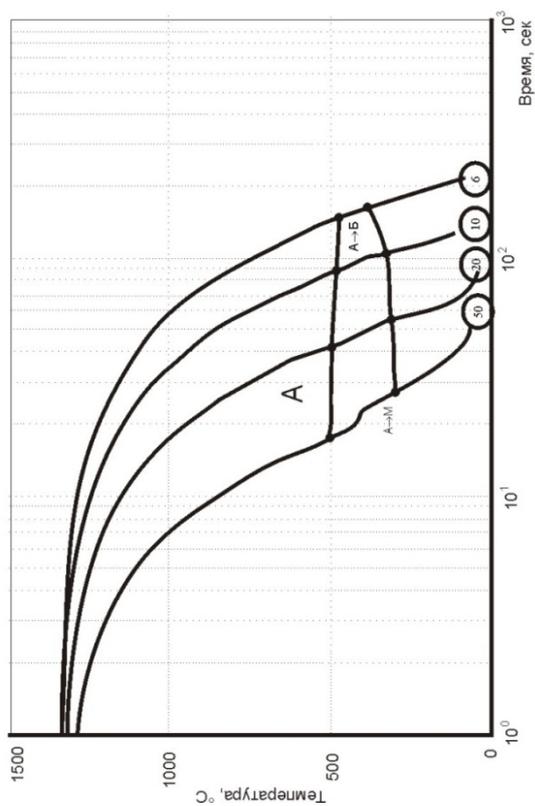
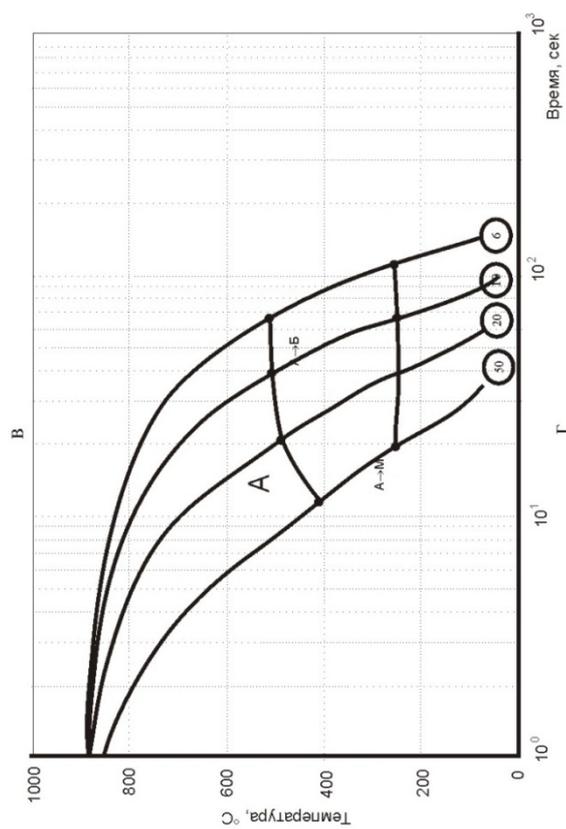
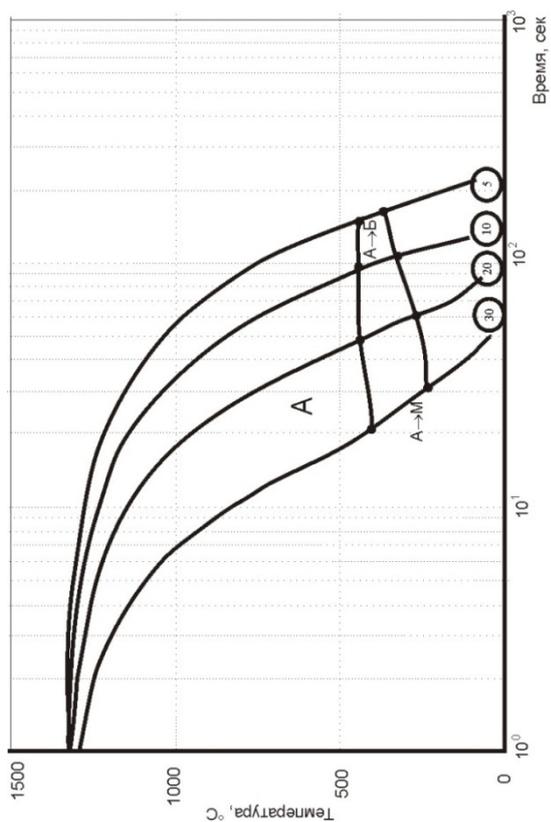


Рисунок 3.5.1 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХНЗМДф при охлаждении от температуры 1350°C (а, б), 900 (в, г), после нагрева со скоростью 100°C/с (а, в) и со скоростью 5°C/с (б, г)

Основная часть аустенита превращается в интервале температур образования нижнего бейнита и мартенсита при 420-400°C, структуры имеют реечное строение, рисунок 3.5.2 а-г. С понижением скорости охлаждения происходит более полная гомогенизация аустенита, и температуры начала превращения понижаются, а конца превращения повышаются, количество продуктов бейнитного превращения в структуре увеличивается. После охлаждения со скоростью 6°C/c в структуре преобладает нижний бейнит с небольшим количеством мартенсита, рисунок 3.5.2 г.

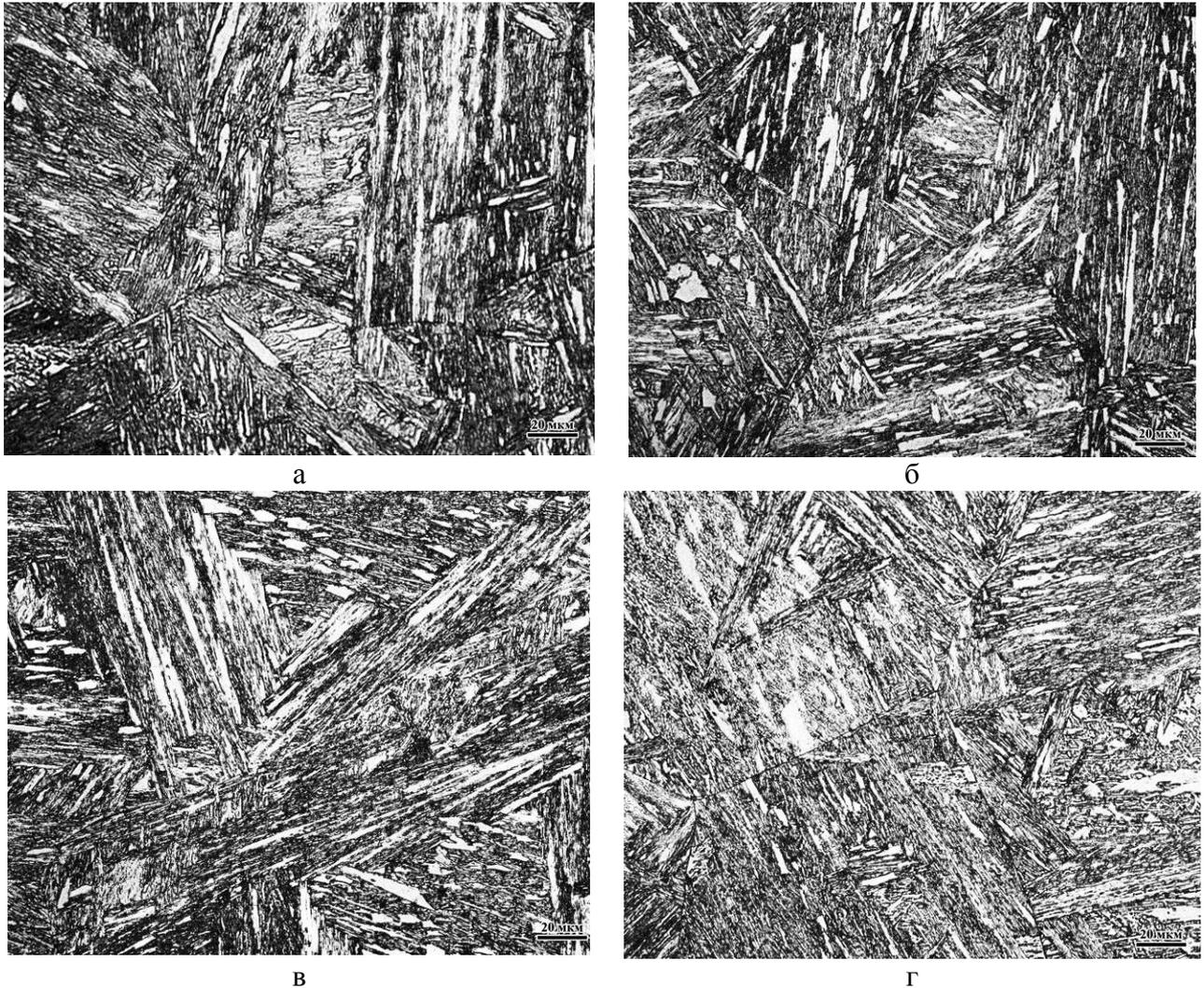
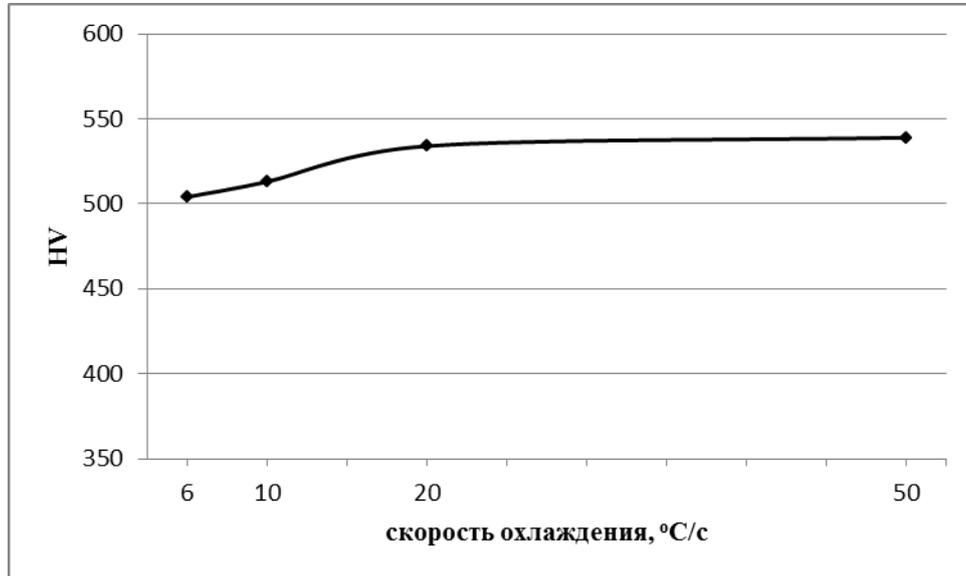


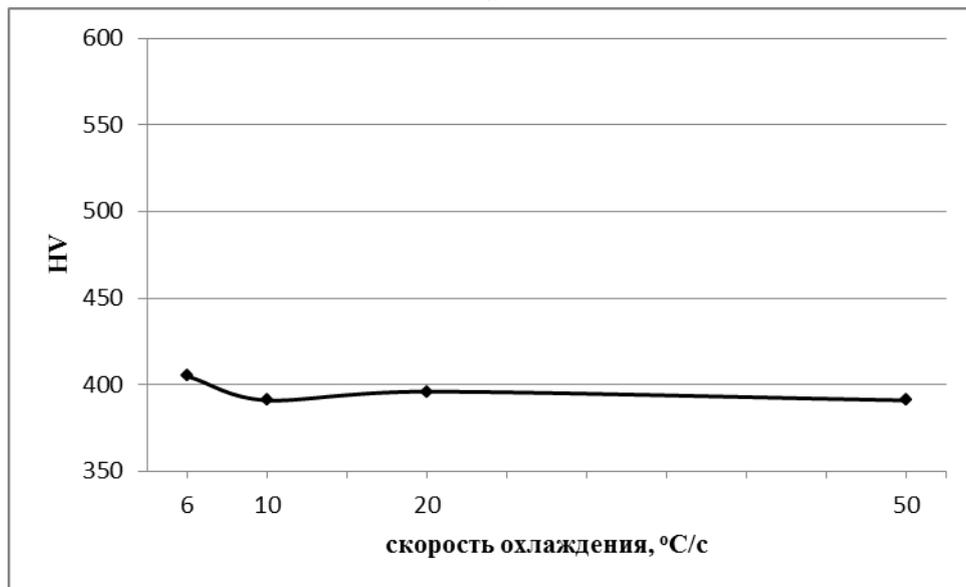
Рисунок 3.5.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10XНЗМДФ после нагрева до температуры 1350°C со скоростью 100°C/c и охлаждения со скоростью: 50°C/c (а); 20°C/c (б); 10°C/c (в); 6°C/c (г).

В целом характер превращения аустенита стали марки 10XНЗМДФ, аналогичен превращениям после нагрева до температуры 1350°C в стали марки 10XН4МДФ. На рисунке 3.5.3 а представлена зависимость изменения твердости образцов от скорости охлаждения после нагрева до температуры 1350°C. После охлаждения со скоростями 50-20°C/c значения твердости составляют 540-530 HV, что связано с превращением большей части

крупнозернистого аустенита в мартенсит. После охлаждения в интервале скоростей 10-6°С/с происходит увеличение количества продуктов бейнитного превращения и твердость понижается до 500-510 НV. Твердость на 1 участке ЗТВ после имитации в стали марки 10ХНЗМДФ сопоставима со значениями твердости в стали марки 10ХН4МДФ (500-550 НV).



а



б

Рисунок 3.5.3 - Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температуры 1350°С (а) и 900°С (б) со скоростью 100°С/с

Термокинетическая диаграмма после нагрева до температуры 900°С. Термокинетическая диаграмма, имитирующая участок полной перекристаллизации с максимальной температурой нагрева 900°С, представлена на рисунке 3.5.1 в и отличается от термокинетической диаграммы после нагрева со скоростью 5°С/с, рисунок 3.5.1 г.

Процесс выравнивания состава аустенита по содержанию углерода ограничен из-за кратковременности нагрева, поэтому участок полной перекристаллизации имеет заметную неоднородность по конечной структуре.

Превращение начинается при 600°C с выделения феррита, что подтверждается и значениями твердости, которые составляют ~ 390 HV после охлаждения со скоростями 10 - $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$, рисунок 3.5.3 б. Металлографически феррит практически не различим, т.к. структура очень мелкозернистая, рисунок 3.5.4.

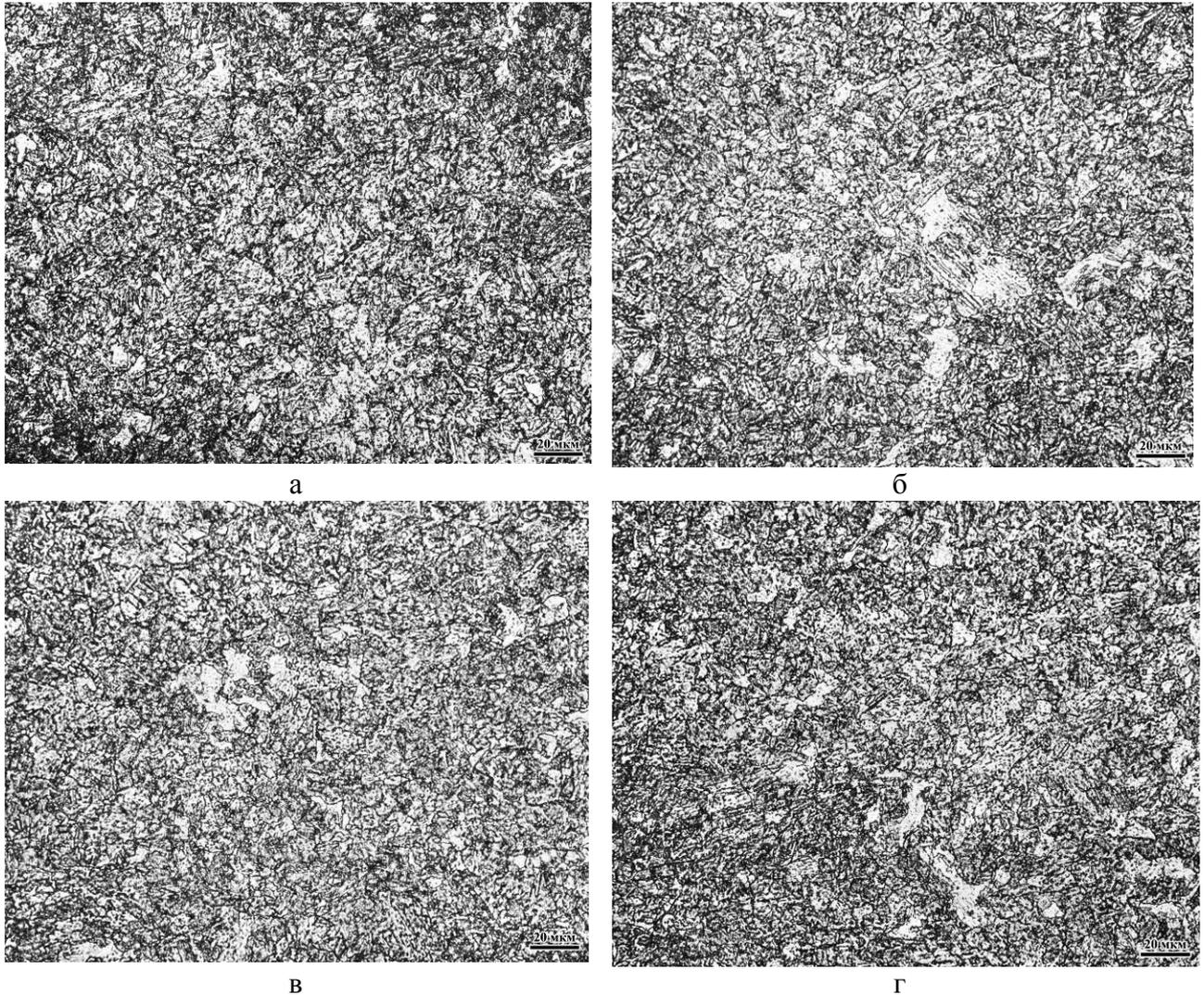


Рисунок 3.5.4 – Микроструктура образцов из стали марки 10XНЗМД после нагрева со скоростью $100^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до температуры 900°C и охлаждения со скоростью: а) $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$; б) $20^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в) $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$; г) $6^{\circ}\text{C}/\text{c}$.

После медленного нагрева и охлаждения со скоростью $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ температура начала превращения составляет 400°C , что соответствует температуре образования нижнего бейнита, а после охлаждения со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ - 500°C , т.е. образуется верхний бейнит, а образование феррита полностью подавлено. При быстром нагреве температуры образования верхнего

бейнита смещаются вверх на 50°C. Область бейнитного превращения разделена, температура образования нижнего бейнита составляет примерно 400°C.

Во всем интервале скоростей охлаждения после высокоскоростного нагрева образуются преимущественно бейнитные структуры. По мере снижения скорости охлаждения структура измельчается вследствие увеличения количества глобулярного бейнита, рисунок 3.5.4.

Твердость во всем интервале скоростей охлаждения практически не изменяется, рисунок 3.5.3 б и составляет 390 – 405 HV, что на 150-160 единиц ниже, чем в стали 10ХН4МДФ и не превышает значений, которые, как считают, способствуют развитию холодных трещин (более 420 HV).

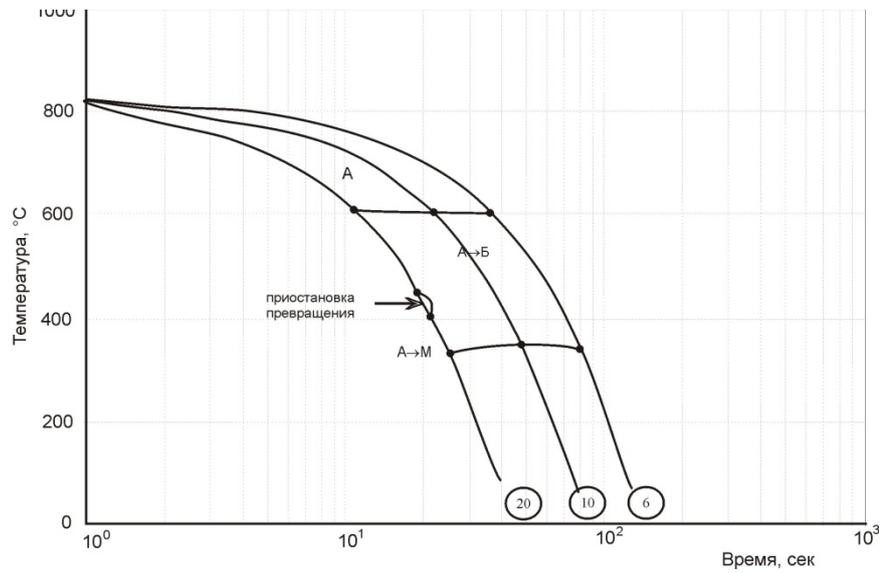
Термокинетические диаграммы превращения аустенита после нагрева в межкритическом интервале температур (до 780, 800, 820°C). Термокинетические диаграммы после имитации воздействия термического цикла сварки на участке частичной перекристаллизации представлены на рисунок 3.5.5.

Для всех скоростей охлаждения понижение температуры нагрева от 820 до 780°C приводит к снижению критических точек начала и конца превращения. После охлаждения со скоростью 20°C/с от 780°C температура начала превращения составляет 570°C, после охлаждения от 800°C – также 570°C, а после охлаждения от 820°C она повышается до 600°C, т.е. превращение начинается с образования феррита. Для скорости охлаждения 6°C/с снижение температуры нагрева приводит к повышению критической точки начала превращения на ~60°C.

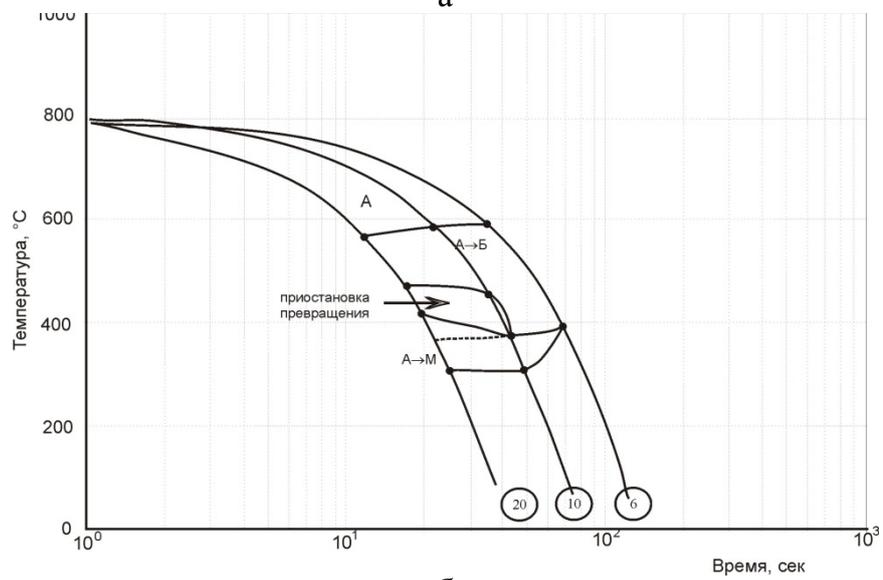
Структура в межкритическом интервале температур нагрева в основном состоит из бейнита различной морфологии. Самый сложный набор структурных составляющих наблюдали после нагрева до температуры 780°C, рисунок 3.5.6 а, б, в, где наряду с исходной и вновь образовавшейся структурой появляются участки сильно отпущенной исходной структуры, количество которых увеличивается по мере снижения скорости охлаждения. После нагрева до температуры 820°C (вблизи точки A_{c3}) и охлаждения с разными скоростями участки «старой» структуры практически исчезают, рисунок 3.5.6 ж, з, и.

Зависимость изменения твердости от температуры нагрева в межкритическом интервале температур и скорости охлаждения представлена на рисунок 3.5.7. Характер ее изменения значительно отличается от стали 10ХН4МДФ. Твердость после нагрева до температур 800 и 820°C и охлаждения в интервале скоростей 6-20°C/с изменяется незначительно, примерно на 20 единиц.

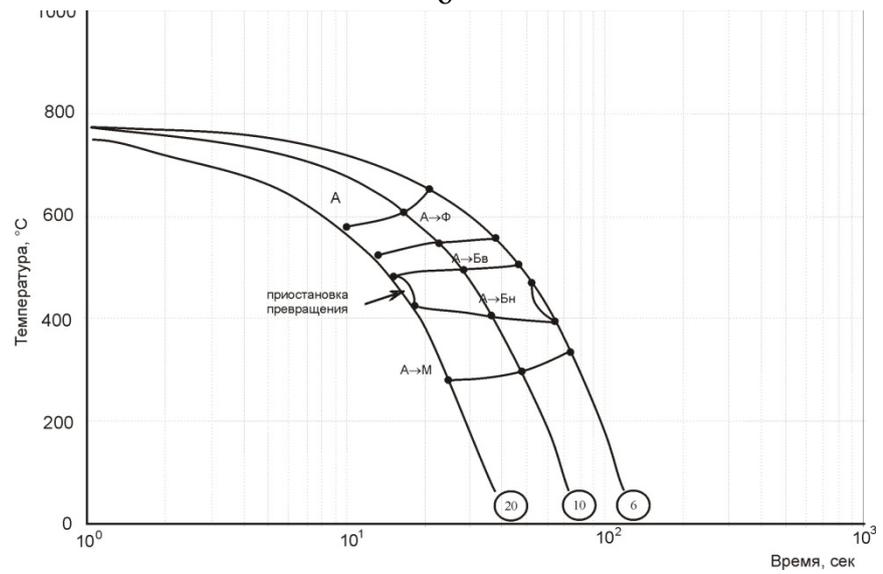
Однако после нагрева до температуры 780°C и охлаждения со скоростями 20 и 6°C/с разница в значениях твердости составляет почти 100 единиц - 351 HV и 247 HV соответственно.



а



б



в

Рисунок 3.5.5 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температур 820°C (а), 800°C (б), 780°C (в) со скоростью 100°C/с.

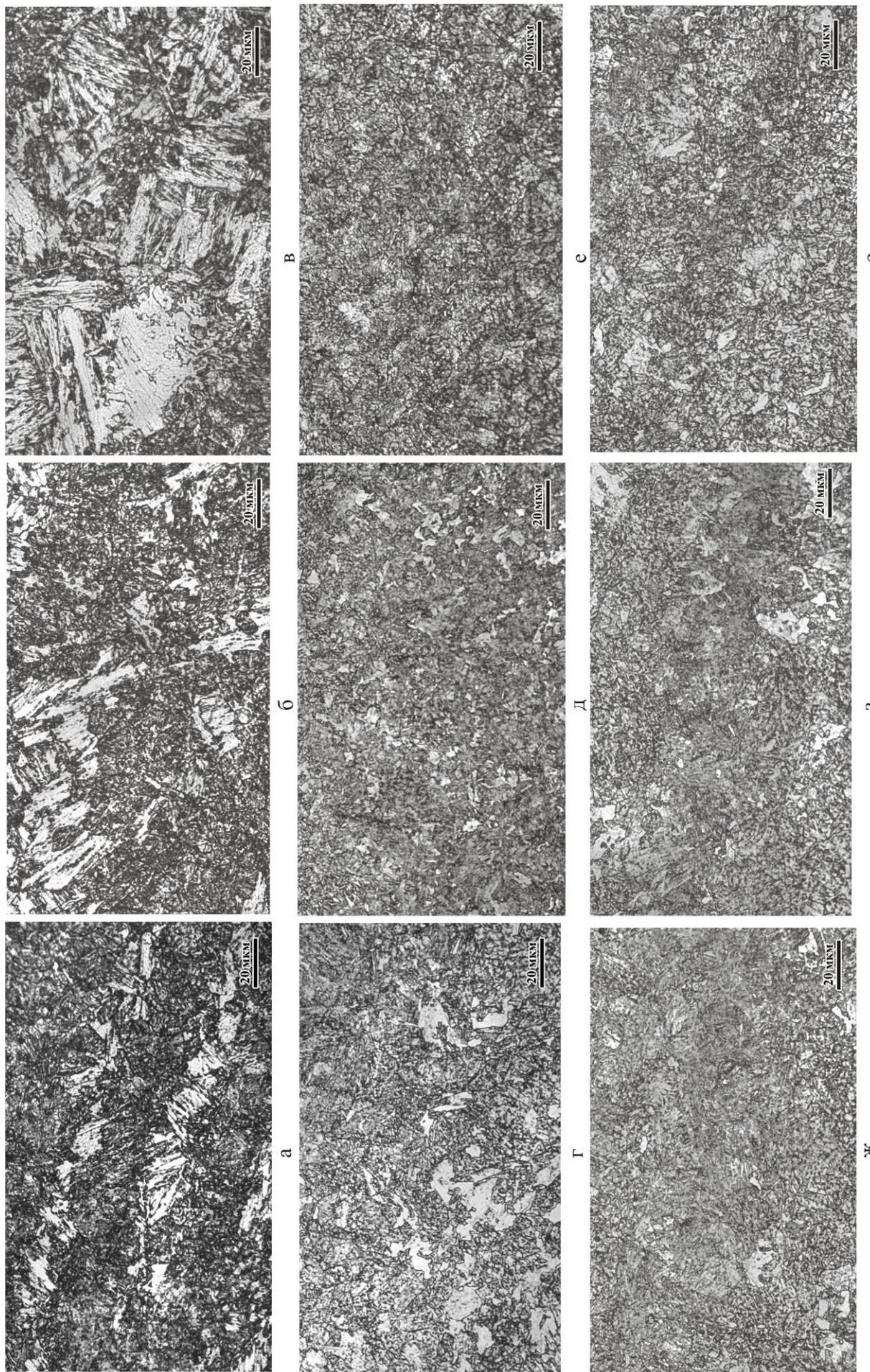


Рисунок 3.5.6 – Микроструктура образцов из стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температур 780°C (а, б, в), 800°C (г, д, е) и 820°C (ж, з, и) и охлаждения со скоростями: 20°C/с (а, г, ж); 10°C/с (б, д, з); 6°C/с (в, е, и).

Это связано с сильным развитием процессов отпуска при замедлении скорости охлаждения, рисунок 3.5.7. Данные по твердости хорошо согласуются с микроструктурой, приведенной на рисунке 3.5.6.

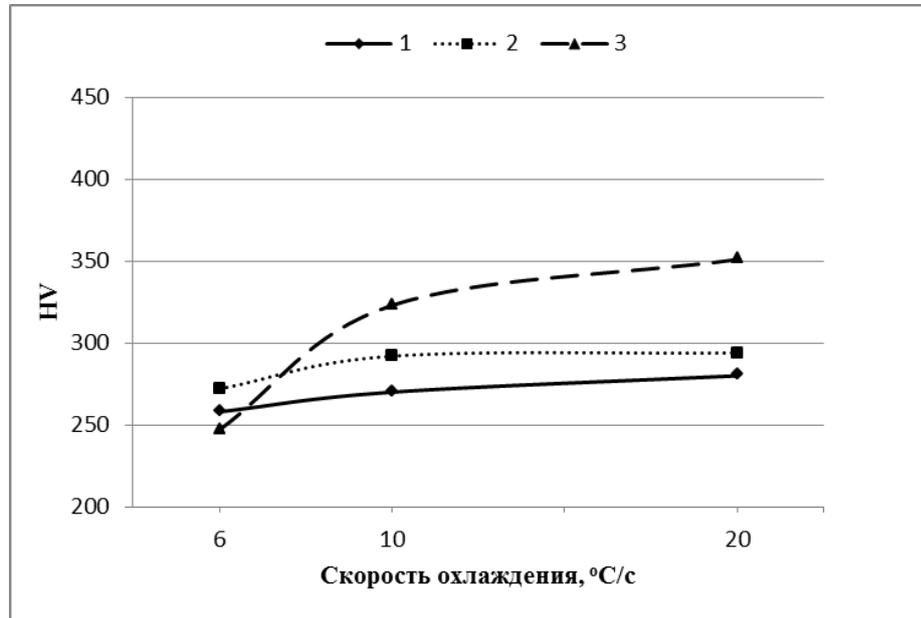


Рисунок 3.5.7 - Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10ХНЗМДФ после нагрева до температур 820°C (1), 800°C (2) и 780°C (3) со скоростью 100°C/c

Таким образом, наиболее опасным участком ЗТВ для стали марки 10ХНЗМДФ является 1 участок, на котором твердость для исследованного химического состава составляет 505-540 HV и близка к твердости на 1 участке стали марки 10ХН4МДФ.

3.6 Фазовые превращения в основном металле стали марки 10ХН2МДБ

Анализ термокинетических диаграмм превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ без предварительного пластического деформирования и с учетом предварительной пластической деформации, приведенных на рисунке 3.6.1, показывает следующее. После нагрева до температуры аустенитизации 950°C предварительная деформация 30 % при этой же температуре повышает температуры начала и конца бейнитного и мартенситного превращений на 15-20° в интервале скоростей охлаждения 20-1°C/c. При охлаждения со скоростью 0,2°C/c критическая точка начала бейнитного превращения после предварительной пластической деформации на 70° выше, температура конца бейнитного превращения практически не изменилась. Предварительная горячая пластическая деформация практически не оказывает влияние на морфологию бейнита.

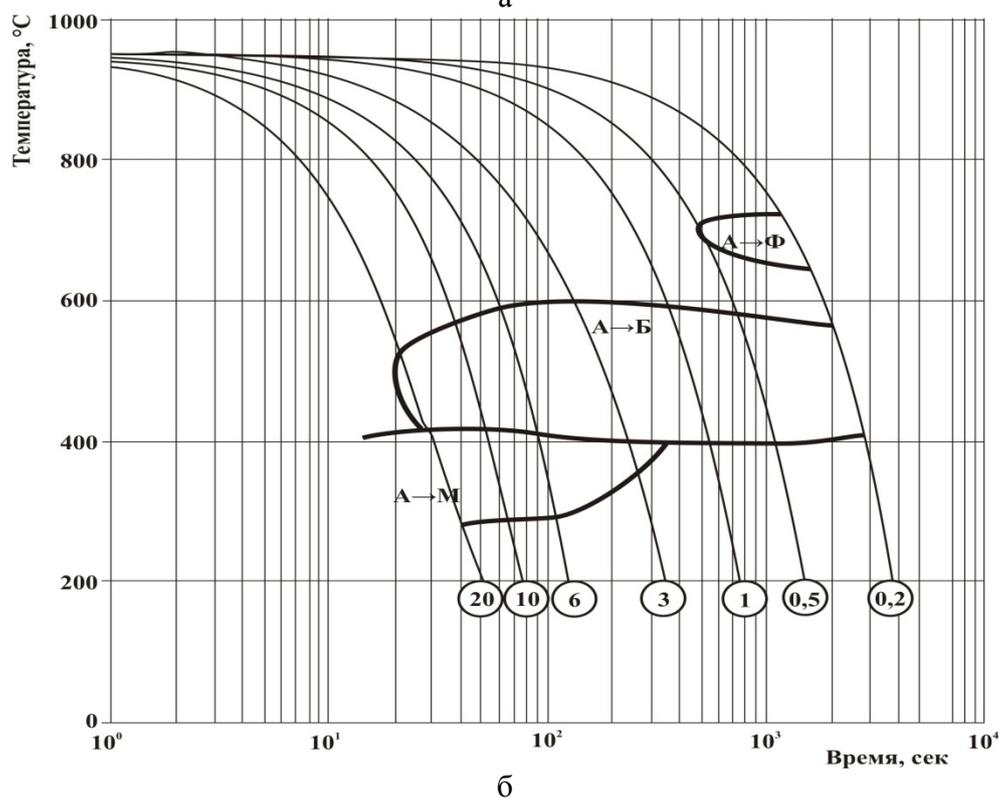
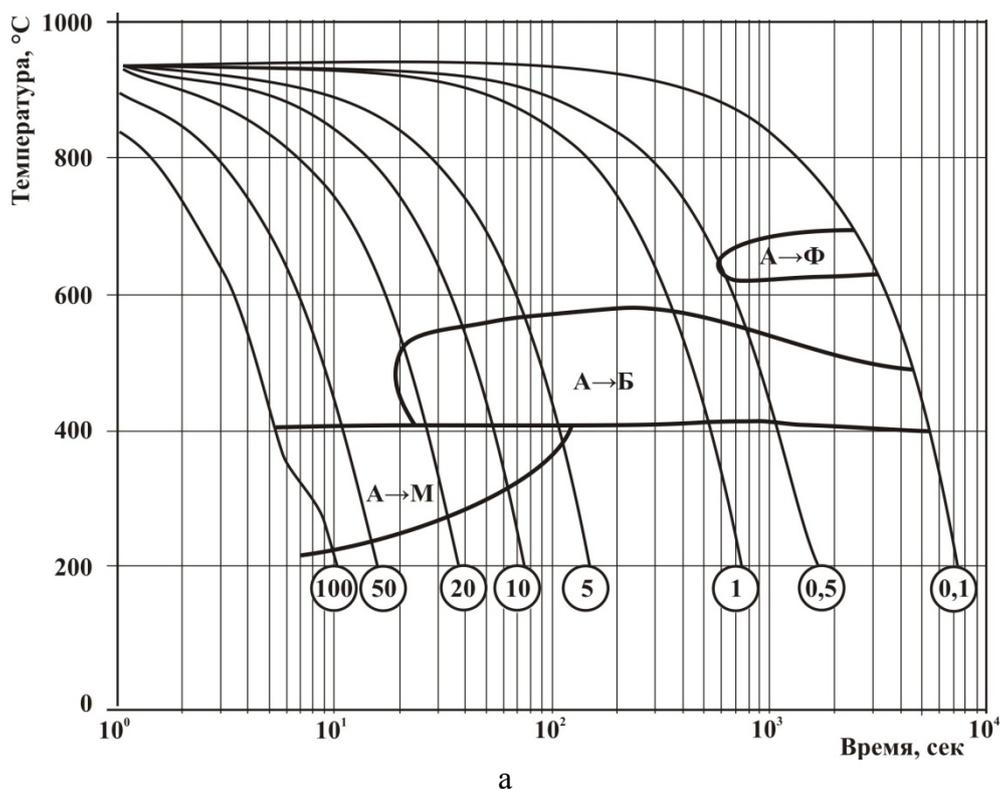


Рисунок 3.6.1 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ после нагрева до температуры 950°C со скоростью 5°C/c без предварительного пластического деформирования (а) и с учетом предварительной пластической деформации (б)

Структура стали, охлажденной в интервале скоростей 20 - 6°C/c без предварительной деформации и после предварительной деформации, представлена мартенситом и бейнитом речной и гранулярной морфологии, рисунок 3.6.2.

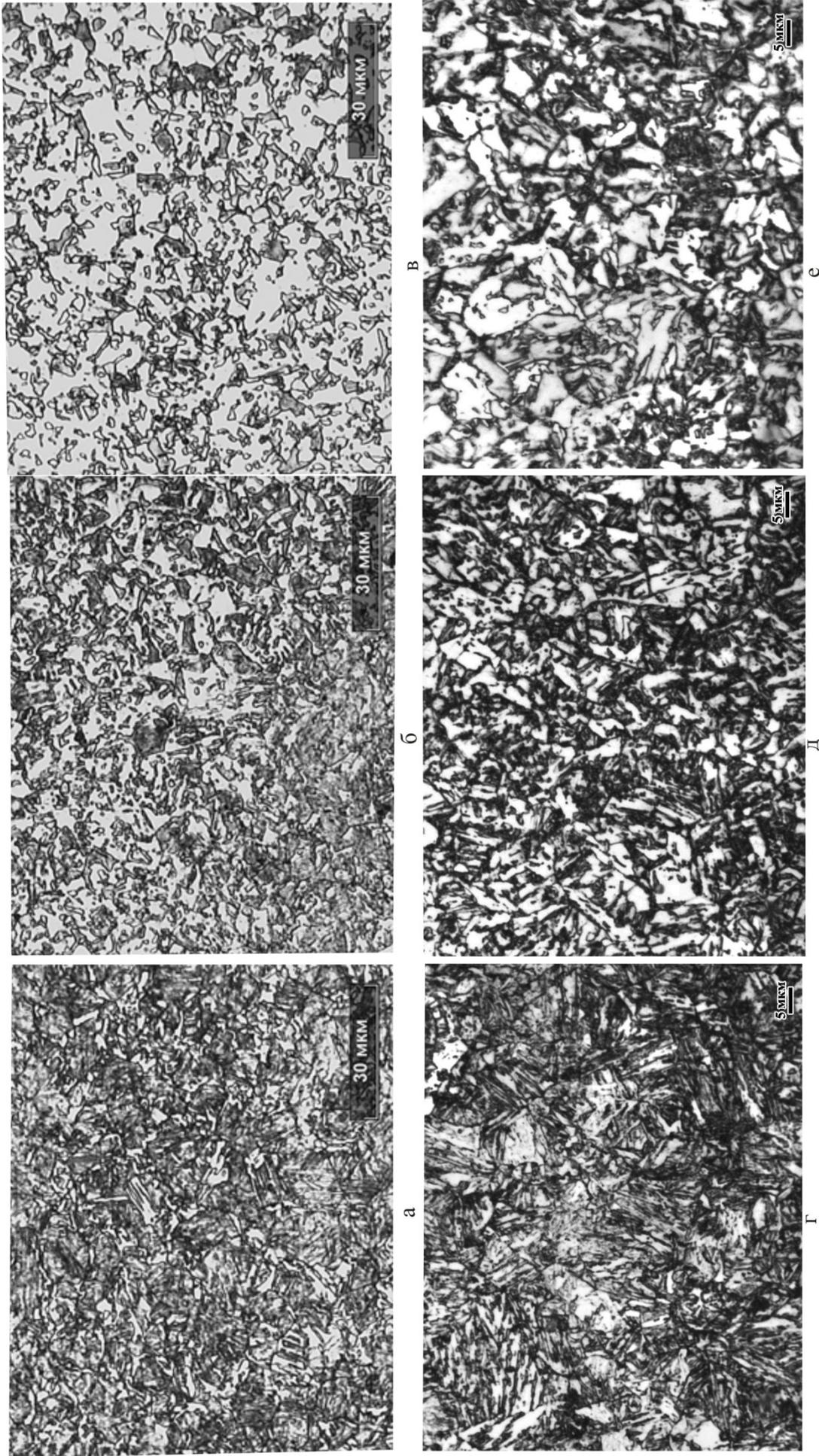


Рисунок 3.6.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10XN2MДБ после нагрева до температуры 950°C со скоростью 5°C/с без предварительного пластического деформирования (а, б, в), с учетом предварительной пластической деформации (г, д, е) и охлаждения со скоростями: 20°C/с (а, г): 6°C/с (б, д): 1°C/с (в, е).

3.7 Исследование фазовых превращений на различных участках ЗТВ после имитационного моделирования в стали марки 10ХН2МДБ

Термокинетическая диаграмма после нагрева до температуры 1350°C. На рисунке 3.7.1 а представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ, соответствующая первому участку, граничащему с металлом шва. Температура нагрева составляла 1350°C, выдержка 3 секунды, нагрев осуществляли со скоростью 100°C/с близкой к сварочному нагреву, охлаждение производили в интервале скоростей 50-6°C/с.

Из-за неоднородности структуры аустенита по химическому составу при высокой скорости нагрева 100°C/с в исследованном интервале скоростей охлаждения $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение начинается при температуре 430-460°C и соответствует интервалу образования нижнего бейнита, рисунок 3.7.1 а. Температура конца превращения соответствует температуре образования мартенсита. Все образовавшиеся после охлаждения в исследованном интервале скоростей охлаждения структуры имеют реечное строение, рисунок 3.7.2 а-г.

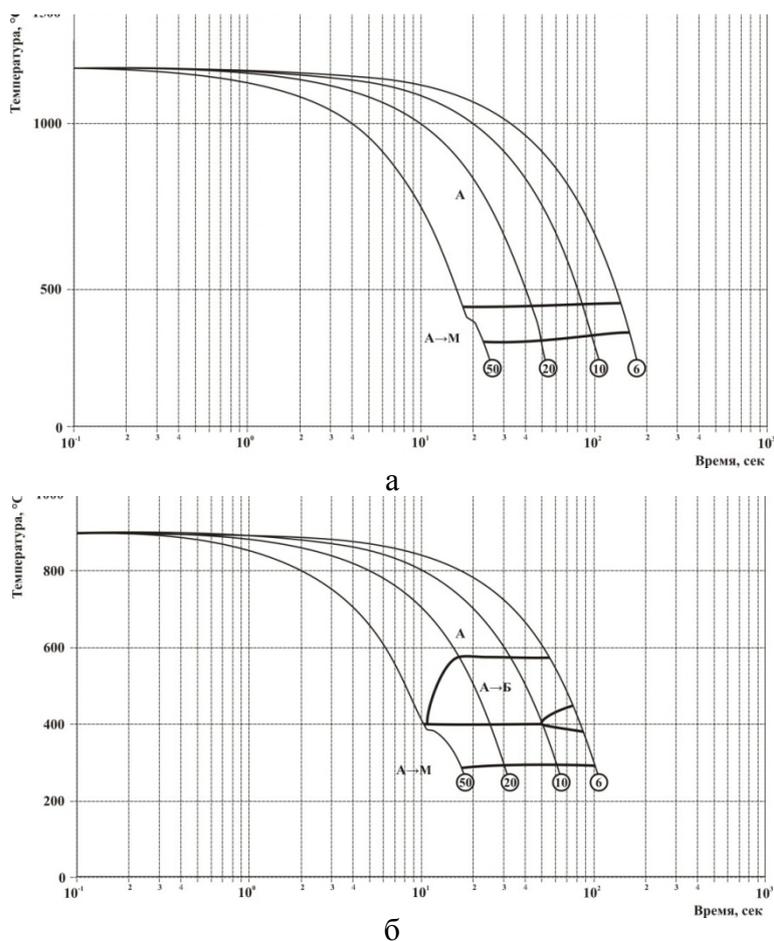


Рисунок 3.7.1 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ при охлаждении от температуры 1350°C (а), 900 (б), после нагрева со скоростью 100°C/с

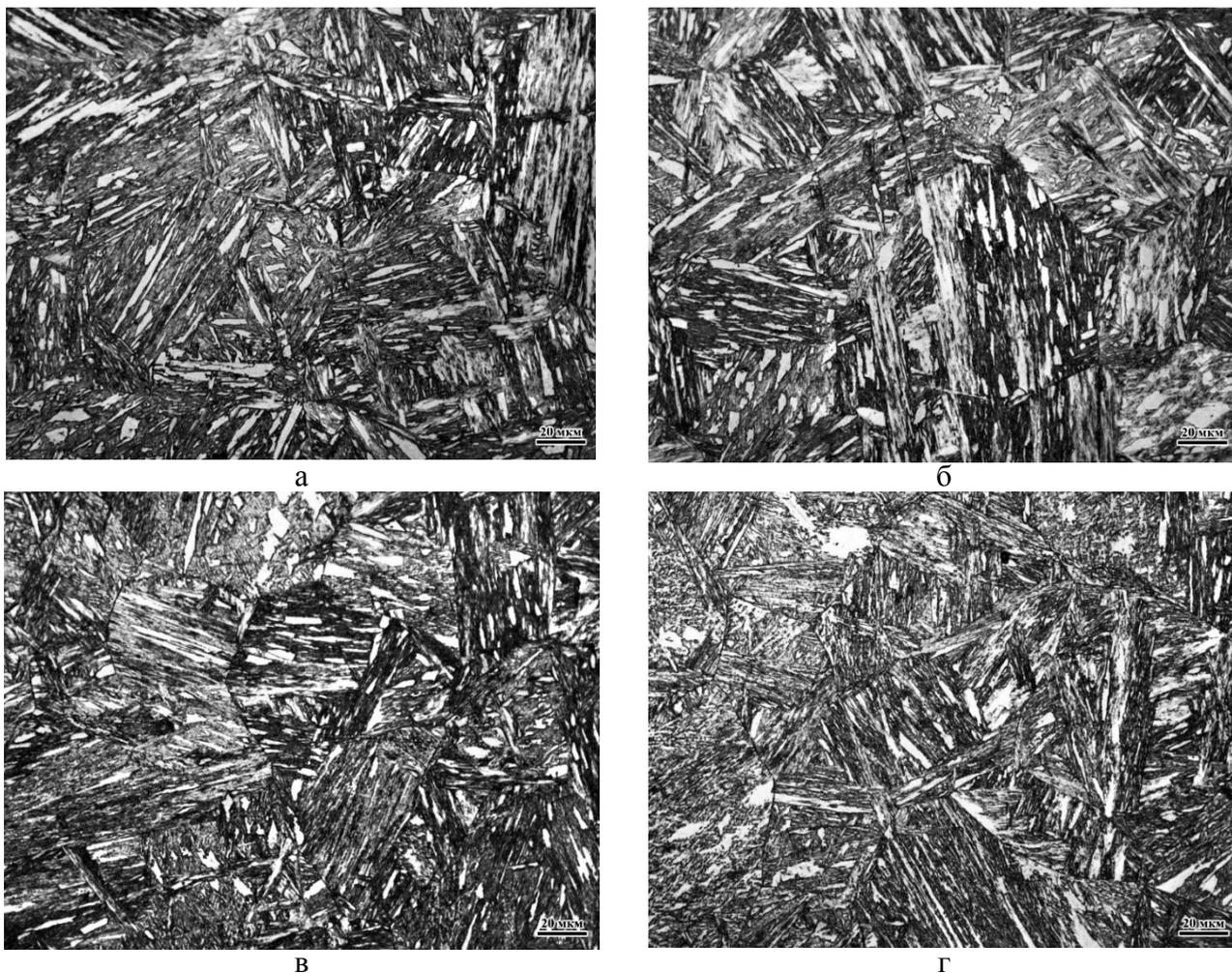


Рисунок 3.7.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10XН2МДБ после нагрева до температуры 1350°C со скоростью 100°C/с и охлаждения со скоростью: 50°C/с (а); 20°C/с (б); 10°C/с (в); 6°C/с (г).

В целом характер превращения аустенита стали марки 10XН2МДБ, аналогичен превращениям после нагрева до температуры 1350°C в стали марки 10XН3МДФ.

На рисунке 3.7.3 а представлена зависимость изменения твердости образцов от скорости охлаждения после нагрева до температуры 1350°C. После охлаждения со скоростями 50-6°C/с значения твердости практически не изменяются и составляют 360-365 HV, что связано с превращением большей части крупнозернистого аустенита в нижний бейнит. Твердость на 1 участке ЗТВ после имитации в стали марки 10XН2МДБ ниже на 140-150 HV значений твердости в стали марки 10XН3МДФ (500-510 HV).

Термокинетическая диаграмма после нагрева до температуры 900°C. Термокинетическая диаграмма, имитирующая участок полной перекристаллизации с максимальной температурой нагрева 900°C, представлена на рисунке 3.7.1 б и отличается от термокинетической диаграммы после нагрева со скоростью 5°C/с, рисунок 3.6.1 а. Во всем интервале скоростей охлаждения после высокоскоростного нагрева образуются преимущественно мартенситно-бейнитные структуры, рисунок 3.7.4. После охлаждения со

скоростью 20°С/с структура мартенситно-бейнитная, причем бейнит двух морфологических типов – гранулярный и реечный, рисунок 3.7.4 б. После охлаждения со скоростью 6°С/с область бейнитного и мартенситного превращения разделена, в структуре преобладает бейнит гранулярной морфологии, рисунок 3.7.4. г, что подтверждается значениями твердости.

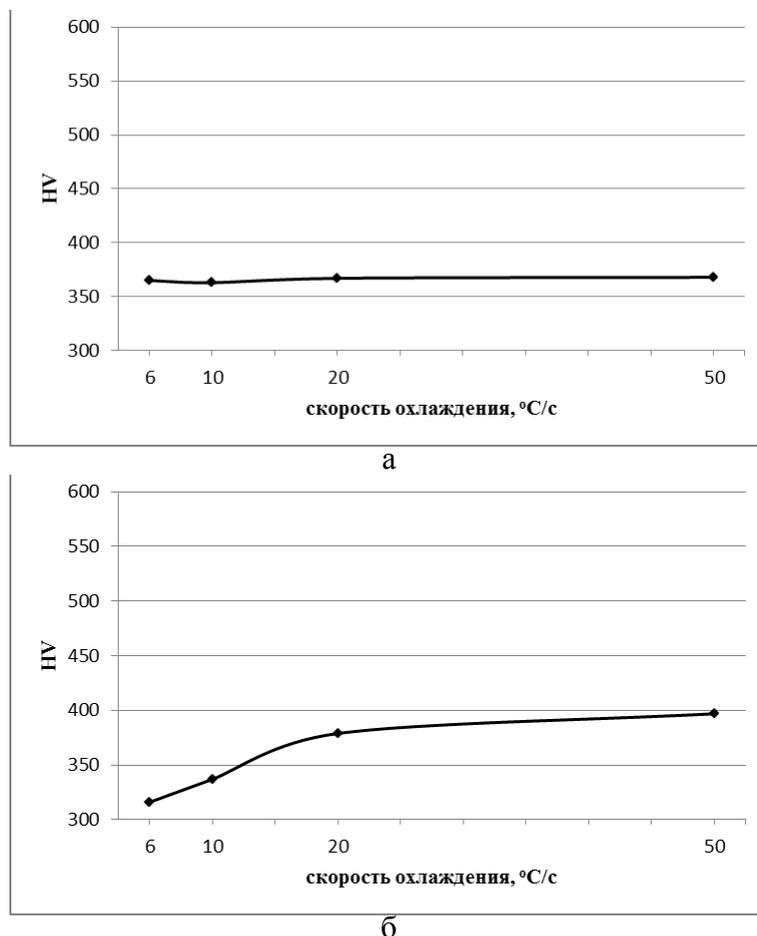


Рисунок 3.7.3 - Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10XН2МДБ после нагрева до температуры 1350°С (а) и 900°С (б) со скоростью 100°С/с

На рисунке 3.7.3 б представлена зависимость изменения твердости образцов от скорости охлаждения после нагрева до температуры 900°С. После охлаждения со скоростями 50-20°С/с значения твердости составляют 380-397 HV, что связано с превращением большей части аустенита в нижний бейнит и мартенсит. После охлаждения в интервале скоростей 10-6°С/с происходит увеличение количества гранулярного бейнита и твердость понижается до 310-330 HV. Твердость на участке полной перекристаллизации ЗТВ после имитации в стали марки 10XН2МДБ сопоставима со значениями твердости в стали марки 10XНЗМДФ (390-405 HV).

Термокинетические диаграммы превращения аустенита после нагрева в межкритическом интервале температур (до 780, 800, 820°С). Термокинетические диаграммы после имитации воздействия термического цикла сварки на участке частичной перекристаллизации представлены на рисунке 3.7.5.

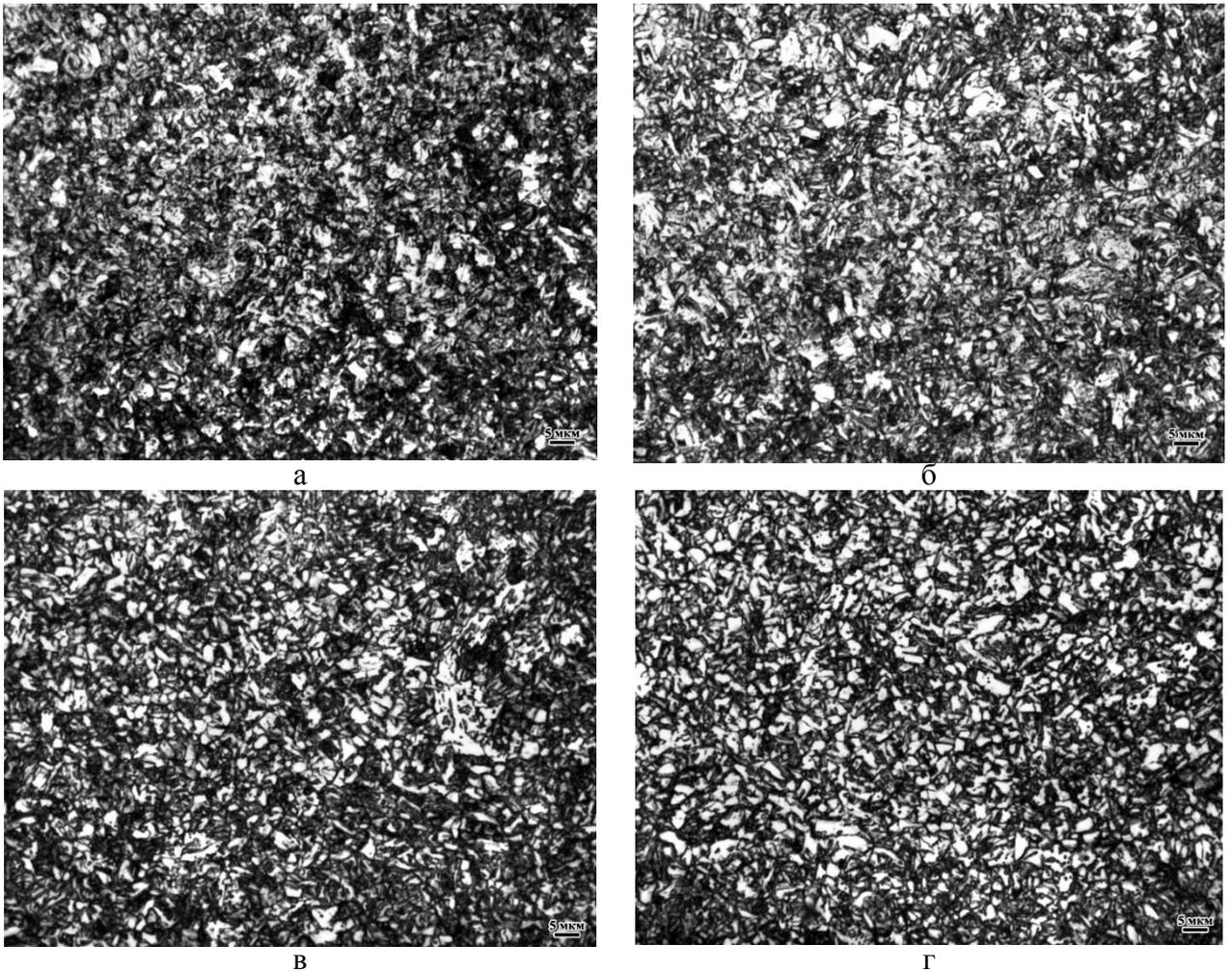


Рисунок 3.7.4 – Микроструктура образцов из стали марки 10XN2MDБ после нагрева со скоростью 100°C/с до температуры 900°C и охлаждения со скоростью: 50°C/с (а); 20°C/с (б); 10°C/с (в); 6°C/с (г)

Для всех скоростей охлаждения понижение температуры нагрева от 820 до 780°C приводит к снижению критических точек начала и конца превращения. После охлаждения со скоростью 20°C/с от 780°C температура начала превращения составляет 545°C, после охлаждения от 800°C – 570°C, а после охлаждения от 820°C она повышается до 590°C. Для скорости охлаждения 6°C/с снижение температуры нагрева с 820°C до 780°C приводит к снижению критических точек начала превращения на ~30-45°C.

Структура в межкритическом интервале температур нагрева в основном состоит из бейнита различной морфологии и мартенсита. Самый сложный набор структурных составляющих наблюдали после нагрева до температуры 780°C, рисунок 3.7.6 а, б, в, где наряду с исходной и вновь образовавшейся структурой появляются участки сильно отпущенной исходной структуры, количество которых увеличивается по мере снижения скорости охлаждения. После нагрева до температуры 820°C (вблизи точки A_{c3}) и охлаждения с разными скоростями участки «старой» структуры практически исчезают, рисунок 3.7.6 ж, з, и.

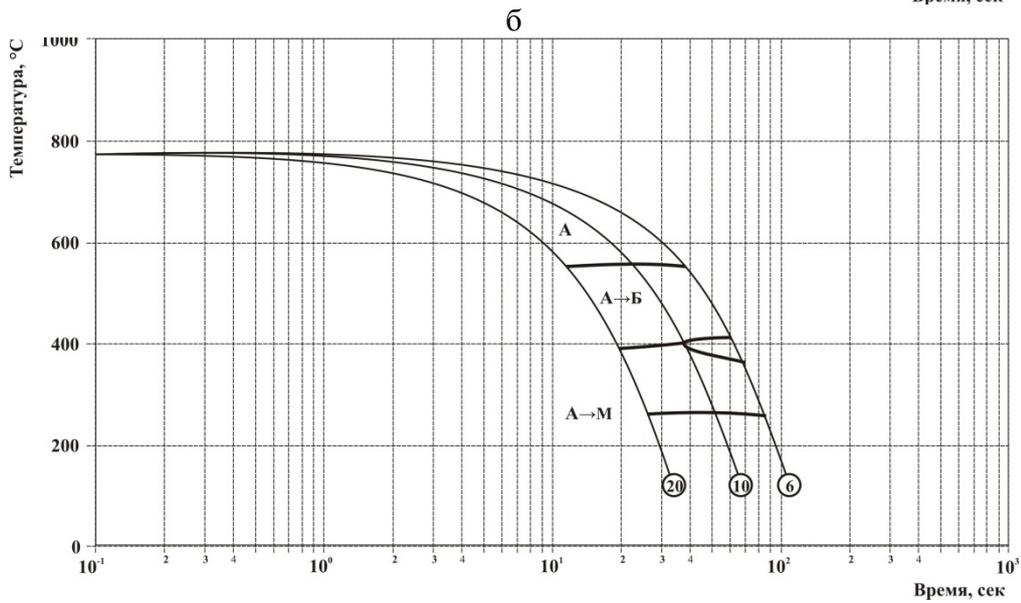
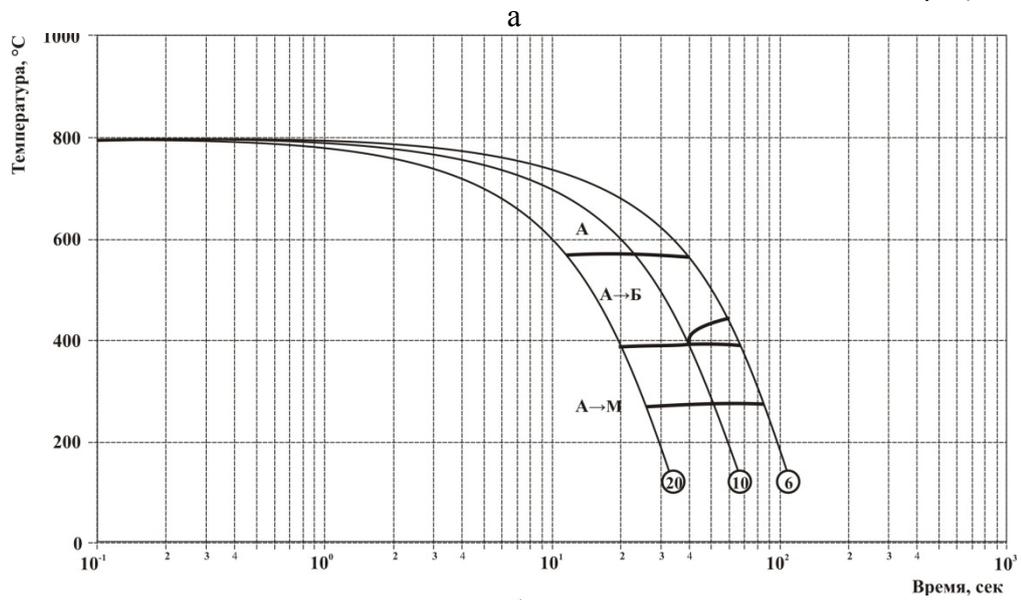
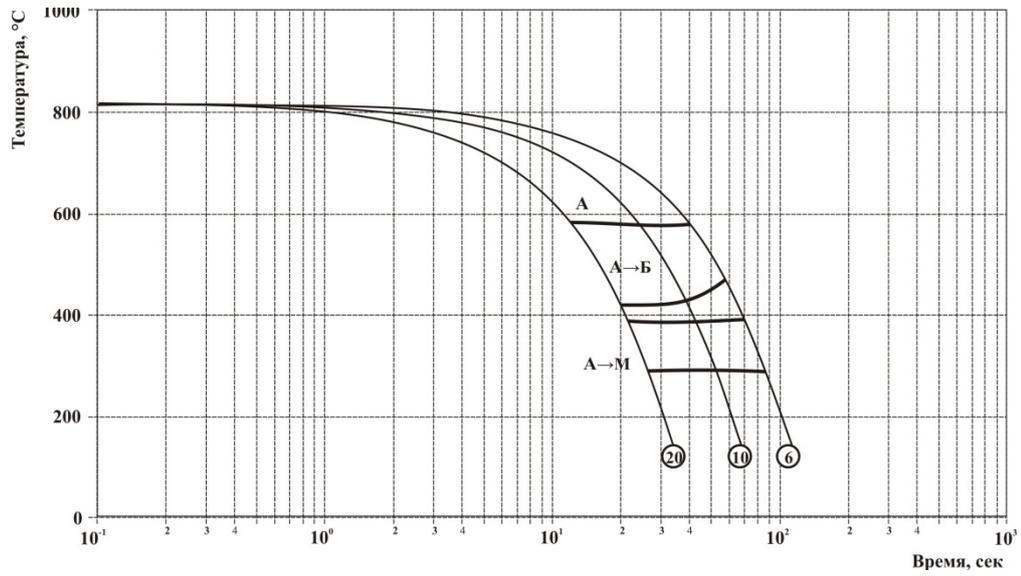
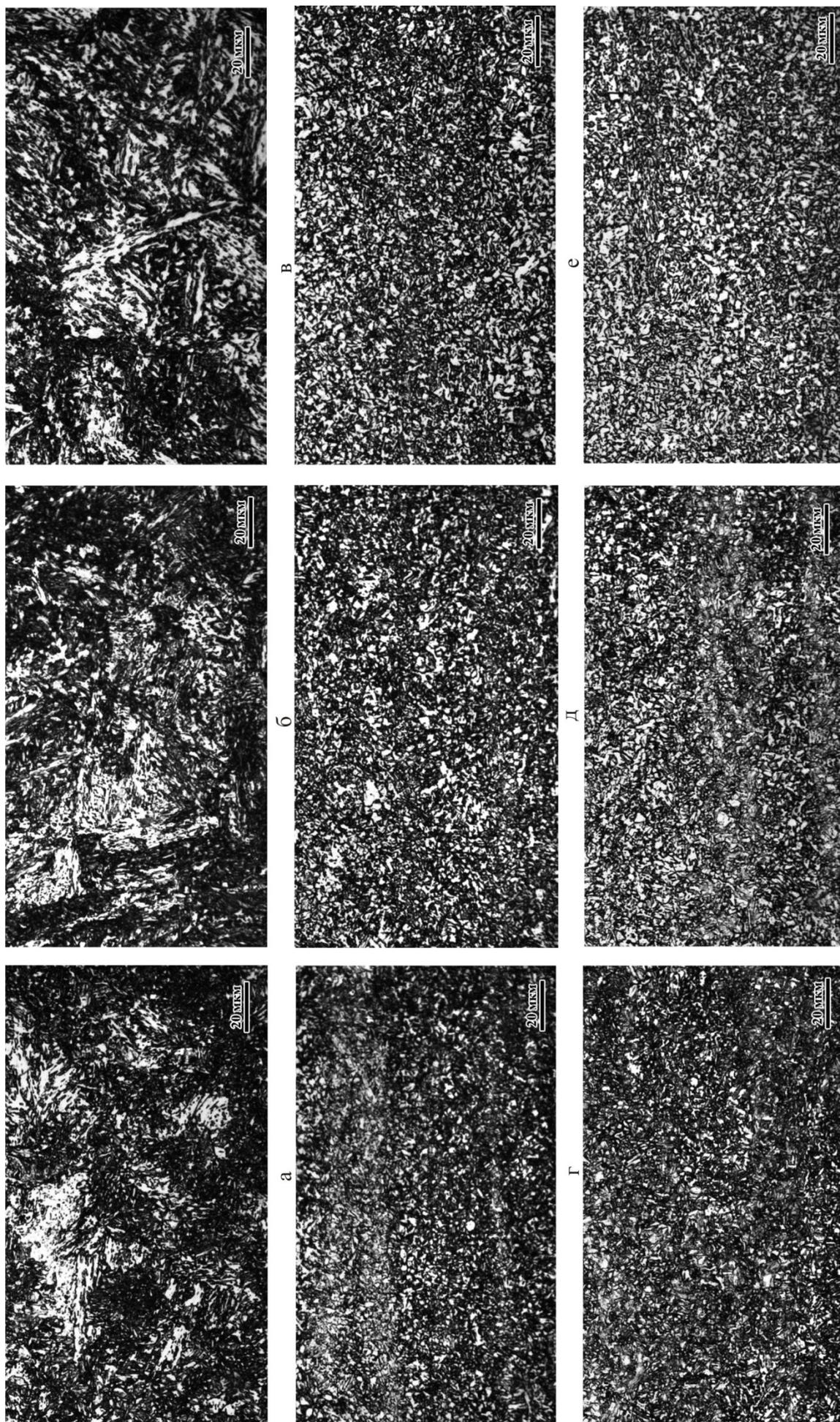


Рисунок 3.7.5 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ после нагрева до температур 820°C (а), 800°C (б), 780°C (в) со скоростью 100°C/с.



и

з

ж

Рисунок 3.7.6 – Микроструктура образцов из стали марки 10XН2МДБ после нагрева до температур 780°С (а, б, в), 800°С (г, д, е) и 820°С (ж, з, и) и охлаждения со скоростями: 20°С/с (а, г, ж); 10°С/с (б, д, з); 6°С/с (в, е, и).

Зависимость изменения твердости от температуры нагрева в межкритическом интервале температур и скорости охлаждения представлена на рисунок 3.7.7. Характер ее изменения значительно отличается от стали 10ХНЗМДФ. После нагрева до температуры 820°C и охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°C/c разница в значениях твердости составляет почти 50 единиц - 363 HV и 317 HV соответственно, что связано с изменением типа образующегося бейнита – от нижнего до верхнего, а соответственно и морфологии - от речной до гранулярной, рисунок 3.7.6. После нагрева до температуры 800°C и охлаждения со скоростями 20 и 6°C/c зависимость изменения твердости сохраняется, после охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°C/c разница в значениях твердости составляет 30 единиц - 345 HV и 311 HV соответственно.

Твердость после нагрева до температур 780°C и охлаждения в интервале скоростей 6-20°C/c изменяется незначительно, примерно на 10-15 единиц.

Данные по твердости хорошо согласуются с микроструктурой, приведенной на рисунке 3.7.6.

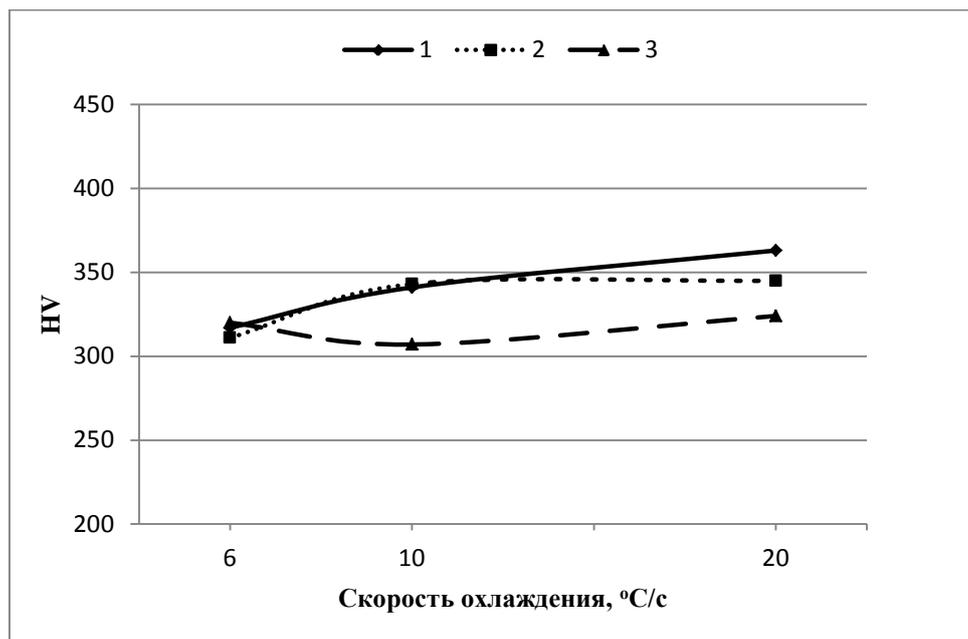


Рисунок 3.7.7 - Изменение твердости в зависимости от скорости охлаждения стали марки 10ХН2МДБ после нагрева до температур 820°C (1), 800°C (2) и 780°C (3) со скоростью 100°C/c

Таким образом, на всех участках ЗТВ для стали марки 10ХН2МДБ твердость для исследованного химического состава не превышает значений 420 HV.

3.8 Твердость образцов после имитационного моделирования термического цикла сварки

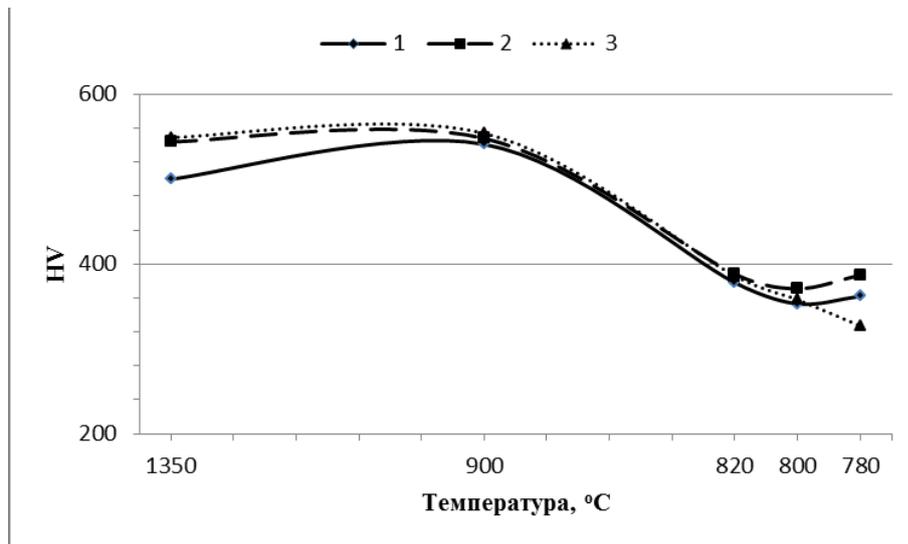
На рисунке 3.8.1 представлены обобщенные зависимости твердости исследованных образцов металла после нагрева со скоростью $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$, имитирующей сварочный нагрев, до различных температур и охлаждения со скоростями $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$, $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$, характерными для дуговой сварки листов [56].

Для сталей марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ при всех скоростях охлаждения наблюдается минимум твердости при температурах $800\text{-}820^{\circ}\text{C}$, соответствующих участку частичной перекристаллизации. Для образцов с температурой нагрева 780°C , соответствующей участкам ЗТВ, подвергшимся нагреву чуть выше точки A_{c1} , после охлаждения со скоростями $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ наблюдается повышение твердости по сравнению с охлаждением со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Более высокие значения твердости после нагрева до температуры 780°C и охлаждения со скоростями 20 и $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ по сравнению со значениями твердости после нагрева до температур $800\text{-}820^{\circ}\text{C}$ обусловлены как большей долей «бывшей» мартенситно-бейнитной структуры, так и превращением вновь образовавшегося аустенита в основном в мартенсит и нижний бейнит.

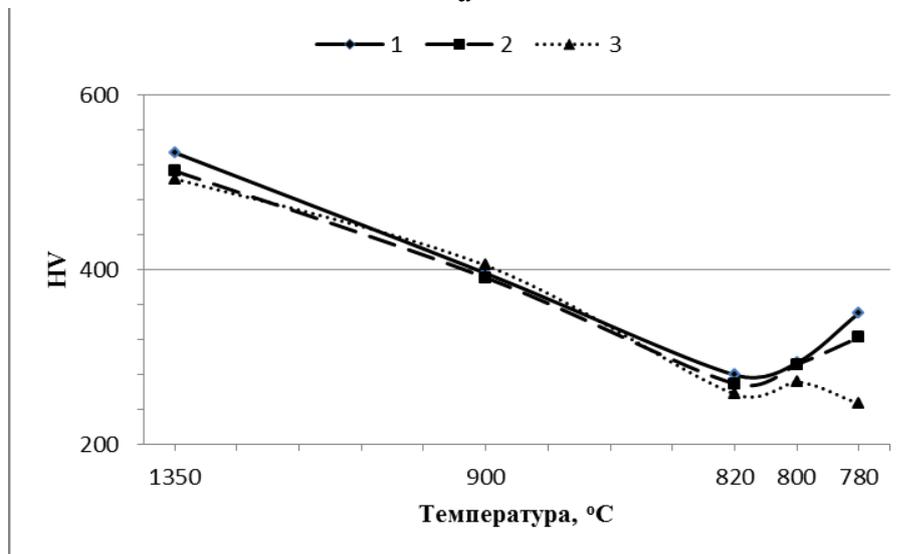
Наиболее значительное повышение твердости, наблюдаемое на участках крупного зерна и полной перекристаллизации, связано с формированием реечных структур нижнего бейнита и мартенсита. Значения твердости для обеих марок стали равны на участке крупного зерна и составляют $\sim 500\text{-}540$ HV. Связано это с формированием мартенсита одного типа при одинаковых температурах конца $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Причем на участке крупного зерна стали марки 10ХН4МДФ максимальные значения твердости наблюдали после охлаждения со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а минимальные - после охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$, что связано с увеличением доли остаточного аустенита. На участке крупного зерна стали марки 10ХН3МДФ максимальные значения твердости наблюдали после охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$, после охлаждения со скоростями охлаждения $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ значения твердости чуть ниже, что, по всей видимости, связано с увеличением количества бейнита в структуре. На участке полной перекристаллизации значения твердости для стали марки 10ХН4МДФ остаются на том же уровне, а для стали марки 10ХН3МДФ снижаются на $100\text{-}140$ HV за счет более высокой температуры начала превращения (600°C) и образования полигонального феррита.

На рисунке 3.8.1 в представлена обобщенная зависимость изменения твердости образцов из стали марки 10ХН2МДБ.

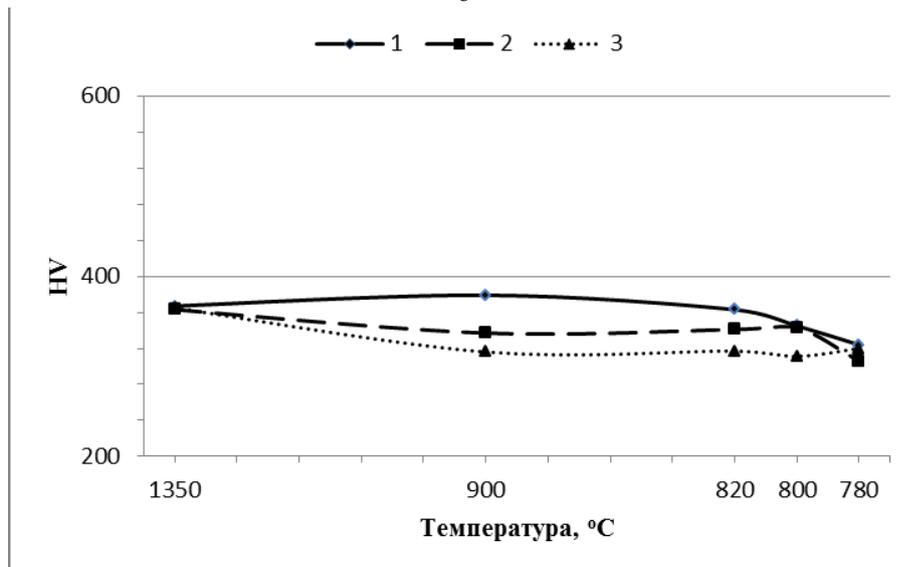
90



а



б



в

Рисунок 3.8.1 – Зависимость твердости образцов из стали марок 10XN4MDΦ (а), 10XN3MDΦ (б) и 10XN2MDБ (в) от температуры нагрева со скоростью 100°C/с после охлаждения со скоростями 20°C/с (1), 10°C/с (2), 6°C/с (3).

На участке крупного зерна после охлаждения со скоростями 50-6°С/с значения твердости практически не изменяются и составляют 360-365 HV, что связано с превращением большей части крупнозернистого аустенита в нижний бейнит. Твердость на 1 участке ЗТВ после имитации в стали марки 10ХН2МДБ ниже на 140-150 HV значений твердости в стали марки 10ХН3МДФ (500-510 HV).

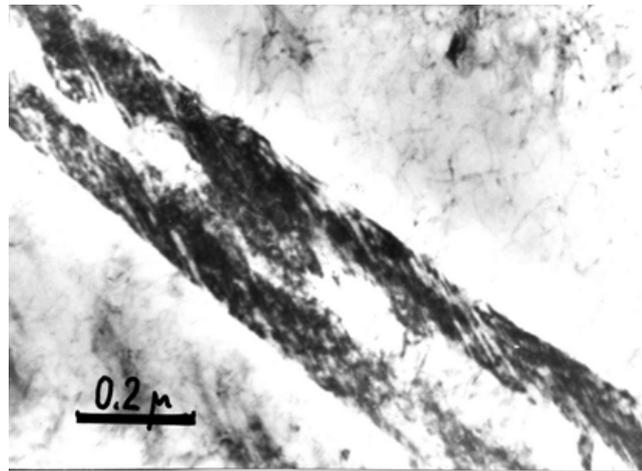
На участке полной перекристаллизации после охлаждения со скоростями 50-20°С/с значения твердости составляют 380-397 HV, что связано с превращением большей части аустенита в нижний бейнит и мартенсит. После охлаждения в интервале скоростей 10-6°С/с происходит увеличение количества гранулярного бейнита и твердость понижается до 310-330 HV. Твердость на участке полной перекристаллизации ЗТВ после имитации в стали марки 10ХН2МДБ сопоставима со значениями твердости в стали марки 10ХН3МДФ (390-405 HV).

Характер изменения твердости от температуры нагрева в межкритическом интервале температур и скорости охлаждения стали марки 10ХН2МДБ значительно отличается от стали 10ХН3МДФ. После нагрева до температуры 820°С и охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°С/с разница в значениях твердости составляет почти 50 единиц - 363 HV и 317 HV соответственно, что связано с изменением типа образующегося бейнита – от нижнего до верхнего, а соответственно и морфологии - от речной до гранулярной. После нагрева до температуры 800°С и охлаждения со скоростями 20 и 6°С/с зависимость изменения твердости сохраняется, после охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°С/с разница в значениях твердости составляет 30 единиц - 345 HV и 311 HV соответственно. Твердость после нагрева до температур 780°С и охлаждения в интервале скоростей 6-20°С/с изменяется незначительно, примерно на 10-15 единиц.

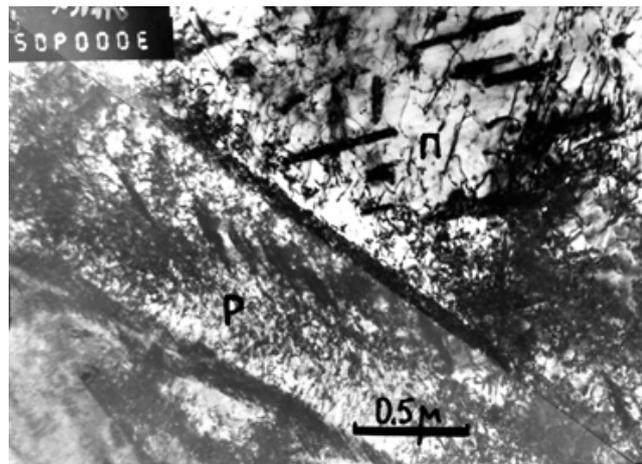
Как известно, при оценке склонности стали к образованию холодных трещин принят уровень твердости, превышающий 420 HV. Поскольку для сталей марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ критические значения твердости достигаются во всем интервале скоростей охлаждения после высокоскоростного нагрева до температур выше 900°С, было проведено исследование структуры методом просвечивающей электронной микроскопии.

3.9 Исследования структуры стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до 1350°С методами просвечивающей электронной микроскопии

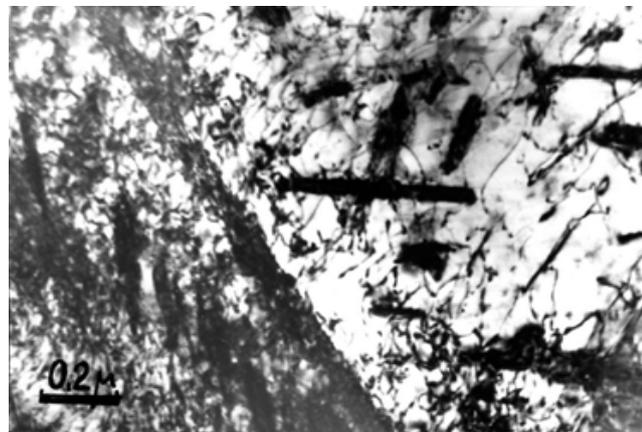
Структура образца после высокоскоростного нагрева до температуры 1350°С и охлаждения со скоростью 20°С/с. При электронномикроскопическом исследовании было установлено [44 совместно с соавторами], что в структуре образца различаются кристаллы двух морфологических типов: широкие пластины нижнего бейнита и тонкие рейки, рисунок 3.9.1 а.



а



б



в

Рисунок 3.9.1 - Структура стали марки 10XН4МДФ после охлаждения со скоростью 20°С/сек: а – прослойки двойникового мартенсита на границах пластин мартенсита; б, в - субструктура пластин (П) и рейки (Р) мартенсита

Ширина пластин достигает 2-3 мкм и более, длина сопоставима с размером исходных аустенитных зерен, т.е. достигает 50 мкм и более. Ширина реек на порядок меньше, т.е. составляет ~ 0,2-0,3 мкм. Внутри пластинчатых кристаллов нижнего бейнита обнаруживаются игольчатые в сечении, фактически в виде дисков, выделения, рисунок 3.9.2, трех ориентировок. Размер частиц: длина ~ 0,2 мкм, толщина ~ 0,025 мкм (25 нм). Можно предполагать, что пластины образовались из аустенита в начале $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Кроме реечного мартенсита обнаружен в небольшом количестве мартенсит в форме прослоек по границам пластин и реек, рисунок 3.9.1 а, 3.9.2 г. Поскольку его кристаллы полностью двойникованы, это свидетельствует о том, что они образовались в аустените при низкой (вблизи 200 – 300°C) температуре.

Выявленные типы структур согласуются с широким (от 400 до 250°C) интервалом температур их образования на термокинетической диаграмме превращения этой стали, рисунок 3.3.1 а.

В пластинчатых кристаллах нижнего бейнита плотность дислокаций ниже по сравнению с мартенситом, рисунок 3.9.1 б, в, в реечных кристаллах мартенсита наряду с дислокациями присутствуют двойники. В кристаллах мартенсита, расположенных в прослойках, основной субструктурой являются очень тонкие двойники, рисунок 3.9.1 а.

Структура образца после высокоскоростного нагрева до температуры 1350°C и охлаждения со скоростью 6°C/с. В микроструктуре преобладает α -фаза пластинчатой морфологии, при этом пластины составляют пакеты, протяженность которых сопоставима с размером исходных аустенитных зерен, т. е. достигает 50 – 100 мкм и более. Пластины α -фазы имеют ширину $\sim 1,5 - 2$ мкм, рисунок 3.9.3 а, и содержат повышенную плотность дислокаций, рис 3.9.3 б.

Вдоль боковых границ пластин располагаются прослойки мартенсита в виде двойникованных кристаллов, рисунок 3.9.3 в. Очевидно, что этот мартенсит образуется из обогащенного атомами углерода переохлажденного аустенита.

Такие пластины α -фазы представляют кристаллы верхнего бейнита, прослойки между которыми в виде обогащенного атомами углерода аустенита превращаются при охлаждении в двойниковый мартенсит. Группа кристаллов бейнита показана на рисунке 3.9.4.

Следует отметить, что толщина таких прослоек может быть очень малой ($\sim 0,02$ мкм), рисунок 3.9.4 в.

В исследованном образце также были обнаружены пластины, содержащие выделения цементита нескольких ориентировок, рисунок 3.9.5, которые являются кристаллами нижнего бейнита. Количество таких пластин в образце незначительно, но сам факт его обнаружения свидетельствует о том, что скорость охлаждения $\sim 6^\circ\text{C}/\text{с}$ является для этой стали критической: при более высокой скорости аустенит может превращаться в мартенсит.

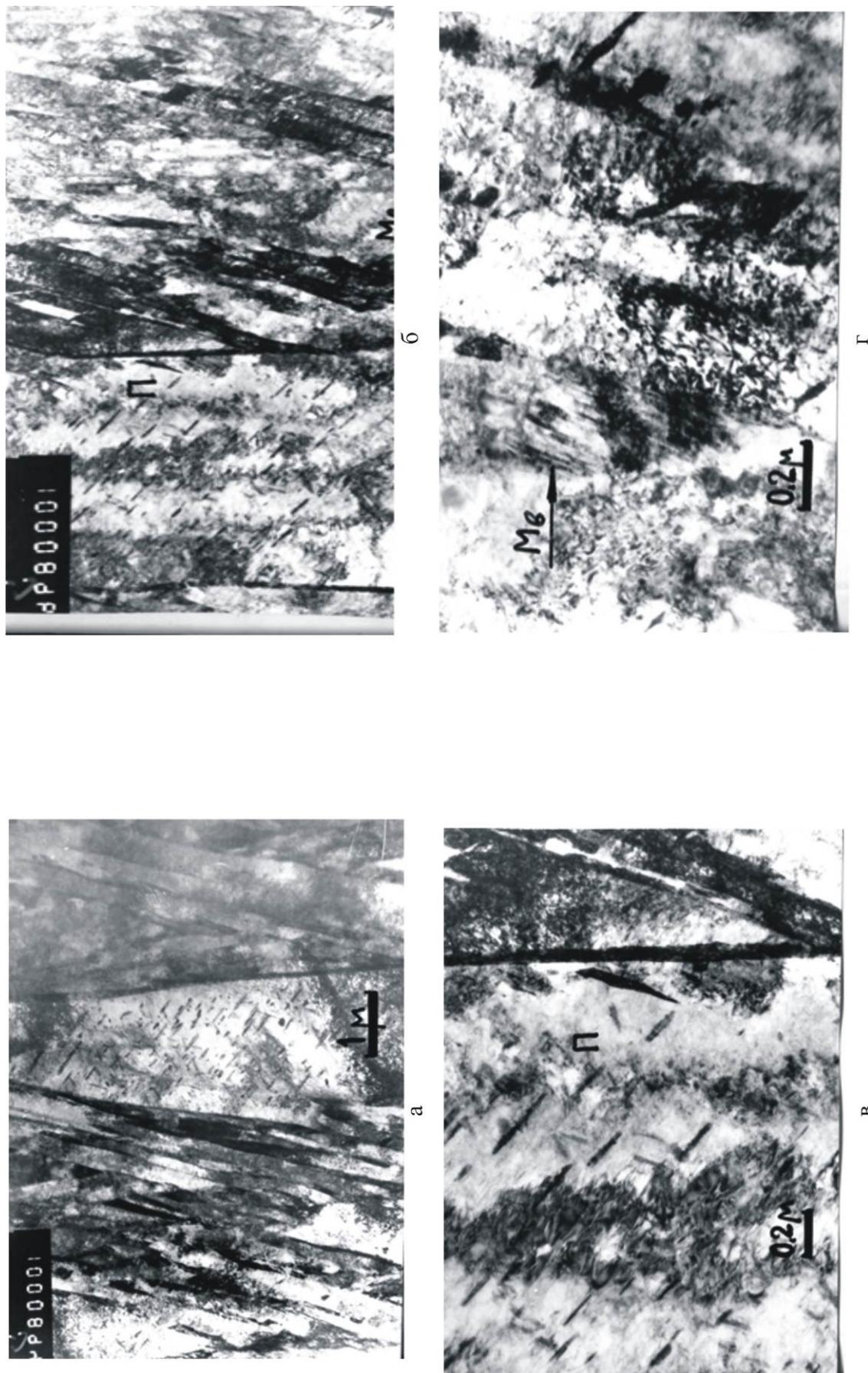
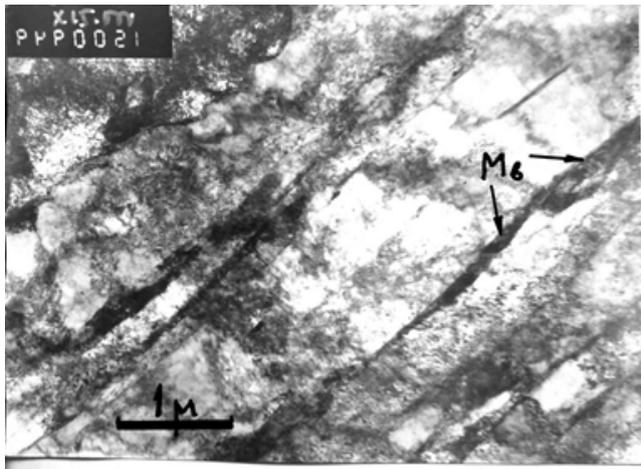
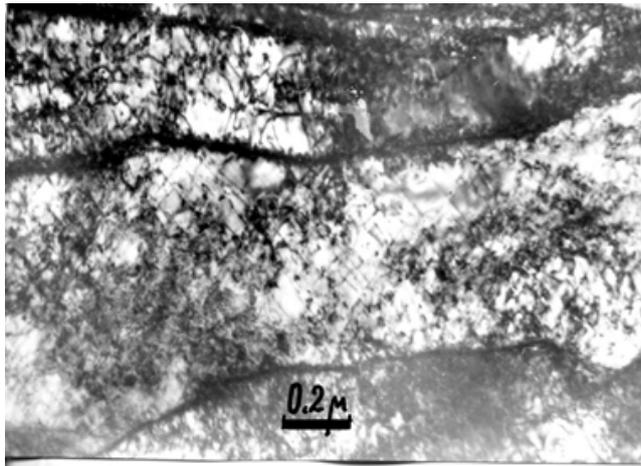


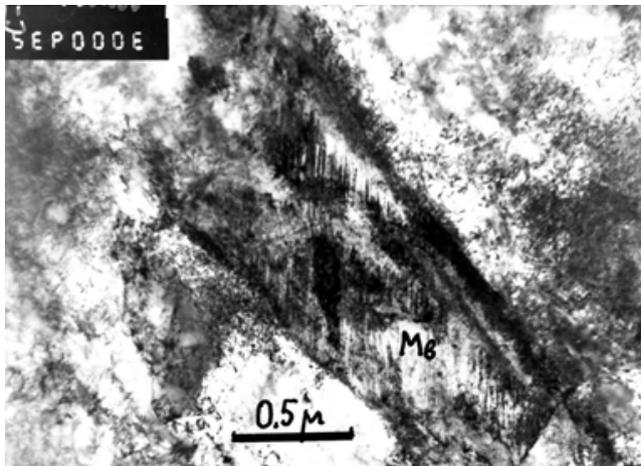
Рисунок 3.9.2 – Структура стали марки 10XN4MДФ после охлаждения со скоростью 20°C/сек: а – общий вид; б – общий вид пластин нижнего бейнита и скопления рек; в – участок (П) пластины; г - двойникованный мартенсит (M_в) в группе рек



а



б

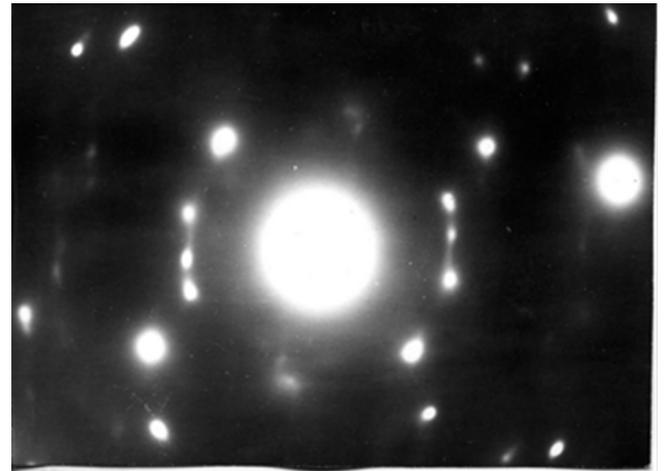


в

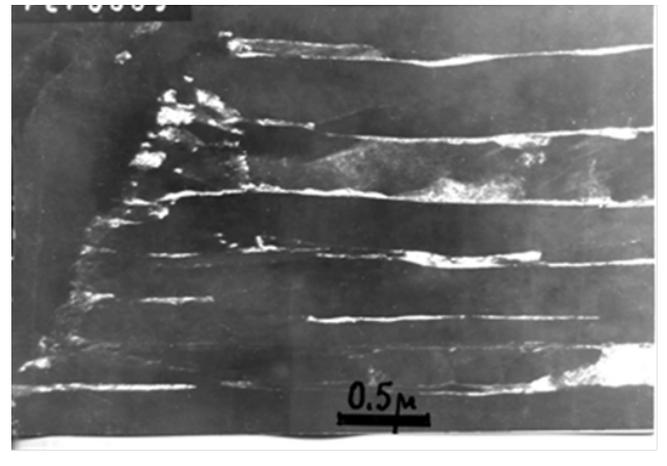
Рисунок 3.9.3 - Структура стали марки 10XН4МДФ после охлаждения со скоростью 6°С/сек: а – общий вид; б – дислокационная структура пластин; в – двойникованная субструктура вторичного мартенсита.



а



б



в

Рисунок 3.9.4 - Структура стали марки 10XН4МДФ после охлаждения со скоростью 6°С/сек: а – светлопольный снимок пакета пластин феррита с прослойками мартенсита; б - микроэлектронграмма, система отражений (111) (100); в - темнопольный снимок

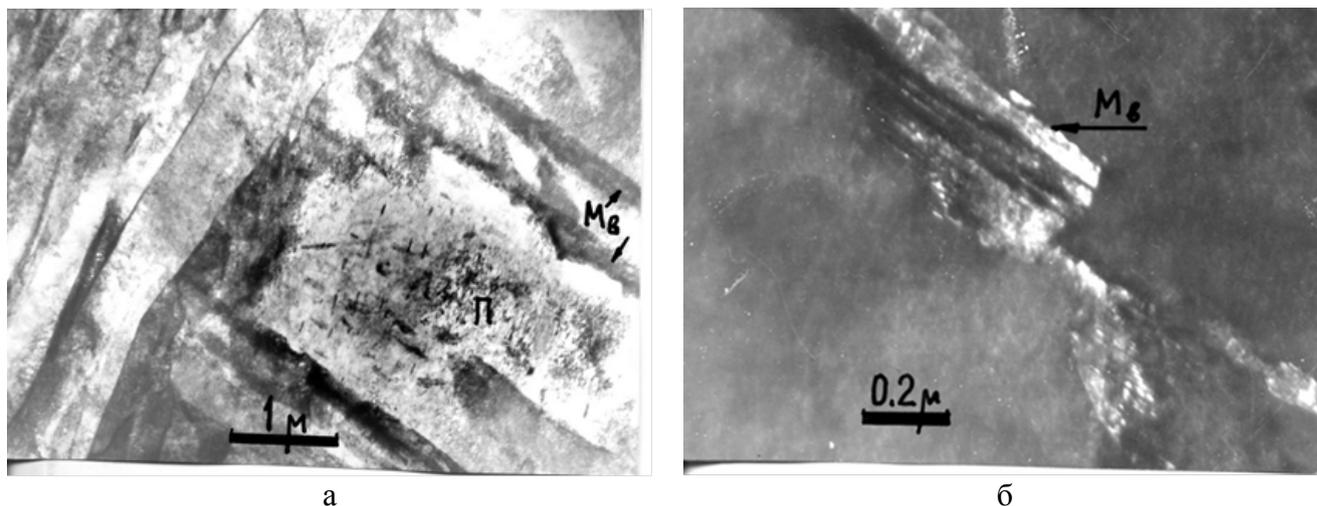


Рисунок 3.9.5 - Структура стали марки 10XН4МДФ после охлаждения со скоростью 6°С/сек: а – общий вид пластины (П) и прослоек мартенсита; б – темнопольный снимок прослоек мартенсита

Таким образом, высокие значения твердости в стали марки 10XН4МДФ на 1 участке ЗТВ обусловлены высокой устойчивостью крупнозернистого аустенита и формированием двойникового мартенсита из обогащенного атомами углерода аустенита (в прослойках по границам пластин верхнего бейнита).

В дальнейшем дополнительные исследования структуры под влиянием ТЦС, приведенные в главе 6, проводили для 1 и 3 участков ЗТВ, на которых происходят наиболее существенные изменения.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 3

1. Исследованы фазовые и структурные превращения в высокопрочных сталях марок 10XН4МДФ, 10XН3МДФ и 10XН2МДБ, в том числе под влиянием предшествующей пластической деформации и показано, что при снижении уровня легирования в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуются мартенситно-бейнитные структуры. Предварительная деформация 30 % при температуре 950°С повышает температуры начала и конца бейнитного и мартенситного превращений на 15-20°, но практически не оказывает влияния на морфологию бейнита.

2. Исследованы фазовые и структурные превращения в высокопрочных сталях марок 10XН4МДФ, 10XН3МДФ и 10XН2МДБ при моделировании термического цикла сварки (нагрев со скоростью 100°С/с до температур 780-1350°С и ускоренного охлаждения) и

установлены следующие закономерности, которые демонстрируют взаимосвязь твердости на различных участках ЗТВ с формированием более прочных или менее прочных структурных составляющих по сравнению с основным металлом.

2.1. Структура основного металла стали марки 10ХН4МДФ представляет мартенсит и бейнит различной морфологии.

При охлаждении от температуры 1350°С после высокоскоростного нагрева, имитирующей участок крупного зерна ЗТВ, в высокопрочной стали марки 10ХН4МДФ во всем интервале скоростей охлаждения формируется грубая речная мартенситно-бейнитная структура.

Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что после охлаждения со скоростью 20°С/с от температуры 1350°С сталь имеет структуру, состоящую из нижнего бейнита с пластинами толщиной 2 – 3 мкм и игольчатыми в сечении карбидными выделениями размером 0,025 x 0,2 мкм и речного мартенсита с рейками толщиной 0,2-0,3 мкм, в которых присутствуют двойники. Охлаждение со скоростью 6°С/с формирует структуру преимущественно верхнего бейнита, вдоль боковых границ пластин которого располагаются прослойки мартенситной фазы в виде двойникованных кристаллов.

Структура основного металла стали марки 10ХН3МДФ представляет дисперсную мартенситно-бейнитную структуру. Формирование бейнита происходит во всем исследованном интервале скоростей охлаждения в отличие от стали марки 10ХН4МДФ. После охлаждения со скоростями менее 1°С/с в микроструктуре преобладает бейнит гранулярной морфологии.

В высокопрочной стали марки 10ХН3МДФ после охлаждения со скоростью 20°С/с от температуры 1350°С, имитирующей участок крупного зерна ЗТВ, помимо мартенсита образуется небольшое количество верхнего бейнита, а с понижением скорости охлаждения в структуре преобладает нижний бейнит с небольшим количеством мартенсита.

Структура основного металла стали марки 10ХН2МДБ представляет мартенситно-бейнитную структуру. Формирование бейнита, так же как и для стали марки 10ХН3МДФ происходит во всем исследованном интервале скоростей охлаждения. После охлаждения со скоростями менее 1°С/с в микроструктуре преобладает бейнит гранулярной морфологии, а после охлаждения со скоростями менее 0,5°С/с в микроструктуре появляется феррит.

Предварительная пластическая деформация 30 % повышает температуры начала и конца бейнитного и мартенситного превращений на 15-20°С в интервале скоростей охлаждения 20-1°С/с. При охлаждения со скоростью 0,2°С/с критическая точка начала бейнитного превращения после предварительной пластической деформации на 70°С выше, температура конца бейнитного превращения не меняется. Предварительная пластическая деформация практически не оказывает влияния на морфологию структуры.

В стали марки 10ХН2МДБ после охлаждения со скоростью 20°С/с от температуры 1350°С, имитирующей участок крупного зерна ЗТВ, структура преимущественно мартенситная, а с понижением скорости охлаждения в структуре преобладает нижний бейнит с небольшим количеством мартенсита.

Твердость на 1 участке ЗТВ стали марки 10ХН2МДБ составляет 360-365 НV. Твердость сталей марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ одинакова и составляет 500-540 НV. В связи с этим существует опасность образования холодных трещин на этом участке, что необходимо учитывать при выборе технологических процессов сварки.

2.2. При понижении максимальной температуры высокоскоростного нагрева образцов из стали марки 10ХН4МДФ до 900°С (что имитировало участок полной перекристаллизации) структура состоит преимущественно из нижнего бейнита речной морфологии с небольшим количеством мартенсита и верхнего бейнита.

Структура образцов из стали марки 10ХН3МДФ на этом участке имеет более заметную неоднородность по структуре, т.к. превращение начинается при 600°С с образования феррита. Во всем интервале скоростей охлаждения образуются преимущественно бейнитные структуры, а по мере снижения скорости охлаждения структура измельчается и становится более глобулярной.

Структура образцов из стали марки 10ХН2МДБ на участке полной перекристаллизации состоит преимущественно из бейнита. С понижением скорости охлаждения морфология бейнита меняется от речной до гранулярной.

Твердость стали марки 10ХН2МДБ после охлаждения в интервале скоростей 50-20°С/с составляет 380-397 НV, что связано с превращением большей части аустенита в нижний бейнит и мартенсит, после охлаждения в интервале скоростей 10-6°С/с происходит увеличение количества гранулярного бейнита и твердость понижается до 310-330 НV. Твердость стали марки 10ХН3МДФ после полной перекристаллизации без заметного роста зерна составляет 390 – 405 НV, что на 150-160 единиц ниже, чем в стали марки 10ХН4МДФ. Это обусловлено различной морфологией образующихся бейнитных структур и наличием мартенсита в стали марки 10ХН4МДФ.

2.3. Для участка частичной перекристаллизации с нагревом в интервале температур 780-820°С в стали марки 10ХН4МДФ характерна структура бейнита с незначительной долей мартенсита, образование которых происходит в результате частичного превращения в аустенит и последующего охлаждения. С повышением скорости охлаждения морфология бейнита меняется от гранулярной до речной. С повышением температуры нагрева вследствие стабилизации образующегося аустенита изменяется соотношение верхнего и нижнего бейнита в сторону увеличения последнего, понижается количество феррита.

В стали марок 10ХН2МДБ и 10ХН3МДФ на участке частичной перекристаллизации мартенсит отсутствует и структура в основном состоит из бейнита различной морфологии, а самый сложный набор структурных составляющих наблюдается после нагрева чуть выше нижней границы межкритического интервала - до температуры 780°C. Наряду с образовавшейся после охлаждения мартенситно-бейнитной структурой присутствует большая доля «старой» сильно отпущенной структуры. После нагрева до температуры 820°C структура представляет смесь верхнего и нижнего бейнита, участки «старой» структуры практически исчезают.

После нагрева до температуры 820°C образцы из стали марки 10ХН4МДФ имеют твердость 378-386 единиц HV, что ниже твердости на 1 и 2 участках на 110-170 единиц HV и обусловлено более высокой концентрацией углерода и легирующих элементов в превращающемся аустените, чем после нагрева до нижней границы межкритического интервала. После охлаждения со скоростью 20°C/с от всех температур нагрева наблюдали снижение твердости, что связано с повышением количества остаточного аустенита.

В стали марки 10ХН3МДФ после нагрева до температур 800 - 820°C и охлаждения с различными скоростями разброс значений твердости незначителен и составляет 20 единиц и мало зависит от скорости охлаждения. После нагрева до температуры 780°C разброс значений твердости в зависимости от скорости охлаждения составляет почти 100 единиц HV, что обусловлено неоднородной структурой, образующейся после нагрева до температуры чуть выше точки A_{c1} . После охлаждения со скоростью 6°C/с твердость составляет 247 HV, что связано с развитием процессов отпуска в структуре стали, а после охлаждения со скоростью 20°C/с твердость повышается до 351 HV вследствие образования некоторого количества мартенсита.

В стали марки 10ХН2МДБ после нагрева до температуры 820°C и охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°C/с разница в значениях твердости составляет почти 50 единиц - 363 HV и 317 HV соответственно, что связано с изменением типа образующегося бейнита – от нижнего до верхнего, а соответственно и морфологии - от речной до гранулярной. После нагрева до температуры 800°C и охлаждения со скоростями 20 и 6°C/с зависимость изменения твердости сохраняется, после охлаждения в интервале скоростей 20 - 6°C/с разница в значениях твердости составляет 30 единиц - 345 HV и 311 HV соответственно. Твердость после нагрева до температур 780°C и охлаждения в интервале скоростей 6-20°C/с изменяется незначительно, примерно на 10-15 единиц.

3. Обобщенные зависимости изменения твердости исследованных образцов после нагрева со скоростью 100°C/с до различных температур, характерных для ЗТВ, и охлаждения со скоростями 20°C/с, 10°C/с и 6°C/с позволили установить, что значения твердости для стали

марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ равны на участке крупного зерна и составляют 500-540 НV. Это связано с формированием мартенсита одного типа при одинаковых температурах конца $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Для стали марки 10ХН2МДБ значения твердости на участке крупного зерна составляют 360-365 НV, что связано с преобладанием в структуре реечного бейнита. На участке полной перекристаллизации значения твердости для стали марки 10ХН4МДФ остаются на том же уровне, а для стали марки 10ХН3МДФ снижаются на 100-140 НV за счет высокой температуры начала превращения (600°C) и образования полигонального феррита. Для стали марки 10ХН2МДБ значения твердости составляют 380-397 НV после охлаждения со скоростями более 20°C/с и 310-330 НV после охлаждения со скоростями менее 20°C/с. На участке частичной перекристаллизации низкие значения твердости определяются в значительной мере степенью отпуска «старой» структуры и претерпевшей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение вновь образовавшейся структуры.

В главе 5 представлены результаты исследования влияния отпуска как операции, позволяющей получить более равновесное состояние, на структуру, твердость и механические свойства различных участков ЗТВ после имитации термических циклов сварки.

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 10ХН2МДБ И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ТОЛЩИНОЙ ДО 40 мм С ГАРАНТИРОВАННЫМ ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 750 МПа

Изучение особенностей фазовых превращений в основном металле позволило приступить к разработке режимов горячей пластической деформации листового проката при закалке с прокатного нагрева экономнолегированной по отношению к аналогам стали марки 10ХН2МДБ.

В результате выполнения ОКР «Ледоход» при финансовой поддержке Минпромторга РФ была разработана высокопрочная хорошо свариваемая сталь [80] с пониженным по отношению к действующим аналогам уровнем легирования, пределом текучести не менее 690 МПа и гарантированной хладостойкостью до -60°C для судостроения, топливно-энергетического комплекса, транспортного и тяжелого машиностроения, мостостроения и других отраслей промышленности. Технология производства включает закалку с прокатного нагрева и последующий высокий отпуск. При горячей прокатке листового проката ранее было предложено регламентировать паузы между проходами на высокотемпературной стадии прокатки для измельчения аустенитного зерна за счет статической рекристаллизации, что обеспечивает формирование дисперсной мартенситно-бейнитной структуры [86, 87] при последующем превращении.

При исследовании статической рекристаллизации стали 09ХН2МДБ на высокотемпературной стадии прокатки ранее были получены зависимости релаксации напряжений от времени при разных степенях деформации [88], по которым определено время завершения статической рекристаллизации (СР), таблица 4.1, важное для назначения режимов обработки стали с регламентированными межпроходными паузами.

На рисунке 4.1 представлена микроструктура аустенита стали 09ХН2МДБ до деформации и после обработок при 1100, 1000 и 950 $^{\circ}\text{C}$ при истинных степенях деформации 0,25 (относительная деформация 22 %) и 0,10 (относительная деформация 10 %) соответственно.

Согласно рисунку 4.1 а-в, аустенитное зерно стали марки 09ХН2МДБ после истинной деформации 0,25 измельчается со 100 до 40 мкм при температурах 1000, 950 $^{\circ}\text{C}$.

Таблица 4.1 - Время завершения СР в стали 09ХН2МДБ, измеренное методом релаксации напряжений.

Т, °С	$\tau_{\text{Prec}=100\%}$ ($\varepsilon=0,10$), сек	$\tau_{\text{Prec}=100\%}$ ($\varepsilon=0,25$), сек
1100	45	6
1000	80	40
950	600	400
900	>600	>600
850		>600

После деформации при температуре 1100°С средний размер аустенитного зерна составил 60 мкм, однако эта величина не является результатом только статической рекристаллизации, так как при данной температуре и выдержке (300с) происходит нормальный рост зерна (собираетельная рекристаллизация). После истинной деформации 0,10 степень измельчения зерна уменьшилась, рисунок 1 г-е, что связано с уменьшением движущей силы статической рекристаллизации. Таким образом, при горячей пластической деформации стали 09ХН2МДБ для эффективного измельчения зерна аустенита во время пауз между обжатиями на высокотемпературной стадии прокатки необходимо использовать истинные деформации порядка 0,25 при температурах выше 1000°С и выдержки не более 6 с.

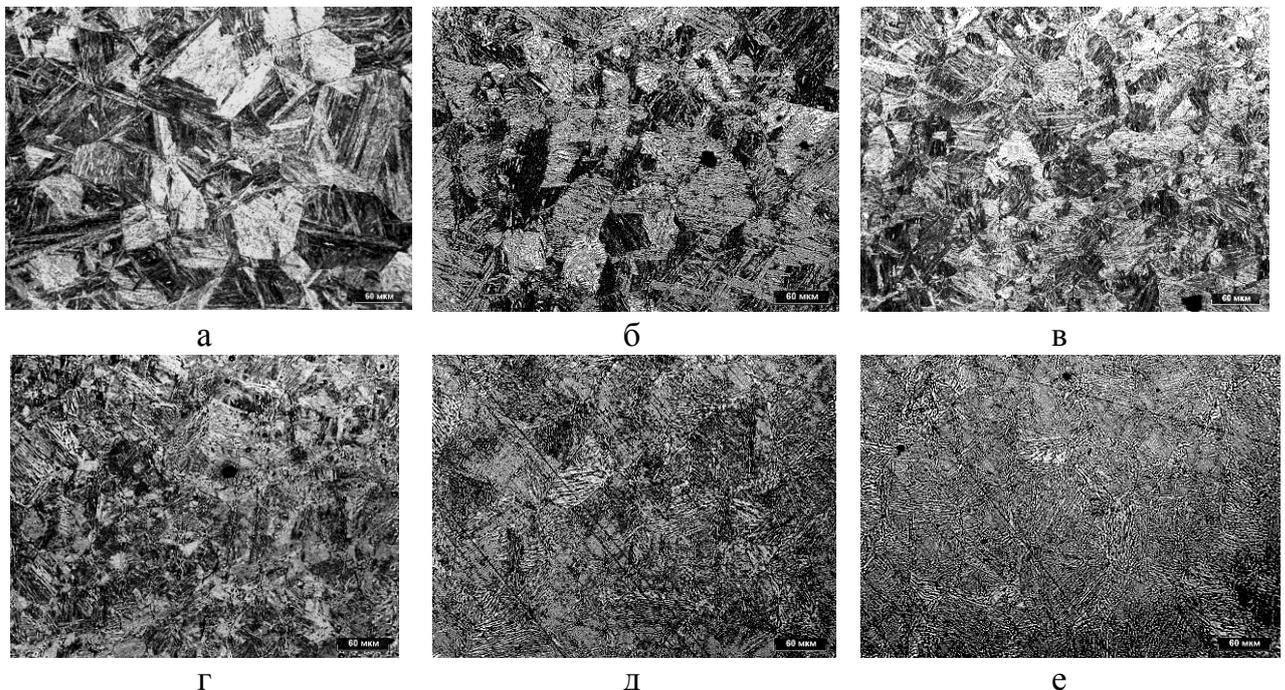


Рисунок 4.1 - Структура аустенита стали 09ХН2МДБ до деформации, $D_z=100\mu\text{м}$ (а), после истинной деформации 0,25 при завершении СР при 1100°С - $D_z=60\mu\text{м}$ (б), при 1000°С - $D_z=40\mu\text{м}$ (в) и после истинной деформации 0,10 при завершении СР при 1100°С - $D_z=70\mu\text{м}$ (г), 1000°С - $D_z=70\mu\text{м}$ (д), 950°С - $D_z=80\mu\text{м}$ (е) [89].

Температура нагрева заготовок из стали марки 09ХН2МДБ под прокатку в промышленных условиях должна составлять не более 1200°С для предотвращения образования грубого крупнозернистого аустенита после растворения карбидов ниобия и учитывать состав и схему расположения оборудования.

Статическая рекристаллизация при горячей прокатке экономнолегированной стали, микролегированной ниобием, при общем снижении содержания легирующих элементов является основным механизмом измельчения структуры при температурах выше 1100°С, который реализуется на высокотемпературной стадии прокатки. При температуре ниже 1100°С для сохранения эффективности измельчения аустенитных зерен за счет рекристаллизации стали с ниобием необходимо увеличивать долю суммарного обжатия на высокотемпературной стадии прокатки, кроме того, добавление ниобия расширяет температурный интервал, в котором внутри аустенитных зерен развивается фрагментированная структура деформационного происхождения, и делает более актуальным исследование фрагментации аустенита в условиях горячей прокатки [88]. При дальнейшем понижении температуры деформации ниже температуры рекристаллизации на завершающей стадии прокатки для аустенита характерны деформированные зерна вследствие наклепа, внутри которых развивается деформационная структура с малоугловыми границами.

Однако возможности управления структурой сталей в технологических операциях далеко не исчерпаны [90, 91, 92]. Так, в частности, для низколегированных сталей показана возможность управления формированием субзеренной структуры при контролируемом распределении деформации между последовательными обжатиями в процессе горячей пластической деформации ниже температуры рекристаллизации [28, 93]. Для стали 10ХН2МДБ при дальнейшем понижении температуры деформации ниже температуры статической рекристаллизации на завершающей стадии прокатки для аустенита характерны деформированные зерна вследствие наклепа, внутри которых при деформации развивается субструктура с разориентировками на дислокационных границах не менее 5°.

В связи с этим, при закалке с прокатного нагрева необходим правильный выбор параметров деформации листового проката перед закалкой, в противном случае в сочетании с неудовлетворительным металлургическим качеством стали это может привести к получению крайне низких показателей хладостойкости в листовом прокате толщиной 40-60 мм [94], например, вследствие значительного наклепа.

В настоящей главе представлены результаты исследования условий формирования квазиоднородной структуры и свойств в стали марки 10ХН2МДБ после закалки с прокатного нагрева с отпуском, полученные совместно с соавторами, анализ результатов которых выполнен автором [95], а также разработки и промышленного опробования новой технологии

производства листового проката толщиной до 40 мм, обеспечивающих получение высокой прочности при сохранении требуемых вязко-пластических свойств и сопротивления хрупкому разрушению.

4.1 Исследование влияния термодформационных режимов горячей пластической деформации на структуру стали марки 10ХН2МДБ

На пластометрическом комплексе «GLEEBLE 3800» были опробованы 6 режимов высокотемпературной термомеханической обработки с варьированием термодформационных параметров на завершающей стадии прокатки, основанные на закономерностях, установленных в 3 главе.

Для имитационного моделирования схем горячей пластической обработки на завершающей стадии прокатки образцы $\varnothing 10 \times 15$ мм подвергали обработке по следующему режиму: нагрев со скоростью $1^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры аустенитизации 1050°C , выдержка 10 минут, охлаждение до температуры деформации со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$, выдержка перед деформацией 5 с и деформация сжатием за 9 проходов, относительная деформация за проход составляла 13% и выполнялась при постоянных температурах 950°C или 1000°C (вблизи и несколько ниже температуры статической рекристаллизации), а также по убывающему и возрастающему температурным режимам (режимы 1-6), которые могут быть характерны для завершающей стадии прокатки:

1. постоянная температура 950°C ;
2. постепенное снижение температуры деформации от 950°C до 854°C ;
3. постепенное повышение температуры деформации от 950°C до 1046°C ;
4. постоянная температура 1000°C ;
5. постепенное снижение температуры деформации от 1000°C до 904°C ;
6. постепенное повышение температуры деформации от 1000°C до 1096°C .

По завершении обработки все образцы охлаждали сжатым воздухом со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$.

Основной структурной составляющей образцов после моделирования термодформационных режимов 1-6 является бейнит, см. рисунок 3.6.2, который образуется в широком температурном интервале и отличается многообразием морфологических форм, рисунок 4.1.1.

Металлографические исследования показывают, что после деформации аустенита при постоянной температуре 1000°C в стали сформировалась бейнитная структура преимущественно речной морфологии и небольшая доля речного мартенсита, доля глобулярного бейнита не превышает 15 %, следы деформации отсутствуют, рисунок 4.1.1 б.

Деформация аустенита по убывающему температурному графику $1000 \rightarrow 904^\circ\text{C}$ вносит существенные изменения в превращенную структуру - доля глобулярного бейнита составляет около 50 %, рисунок 4.1.1 в. После деформация по возрастающему температурному графику $1000 \rightarrow 1096^\circ\text{C}$ в аустените формируется крупнозернистая структура, превращение которой ведет к образованию бейнитно-мартенситной микроструктуры преимущественно речной морфологии ($\sim 95\%$, рисунок 4.1.1 а).

Наиболее низкие значения твердости наблюдаются после деформации при 1000°C и при повышающейся температуре – 478 и 501 HV соответственно. При понижении температуры деформации твердость незначительно повышается – до 513 HV.

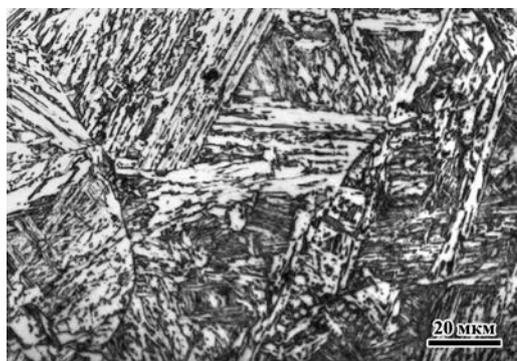
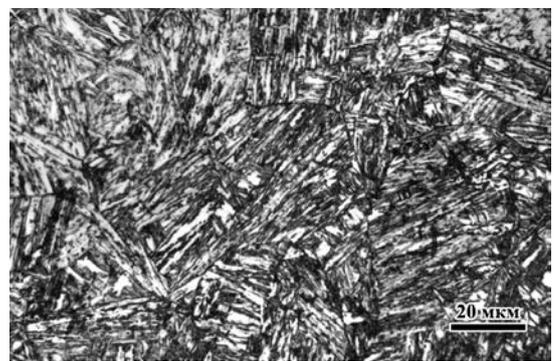
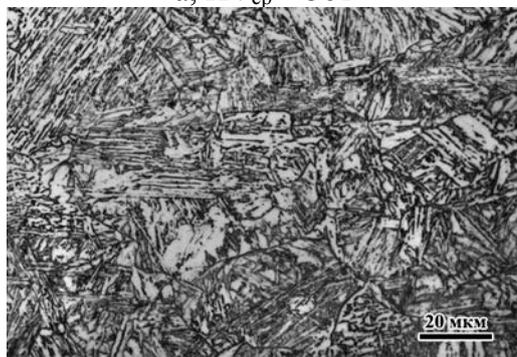
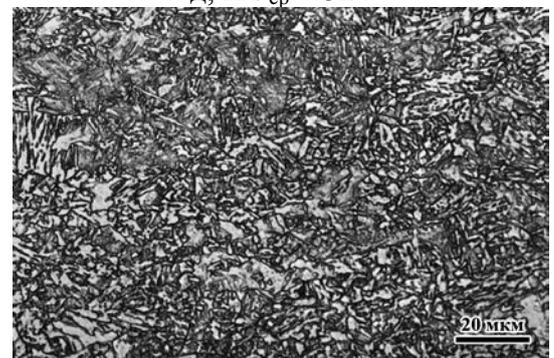
а, $HV_{cp} = 501$ г, $HV_{cp} = 528$ б, $HV_{cp} = 478$ д, $HV_{cp} = 524$ в, $HV_{cp} = 513$ е, $HV_{cp} = 476$

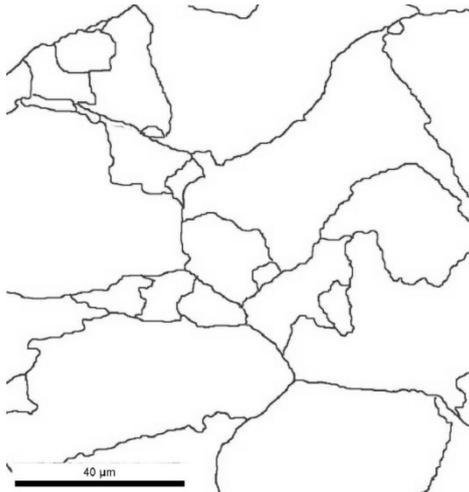
Рисунок 4.1.1 – Структура образцов из стали 10ХН2МДБ, подвергнутых горячей пластической деформации вблизи температуры 1000°C (а-в) и 950°C (г-е) по повышающемуся температурному режиму (а, г), при постоянной температуре (б, д) и понижающемуся температурному режиму (в, е). HV_{cp} – средние значения микротвердости.

После деформации аустенита при постоянной температуре 950°C основной структурной составляющей стали является бейнит речной морфологии, доля речного мартенсита незначительна, доля глобулярного бейнита не превышает 20%, рисунок 4.1.1 д, среднее значение размера зерна аустенита составляет 16-17 мкм.

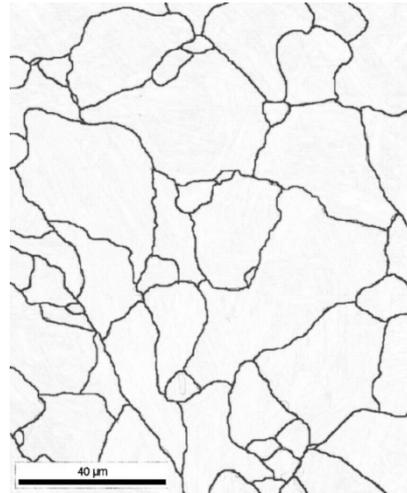
По сравнению с деформацией при постоянной температуре 1000°C структура более равномерная, твердость возросла до 524 HV. Деформация по возрастающему температурному графику 950→1046°C не приводит к существенному изменению структуры: средний размер зерна аустенита соответствует 15 мкм, рисунок 4.1.1 г. Деформация аустенита по убывающему температурному графику 950→854°C снижает долю речной составляющей, рисунок 4.1.1 е, в стали формируется преимущественно глобулярный бейнит (~ 95 %), средний размер зерна аустенита составляет 7-8 мкм. Изменение морфологии бейнита с речной на гранулярную способствует понижению твердости стали от 524 до 476 HV.

На микротвердость образцов после обработок (см. на рисунок 4.1.1) оказывают влияние два конкурирующих фактора: формирование крупных зерен нерекристаллизованного аустенита, что способствует увеличению твердости за счет повышения прокаливаемости в мартенситной области и формирования речного бейнита, и наличие мелких рекристаллизованных аустенитных зерен, в пределах которых формируется после охлаждения гранулярный бейнит, характеризующийся более низкой твердостью. Наиболее высокие значения микротвердости (524-528 ед.) наблюдаются после деформации от 950°C при постоянной или при повышающейся температуре, что следует, по-видимому, связать с формированием развитой субзеренной структуры.

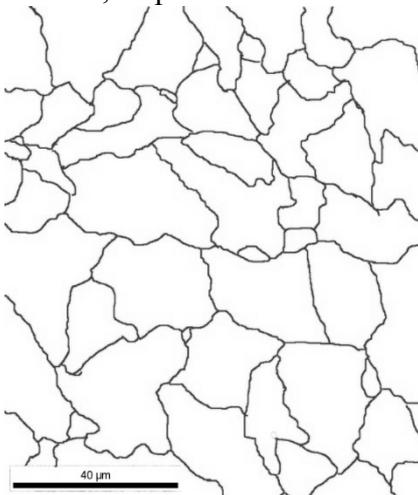
Анализ восстановленных поликристаллических структур аустенита, рисунок 4.1.2, показал следующее. При постоянной температуре деформации 1000°C средний размер аустенитных зерен составил 14 мкм, тогда как постепенное повышение температуры до 1096°C привело к увеличению этого размера до 20 мкм, а постепенное снижение температуры деформации – к уменьшению среднего размера до 10 мкм. При этом в структуре наблюдается существенная разнотерность, особенно после деформации от 1000°C по возрастающему температурному режиму: размер зерен составляет от 3 до 52 мкм. Большой разброс размеров зерен наблюдается также после деформации по убывающему температурному режиму (2-34 мкм), после деформации при постоянной температуре 1000°C разброс несколько меньше (2-30 мкм), рисунок 4.1.2. Наиболее мелкое зерно (7-8 мкм) формируется после деформации вблизи температуры 950°C при убывающем температурном режиме. После деформации при постоянной температуре 950°C или по повышающемуся температурному режиму наблюдается разнотерность.



а, Дср.а.з.=20 мкм



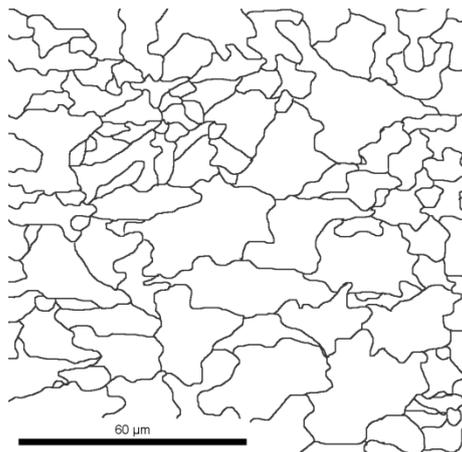
г, Дср.а.з.=15-16 мкм



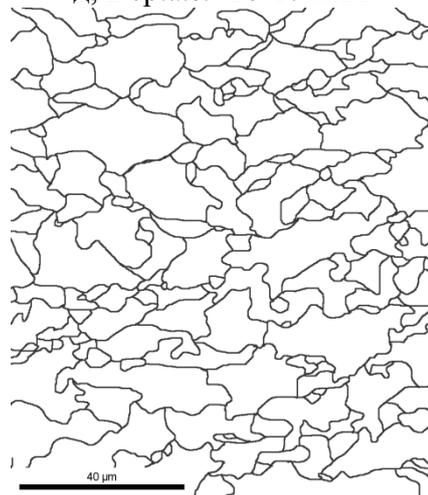
б, Дср.а.з.=14 мкм



д, Дср.а.з.=16-17 мкм



в, Дср.а.з.=10 мкм



е, Дср.а.з.=7-8 мкм

Рисунок 4.1.2 – Восстановленные границы бывших аустенитных зерен для образцов из стали 10ХН2МДБ, подвергнутых горячей пластической деформации вблизи температуры 1000°C (а-в) и 950°C (г-е) по повышающемуся температурному режиму (а, г), при постоянной температуре (б, д) и понижающемуся температурному режиму (в, е).

Анализ спектра разориентировок в образцах, обработанных по заданным режимам 1-6, показал следующее, рисунок 4.1.3. Если деформация аустенита завершается выше температурного порога его рекристаллизации (режимы 3, 4, 6), то при последующем превращении в полной мере проявляются характерные ориентационные соотношения, присущие речному бейниту, рисунок 4.1.3 а, б, г, в частности, преобладание большеугловых (в интервале от 50 до 62,5°) границ блоков внутри пакетов.

Вышеупомянутые закономерности нарушаются, если деформация аустенита завершается ниже температурного порога его рекристаллизации (режимы 1, 2, 5). При этом аустенит оказывается сильно наклепанным, а в его зернах, согласно [96], наблюдается выраженная неоднородность ориентации решетки. Результатом такой неоднородности сильнодеформированных зерен аустенита является, в частности, заполнение интервала 20° - 50° в спектре разориентировок для превращённой структуры, рисунок 4.1.3 в, д, е.

Анализ восстановленных границ блоков α -фазы, основанный на ориентационном соотношении между исходными зернами и возникающими в них кристаллами новой фазы [81], подтвердил вышесказанное, рисунок 4.1.4. Чем сильнее наклепан аустенит, т.е. чем ниже температура завершения деформации, тем больше изменяется морфология бейнита, увеличивается доля гранулярного бейнита.

После завершения деформации аустенита при температуре 854°C (режим 2) средний размер структурного элемента превращенной структуры составляет 5,6 мкм, рис. рисунок 4.1.4 е, структура полностью глобулярная, мелкодисперсная, рисунок 4.1.1 е. После завершения деформации аустенита при температуре 1096°C (режим 6), в превращенной структуре преобладает бейнит речной морфологии со средним размером структурного элемента 10,2 мкм, рисунок 4.1.4 а.

После деформации аустенита по повышающемуся температурному режиму от 1000°C в превращенной структуре доля (относительная протяженность) малоугловых границ элементов структуры составляет 15%, пик распределения углов разориентировок приходится на 8-10°, рисунок 4.1.3 а. Следует отметить, что основная доля малоугловых границ принадлежит границам между блоками, принадлежащим разным пакетам [96]. Средний размер структурного элемента (при угле толерантности 5°) составляет 10,2 мкм, рисунок 4.1.4 а, при этом менее 33 % элементов структуры имеют размер меньше 5 мкм.

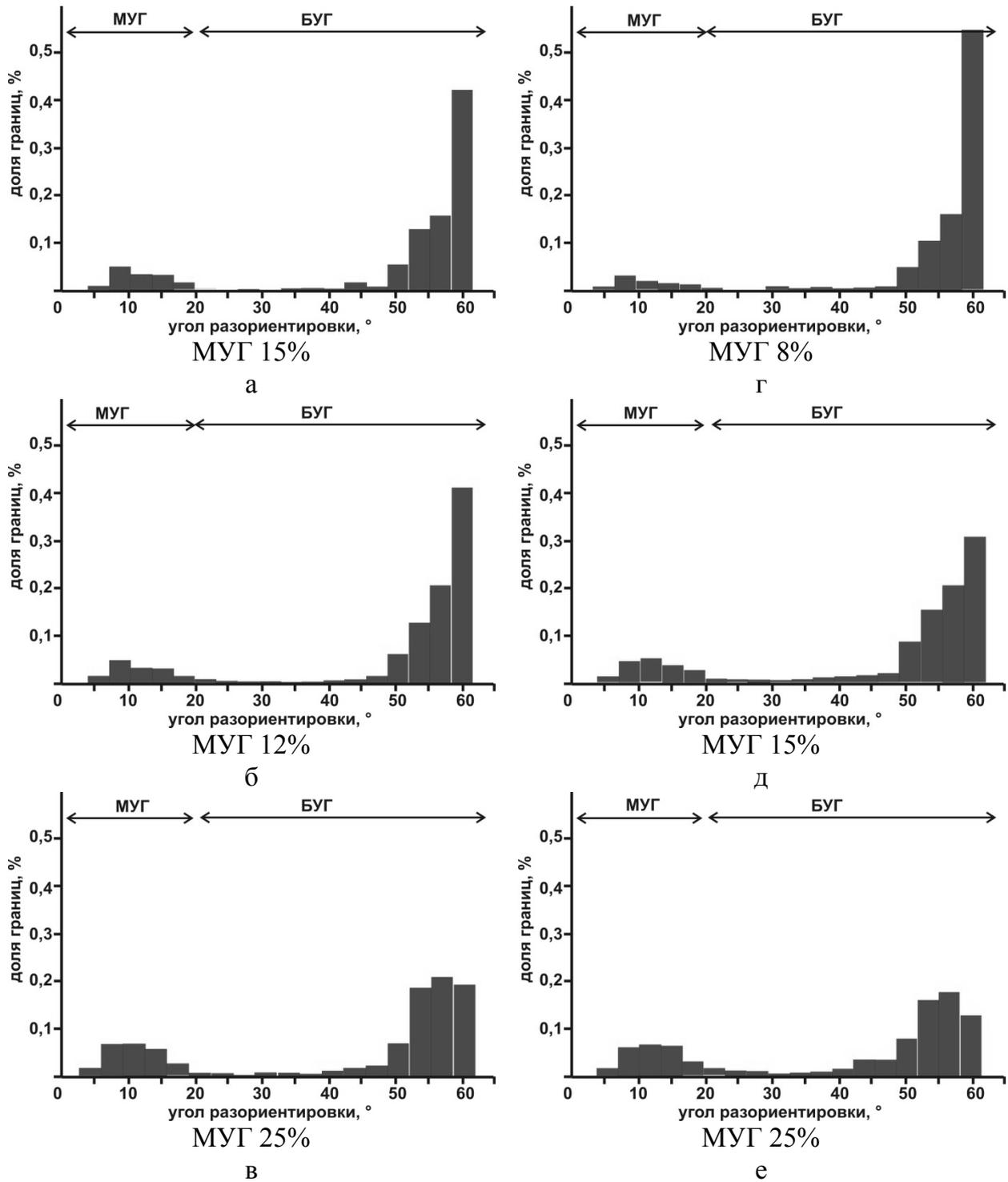
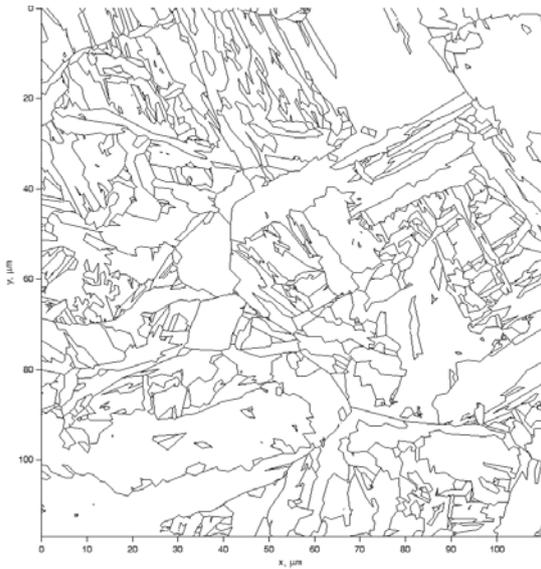
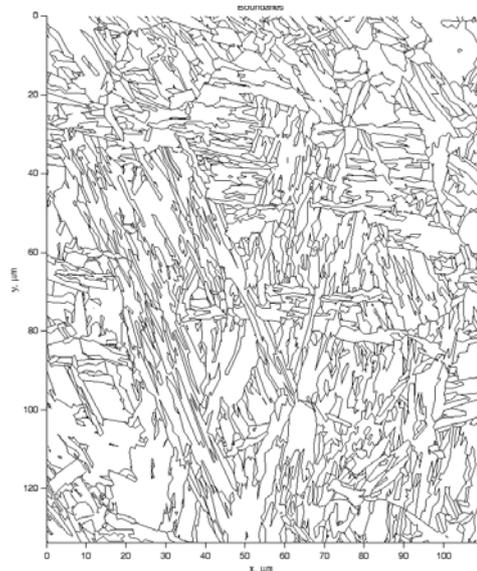


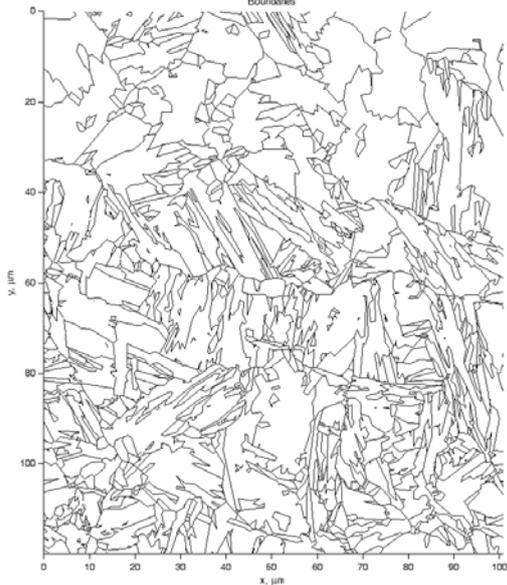
Рисунок 4.1.3 – Спектр разориентировок между структурными элементами для образцов из стали 10XN2MD6, подвергнутых горячей пластической деформации вблизи температуры 1000°C (а-в) и 950°C (г-е) по повышающемуся температурному режиму (а, г), при постоянной температуре (б, д) и понижающемуся температурному режиму (в, е) и ускоренному охлаждению со скоростью 10°C/сек, при угле толерантности 5°.



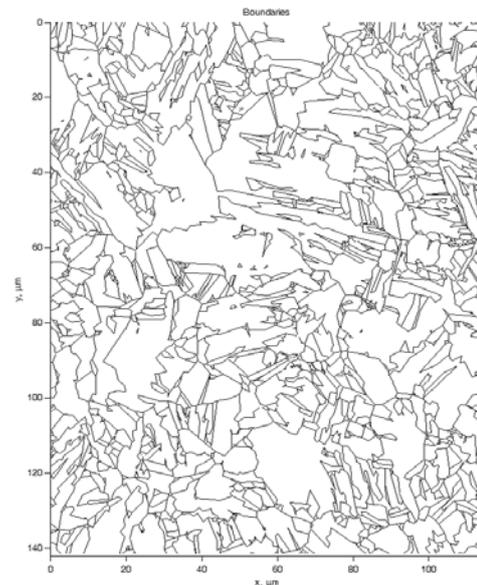
а, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=10,2$ мкм



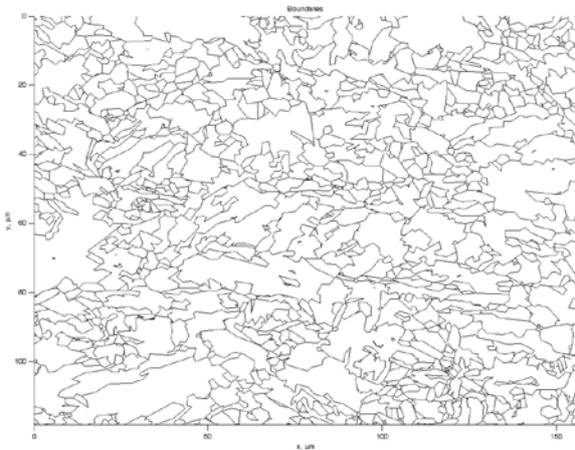
г, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=6,9$ мкм



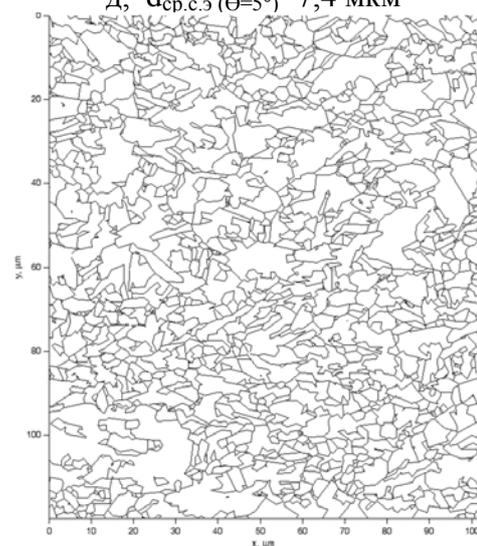
б, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=7,5$ мкм



д, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=7,4$ мкм



в, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=7,7$ мкм



е, $d_{\text{ср.с.э}}(\theta=5^\circ)=5,6$ мкм

Рисунок 4.1.4 – Восстановленные границы блоков α -фазы для образцов из стали 09ХН2МДБ, подвергнутых горячей пластической деформации вблизи температуры 1000°C (а-в) и 950°C (г-е) по повышающемуся температурному режиму (а, г), при постоянной температуре (б, д) и понижающемуся температурному режиму (в, е).

Деформация аустенита при постоянной температуре 1000°C приводит к измельчению элементов превращенной структуры (средний размер составляет 7,5 мкм). Формируется наибольшая доля (~47 %) структурных элементов размером меньше 5 мкм. По сравнению с повышающимся температурным режимом доля (относительная протяженность) малоугловых границ элементов структуры понизилась до 12 %.

После деформации аустенита по понижающемуся температурному режиму от 1000°C в превращенной структуре формируется 25 % малоугловых границ, рисунок 4.1.3 в, что связано с повышением доли глобулярного бейнита и хорошо согласуется с данными микроструктурного анализа. Средний размер структурного элемента изменяется по сравнению с постоянной температурой деформации незначительно – до 7,7 мкм, доля структурных элементов размером меньше 5 мкм составляет 41 %.

После деформации аустенита по повышающемуся температурному режиму от 950°C в превращенной структуре формируется 8 % малоугловых границ, рисунок 4.1.3 г. Уменьшение протяженности малоугловых границ связано с формированием при заданном охлаждении бейнита речной морфологии, в котором доминируют внутрипакетные большеугловые границы между блоками. Средний размер структурного элемента составляет 6,9 мкм, при этом ~55 % элементов структуры имеют размер меньше 5 мкм.

Деформация аустенита при постоянной температуре 950°C приводит к формированию преимущественно речной бейнитной структуры со средним размером структурного элемента 7,4 мкм и долей малоугловых границ 15 %. Доля структурных элементов размером меньше 5 мкм составляет ~50 %.

Деформация аустенита по понижающемуся температурному режиму от 950°C приводит к увеличению доли малоугловых границ до 25 % и более значительному измельчению элементов превращенной структуры (средний размер составляет 5,6 мкм). Доля структурных элементов размером меньше 5 мкм составляет ~55 %.

Таким образом, установлено, что после деформации в аустенитной области на завершающей стадии прокатки при постоянной температуре 950°C и последующего охлаждения со скоростью 10°C/сек, характерной для охлаждения листового проката толщиной 40-50 мм в промышленных условиях, формируется преимущественно бейнитная структура со средним размером зерна аустенита 16 мкм, при этом средний размер структурного элемента (блока) составляет 7,4 мкм, субзерен размером менее 5 мкм в структуре около 40-50 %, доля (относительная протяженность) малоугловых границ составляет 15 %.

Для завершающей стадии прокатки предложена схема при постоянной 950°C температуре с величиной относительной деформации не менее 12-13% за проход.

На основе результатов моделирования были разработаны температурно-деформационные схемы прокатки для опытно-промышленного производства листового проката с использованием технологии закалки с прокатного нагрева с высоким отпускком, гарантирующие однородность и дисперсность конечной (превращенной) бейнитной и мартенситно-бейнитной структуры, формирующейся из мелкозернистого аустенита.

4.2 Изготовление опытно-промышленных партий стали марки 10ХН2МДБ и оценка работоспособности листового проката

Разработанные режимы были реализованы при изготовлении листового проката в промышленных условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь».

В качестве исходных заготовок для изготовления опытно-промышленной партии листового проката использовали кованные брамы производства ООО «ОМЗ-Спецсталь». Нагрев под прокатку проводили в камерных нагревательных печах с выкатным подом, отапливаемых газом. Прокатку осуществляли на одноклетьевом реверсивном стане «Кварто-5000» в ЛПЦ-3 ПАО «Северсталь».

Прокатку листов производили по типовой схеме обжатий - в первых 2-4 проходах прокатка вдоль оси заготовки, далее разбивка ширины прокаткой «на угол» и поперек оси заготовки до требуемой ширины раската. В процессе прокатки производили подстуживание в течение 4-5 минут на рольганге при толщине раската, втрое превышающей окончательную толщину листа, для обеспечения протекания статической рекристаллизации аустенита.

На чистовой стадии прокатки, при которой продольной прокаткой получали окончательные размеры листа, деформация за проход составляла не менее 10%. Температура конца прокатки составляла 950°C. Фактические графики прокатки листов толщиной 25 и 40 мм представлены на рисунке 4.2.1.

Непосредственно после прокатки листовой прокат толщиной 25 мм закаливали в установке контролируемого охлаждения (УКО), листовой прокат толщиной 40 мм закаливали в баке с водой. Не позднее чем через 40 минут после окончания охлаждения листы подвергали предварительному отпуску в камерных печах с выкатным подом. Окончательный отпуск проводили при температуре 630-640°C в течение 8-8,5 часов.

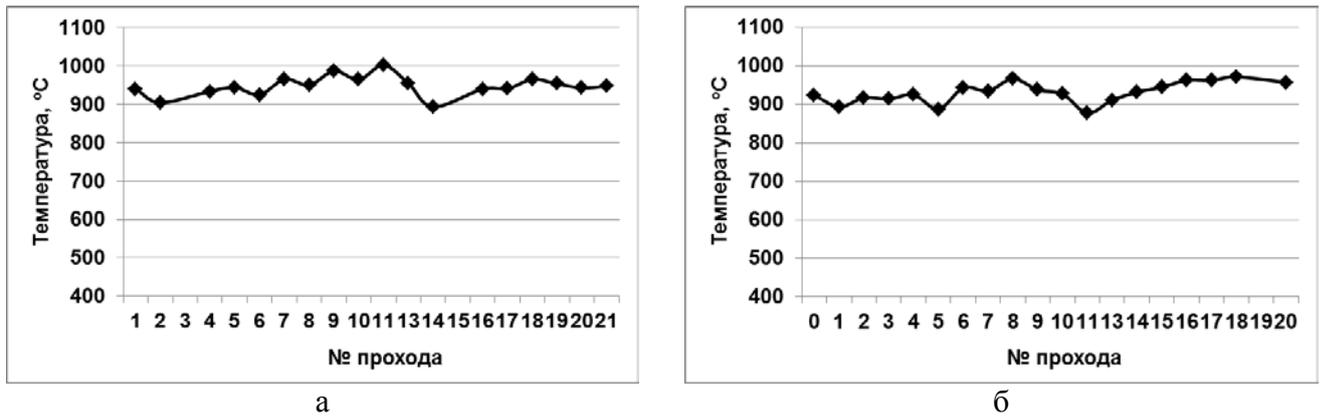


Рисунок 4.2.1 - Фактические температурные параметры прокатки листов толщиной 25 мм (а) и 40 мм (б).

Механические свойства опытно-промышленной партии листового проката из стали марки 10ХН2МДБ толщиной 25-40 мм представлены в таблице 4.2.1.

Таблица 4.2.1 – Механические свойства опытной стали марки 10ХН2МДБ

№ проката	Толщина, мм	Место отбора	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KV ⁻⁴⁰ , Дж			Вид излома
53707	25	В	834 818	758 755	19,7 21,8	65,4 68,1	111,2	91,4	102,5	1-2-1
		Н	821 808	753 750	19,6 20,6	66,6 70,3	144,7	153,4	146,9	1-2-1
53708	40	В	822 838	750 760	19,7 20,9	67,6 66,8	139,2	132,0	96,0	1-2-1
		Н	818 830	750 755	21,2 20,2	71,5 71,7	115,8	110,4	132,6	1-3-1
Требования ТУ24.10.35-183-07516250-2017			800-970	>750	>15	>55	>80			2-3-2

Механические свойства изготовленного проката отличаются сочетанием высокой прочности (величина предела текучести 750-760 МПа), пластичности (относительное удлинение не менее 19%) и вязкости (значения работы удара на образцах с острым надрезом при температуре минус 40°C 91-147 Дж).

На рисунке 4.2.2 приведены фотографии типичных участков микроструктуры образцов опытных партий стали марки 10ХН2МДБ.

Микроструктура после закалки с прокатного нагрева и последующего высокого отпуска представляет собой преимущественно отпущенную речную мартенситно-бейнитную структуру, содержание бейнита гранулярной морфологии не превышает 10%. Структура однородная и равномерная, среднее значение размера зерна аустенита составляет 20-30 мкм.

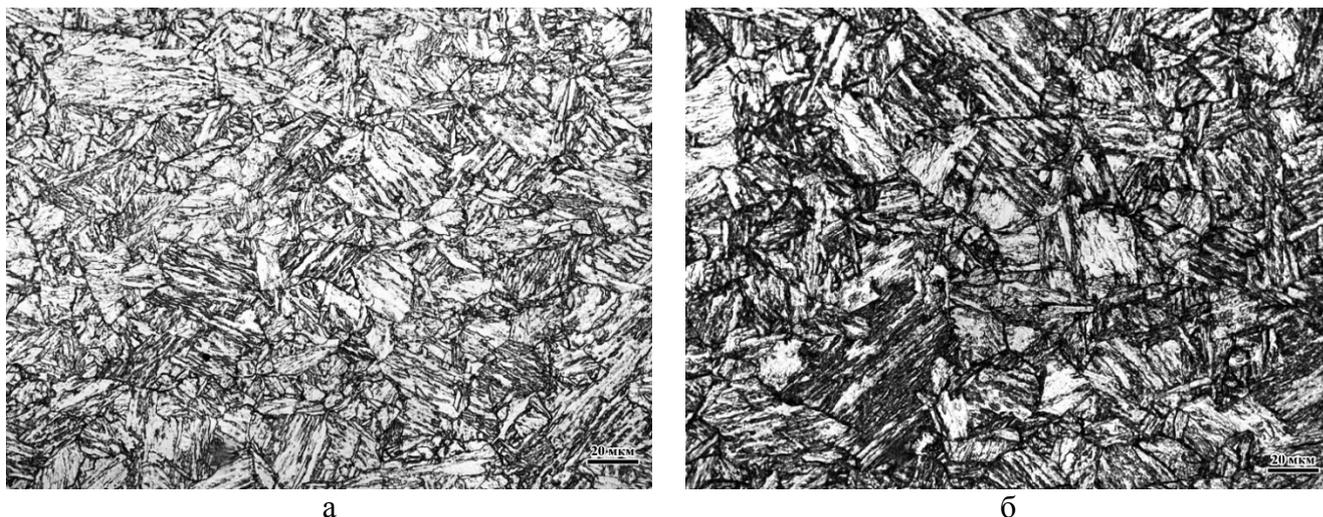


Рисунок 4.2.2 – Микроструктура образцов из стали марки 10ХН2МДБ толщиной 25 мм (а) и 40 мм (б) после закалки с прокатного нагрева и отпуска

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, изготовленных из образцов после механических испытаний показало, что сталь марки 10ХН2МДБ имеет преимущественно реечную мартенситно-бейнитную структуру. Основными компонентами структуры являются реечный (РБ), реечный мартенсит (РМ), мартенсит самоотпуска (МС) и гранулярный бейнит (ГБ), рисунок 4.2.3.

Ширина реек бейнита около 0,19 мкм, плотность дислокаций составила $2,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, рисунок 4.2.3 а, г. На границах реек обнаружены карбидные частицы округлой или слегка вытянутой формы размером 70 нм. Кроме реечного бейнита и мартенсита в структуре листа встречается мартенсит самоотпуска с характерными вытянутыми частицами, расположенными в трёх кристаллографически эквивалентных направлениях, рисунок 4.2.3 б, д. Ширина пластин мартенсита самоотпуска не более 1,6-1,8 мкм, плотность дислокаций - $(2,1-2,9) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Средний размер карбидов самоотпуска около 47 нм, объёмная плотность этих частиц составила $1,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$. В структуре листа обнаружено до 10% гранулярного бейнита. Эта структурная составляющая представляет собой фрагментированные области α -фазы. Размер фрагментов около 0,6 мкм, плотность дислокаций - $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. В гранулярном бейните обнаружены карбидные частицы средним размером 23 нм объёмной плотностью $2,2 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$, рисунок 4.2.3 в, е.

Металлографический анализ структуры листового проката из стали марки 10ХН2МДБ показал высокую степень воспроизводимости результатов моделирования на установке «GLEEBLE 3800» в части формирования необходимой структуры в промышленных условиях.

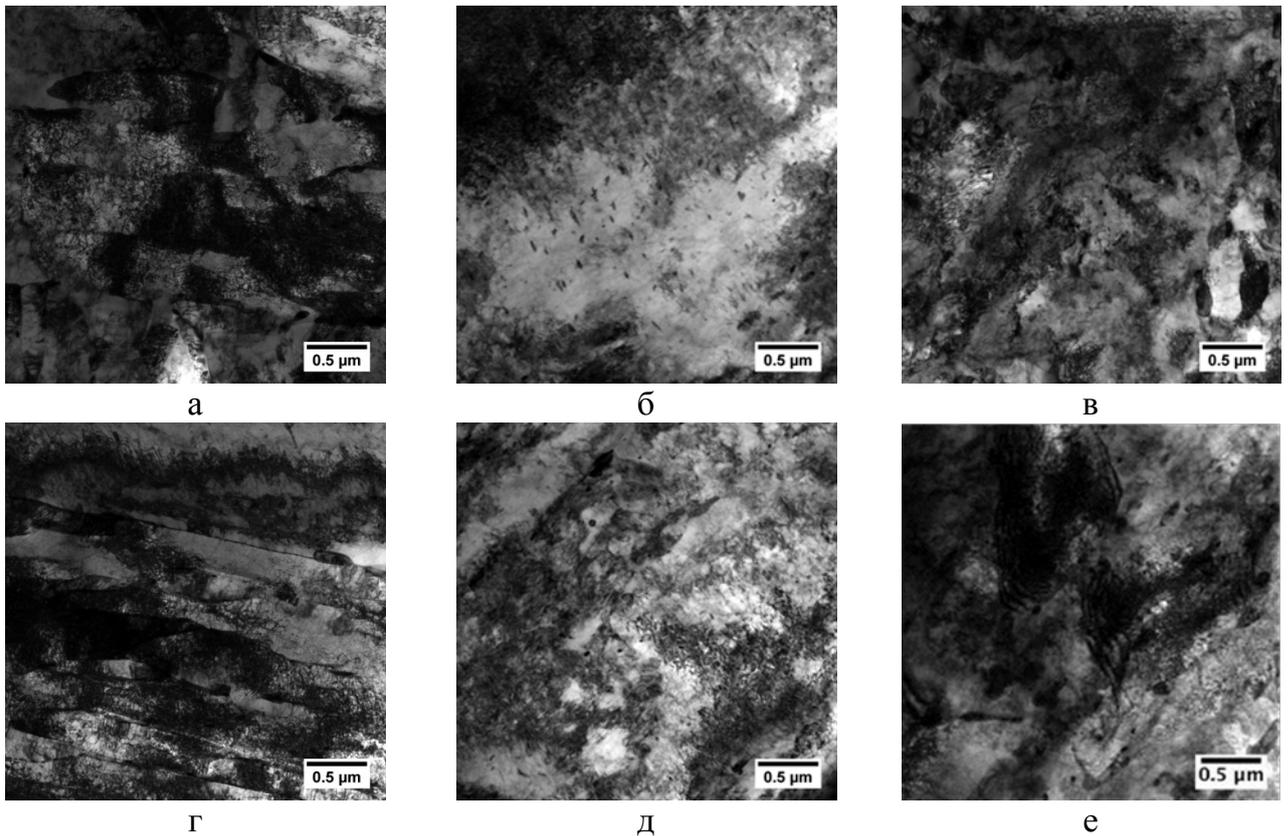


Рисунок 4.2.3 - Структура образцов из стали марки 10XН2МДБ толщины 25 мм (а-в) и 40 мм (г-е) после закалки с прокатного нагрева и отпуска: а, г – реечный бейнит; б, д – мартенсит самоотпуска; в, е – гранулярный бейнит

Анализ спектра разориентировок, рисунок 4.2.4, показал, что после прокатки по разработанным режимам и последующего превращения наблюдаются ориентационные соотношения, характерные для реечного бейнита, в частности преобладание большеугловых (в интервале от 50 до 62,5°) границ блоков внутри пакетов. Это косвенно подтверждают формирование субзеренной структуры на завершающей стадии прокатки, гарантирующей однородность и дисперсность конечной (превращенной) бейнитной и мартенситно-бейнитной структуры.

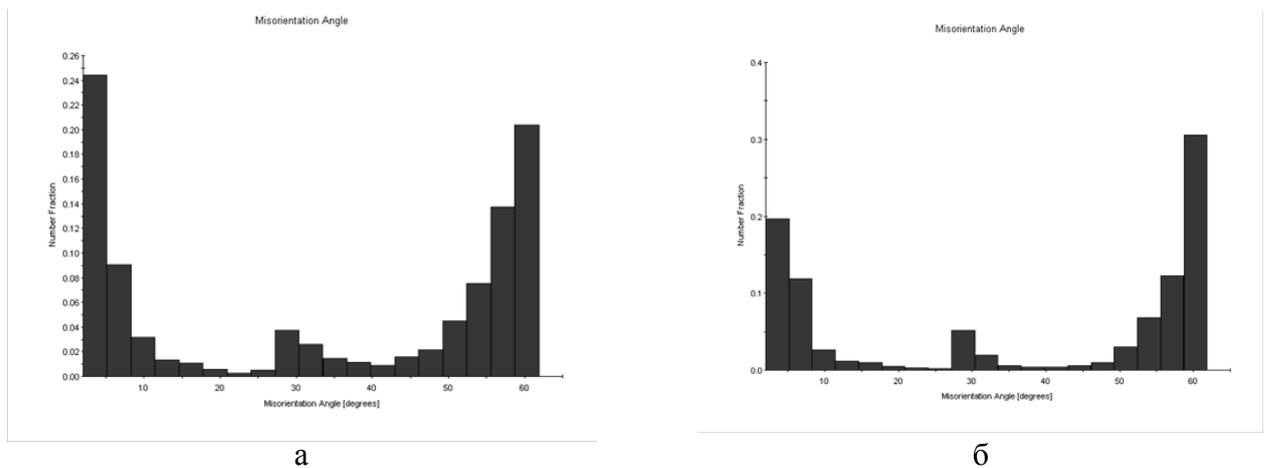


Рисунок 4.2.4 – Спектр разориентировок между структурными элементами образцов из стали 10XН2МДБ толщины 25 мм (а) и 40 мм (б), подвергнутых горячей пластической деформации, при угле толерантности 5°

Для подтверждения стабильности свойств, требуемых характеристик прочности и трещиностойкости при статическом и динамическом нагружениях, коррозионной стойкости и коррозионно-механической прочности листового проката, а также технологичности проведены комплексные испытания в соответствии с методиками, изложенными в главе 2:

- определение механических характеристик на гладких цилиндрических образцах, а также работы удара высокопрочной стали на образцах с острым надрезом (образцы Шарпи) в интервале температур $+20^{\circ}\text{C} \div -80^{\circ}\text{C}$, в том числе по площади листов, вдоль и поперёк проката;
- оценка вида излома технологических проб;
- определение критических температур хрупкости T_k и T_{kb} ;
- определение коррозионно-механической прочности.

Испытания были проведены в аккредитованной испытательной лаборатории «Промтест» НИЦ «Курчатовский институт – ЦНИИ КМ «Прометей». Испытания листового проката, изготовленного по разработанной технологии, показали, что прочностные характеристики удовлетворяют требованиям к сталям данных категорий прочности, таблица 4.2.3.

Сталь марки 10ХН2МДБ имеет высокий уровень работы удара в температурном диапазоне плюс 20 – минус 80 $^{\circ}\text{C}$, рисунок 4.2.5, и по этим параметрам, а также по виду излома технологических проб, рисунок 4.2.6, полностью соответствует требованиям, предъявляемым к высокопрочным сталям.

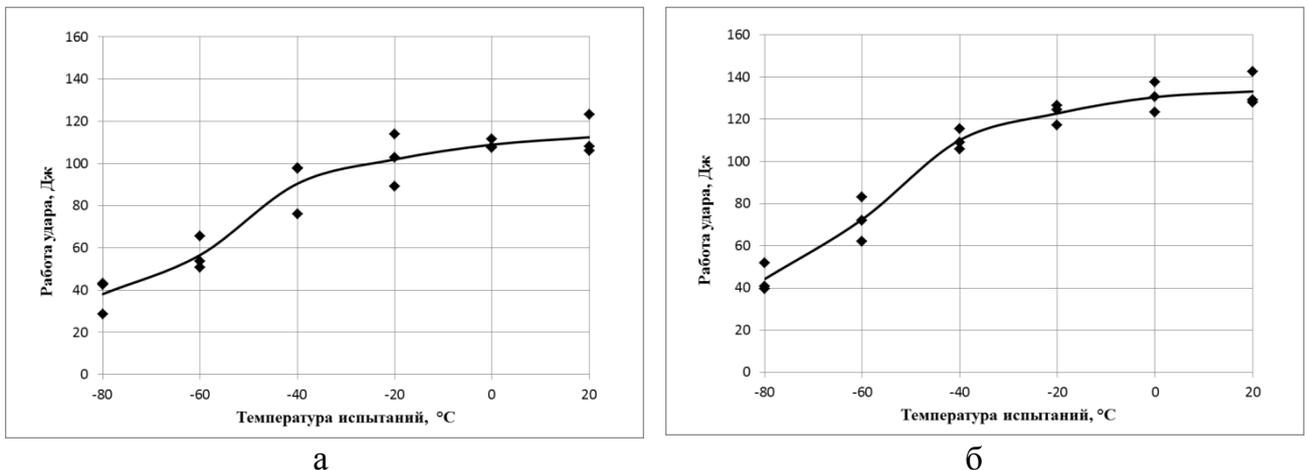


Рисунок 4.2.5 - Зависимость работы удара от температуры испытаний образцов из стали марки 10ХН2МДБ толщиной 25 мм (а) и толщиной 40 мм (б)

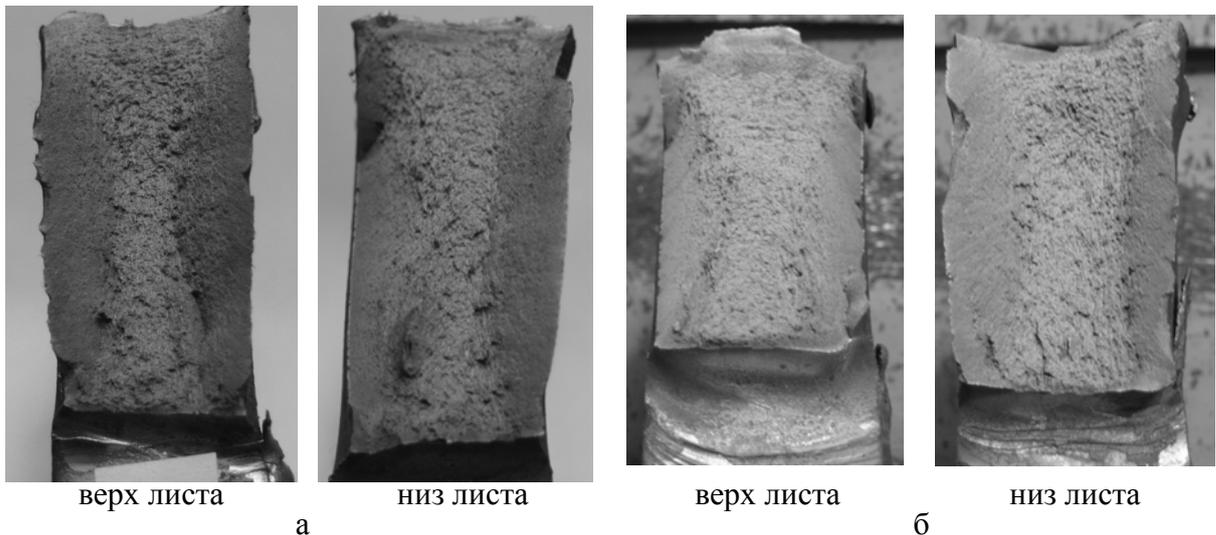


Рисунок 4.2.6 – Вид излома технологических проб полной толщины стали марки 10ХН2МДБ толщиной 25 мм (а) и толщиной 40 мм (б)

Определение критических температур хрупкости проведено:

- при динамическом нагружении по критерию поглощенной энергии при разрушении образцов типа Шарпи с острым надрезом, вырезанных в продольном и поперечном направлении (T_k);
- при статическом нагружении технологических проб толщиной, равной толщине листа ($T_{кб}$);
- при динамическом нагружении образцов с предварительно нанесенной хрупкой наплавкой с концентратором напряжений (NDT).

Критические температуры хрупкости стали приведены в таблице 4.2.2.

Таблица 4.2.2 - Критические температуры вязко-хрупкого перехода

№ проката	Толщина, мм	T_k , °C	$T_{кб}$, °C	NDT, °C
53707	25	ниже -60	-60	-80
53708	40	ниже -60	-55	-75

Сопrotивляемость хрупким разрушениям также оценивали по критерию критического раскрытия трещины - способности материала обеспечивать торможение развития трещины (CTOD). Определение CTOD основного металла проводили на листах толщиной 25 мм и 40 мм, результаты представлены в таблице 4.2.3. Изготовленный листовой прокат имеет высокую трещиностойкость до температур минус 40°C.

Таблица 4.2.3 – Величина CTOD для основного металла

Толщина, мм	Температура испытания, °С	Среднее значение CTOD, мм
25	-40	0,16
40	-40	0,15

Коррозионно-механическая прочность стали марки 10ХН2МДБ, изготовленной по разработанной технологии, удовлетворяет предъявленным требованиям, таблица 4.2.4, 4.2.5.

При испытании склонности к коррозионному растрескиванию методом консольного изгиба со ступенчато возрастающей нагрузкой были определены разрушающие напряжения в 3,5% растворе NaCl и на воздухе. Оценка склонности стали к коррозионному растрескиванию проводится по отношению средних арифметических значений номинальных разрушающих напряжений для образцов каждой из серий. Сталь считается не склонной к коррозионному растрескиванию в данных условиях испытаний, если выполняется отношение:

$$\beta_{\sigma} = \sigma_{scc} / \sigma_c > 0,85 \quad (4.1)$$

Таблица 4.2.4 - Результаты сравнительных испытаний стали марки 10ХН2МДБ на коррозионное растрескивание при консольном изгибе.

№ проката	Толщина, мм	Условия испытаний	P _f , кг	l, мм	σ _c (σ _{scc}) МПа	σ _{среднее} МПа	$\frac{\beta_{\sigma}}{\sigma_c}$
53708	40 мм	воздух	65,50	2,331	1546	-	-
		3,5% NaCl	57,34	2,965	1576	1540	0,996
			56,34	2,845	1504		

При определении склонности к коррозионному растрескиванию методом медленного одноосного растяжения испытывали гладкие цилиндрические образцы деформировали растяжением с низкой скоростью деформации в 3,5% растворе NaCl. Значения относительных удлинений и сужений в среде и на воздухе практически одинаковы. Образцы разрушились вязко, с утяжкой, трещины на рабочей поверхности отсутствуют.

Таблица 4.2.5 – Результаты сравнительных испытаний стали марки 10ХН2МДБ на коррозионное растрескивание методом медленного одноосного растяжения

№ проката	Толщина, мм	Испытательная среда	σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	δ, %	Ψ, %	δ _{сред./} δ _{возд.}	Ψ _{сред./} Ψ _{возд.}
53708	40 мм	воздух	769	807	13,4	68,0	-	-
		3,5% NaCl	765	825	13,6	66,5	1,01	0,98

Таким образом, приведенные выше исследования показали высокий уровень физико-механических и специальных характеристик металла, изготовленного по разработанной

технологии, за счет формирования однородной дисперсной мартенситно-бейнитной структуры. На поставку стали разработаны технические условия «Прокат толстолистовой из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа. ИНДЕКС «СТАЛЬ 750».

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 4

1. Установлено влияние режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на формирование структуры низкоуглеродистой легированной стали после закалки с прокатного нагрева. Показано, что если дробная прокатка на завершающей стадии проводится при повышающейся температуре и завершается выше температурного порога рекристаллизации аустенита, то формируется крупнозернистая аустенитная структура. При последующем ее превращении в полной мере проявляются ориентационные соотношения, характерные для речного бейнита; в частности, внутри пакетов преобладают большеугловые границы между блоками, но твердость такой крупнозернистой структуры невысока. При понижающихся температурах прокатки и ее завершении ниже температуры рекристаллизации на 50-70°C для структуры аустенита характерны более мелкие деформированные зерна, внутри которых формируется деформационная субструктура с малоугловыми границами. При дальнейшем понижении температуры завершения деформации, на 70-100°C ниже температурного порога рекристаллизации аустенита, и, соответственно, с повышением плотности дислокаций в аустените, увеличивается доля гранулярного бейнита и снижается твердость.

2. Установлено, что после деформации стали 10ХН2МДБ в аустенитной области при постоянной температуре 950°C формируется мелкозернистая аустенитная структура со средним размером зерна 16 мкм. После охлаждения со скоростью 10°C/сек превращенная мартенситно-бейнитная структура характеризуется преимущественно речным строением со средним размером структурного элемента (блока) 7,4 мкм, и примерно 40-50 % структурных элементов размером менее 5 мкм; при этом относительная протяженность малоугловых границ составляет 15 %. Структура речного бейнита с преобладанием большеугловых границ между пакетами и блоками, возникающая при превращении мелкозернистого аустенита, затрудняет распространение трещин за счет их торможения на границах раздела.

3. Для прогнозирования структуры и механических свойств низкоуглеродистой высокопрочной экономнолегированной стали в зависимости от температурных режимов горячей пластической деформации при имитационном моделировании на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800 предложен комплексный подход к оценке микроструктуры, микротвердости, морфологии и размерных параметров, восстановленных по данным EBSD-анализа, как для аустенитной, так и для превращенной (пакетно-блочной) структур, спектров разориентировок между элементами конечной структуры.

Результаты этих исследований позволяют аттестовать структуру и свойства стали и, на этой основе, дать рекомендации по режимам горячей прокатки.

4. По результатам моделирования были разработаны температурно-деформационные схемы прокатки для опытно-промышленного производства листового проката с использованием технологии закалки с прокатного нагрева с высоким отпуском, гарантирующие однородность и дисперсность бейнитной и мартенситно-бейнитной структуры, формирующейся из мелкозернистого аустенита в низкоуглеродистой легированной стали 10ХН2МДБ. Для завершающей стадии прокатки предложена схема при постоянной температуре 950°С с величиной относительной деформации не менее 10 % за проход.

5. Разработаны и согласованы предприятием-изготовителем – ООО «ОМЗ-Спецсталь» - технологические инструкции «Технологическая инструкция на изготовление опытных образцов заготовок для производства листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства», «Технологическая инструкция на изготовление листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства», технические условия «Прокат толстолистовой из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа. ИНДЕКС «СТАЛЬ 750».

6. Выполнены испытания листового проката из стали марки 10ХН2МДБ с гарантированным пределом текучести 750 МПа, включающие весь необходимый комплекс свойств, в том числе определение вязкости и трещиностойкости, а также оценку сопротивления коррозионно-механическим нагрузениям. Результаты испытаний на трещиностойкость свидетельствуют о возможности использования разработанных материалов при строительстве морских конструкций, в том числе специального назначения.

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА ПОСЛЕ СВАРКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ЗТВ

Для оценки возможности внедрения разработанной стали для различных сварных конструкций, предстояло изучить изменение структуры металла при сварке, в том числе после отпуска.

Как было показано в главе 3, в ЗТВ сварных соединений хромоникельмолибденовых сталей в зависимости от уровня легирования формируется целый спектр структур: крупноигольчатый и мелкодисперсный реечный и двойниковый мартенсит, реечный и гранулярный бейнит, а также феррит и остаточный аустенит. В зависимости от размерных параметров, плотности дислокаций, нерастворившейся и сформированной в результате превращения карбидной фазы эти структурные составляющие имеют различную прочность и отпускостойчивость.

Отпуск от влияния следующего валика является кратковременным. Для ряда конструкций выполняют послесварочный отпуск с целью снятия остаточных сварочных напряжений и сохранения геометрии после механической обработки. В этом случае выбор режима отпуска зависит от многих факторов – категории прочности стали, склонности к отпускному охрупчиванию, сочетанию отпускостойчивости основного металла и металла сварного шва и ряда других факторов. Процессы отпуска, протекающие в ЗТВ с разнородной структурой, обычно не учитывают. Однако часто наблюдается растрескивание сварных соединений при послесварочном отпуске, приводящее к необратимому браку. Изучение причин этого явления представляло несомненный интерес с точки зрения прогнозирования работоспособности для дальнейшего выбора конструктивно-технологического оформления сварных соединений.

В настоящей главе представлены результаты исследований влияния кратковременного и длительного отпуска на структуру, твердость и свойства различных участков ЗТВ стали исследуемых марок после имитации термического цикла сварки.

5.1 Процессы отпуска в основном металле с различной исходной структурой.

В работе [97] были изучены процессы, протекающие при высоком отпуске высокопрочных сталей с мартенситно-бейнитными структурами различной морфологии, и показано, что они отличаются различной отпускостойчивостью, обусловленной, прежде всего,

состоянием углерода (находящегося в твердом растворе или связанного в карбиды уже в процессе фазового превращения).

После закалки структура хромоникельмолибденовой стали исследуемого легирования может состоять из мартенсита – пересыщенного углеродом твердого раствора, и бейнита различной морфологии, представляющего собой α -фазу (бейнитный феррит) с участками остаточного аустенита, обогащенного углеродом, или с карбидами цементитного типа.

В реечном мартенсите после отпуска при температуре 300°C углерод выходит из пересыщенного твердого раствора, внутри реек однородно по объему выделяются частицы Fe_3C пластинчатой формы. При температуре отпуска более 400°C образование частиц цементита происходит преимущественно на границах реек, внутри реек их размеры и плотность этих частиц уменьшается.

При температуре отпуска $500\text{-}550^{\circ}\text{C}$ в реечном мартенсите происходит полное подавление образования карбидов типа Me_3C и на дислокациях могут выделяться дисперсные частицы специальных карбидов типа $\text{Me}(\text{Cr},\text{Mo})_7\text{C}_3$, Mo_2C , а позднее VC , которые закрепляют дислокации и стабилизируют дислокационную структуру. Дальнейшее повышение температуры отпуска до $600\text{-}650^{\circ}\text{C}$ приводит к коагуляции специальных карбидов, благодаря чему узлы дислокационной сетки освобождаются и происходит полигонизация дислокаций. Никель усиливает эти процессы, а хром, молибден и ванадий задерживают коагуляцию карбидов. При повышении температуры отпуска специальные карбиды располагаются в основном на границах реек и пакетов.

При отпуске нижнего бейнита в высокопрочных сталях существенных изменений структуры по сравнению с закаленным состоянием не отмечается: большая часть атомов углерода связана в карбиды цементита. При отпуске происходит растворение мелких частиц цементита и рост крупных, легирование цементита хромом, марганцем, молибденом, а при высоком отпуске образуются в небольшом количестве специальные карбиды.

При отпуске верхнего бейнита в бейнитном феррите карбиды не выделяются, так как в областях аустенита, обогащенных углеродом, уже в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при закалке образуется феррит с крупными пластинами цементита, которые при высоком отпуске легируются хромом, молибденом и коагулируют.

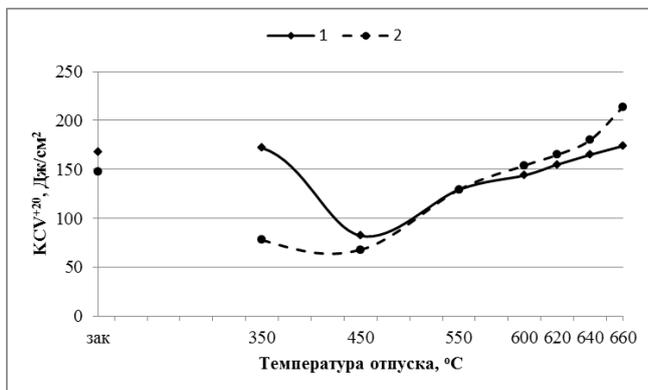
В гранулярном бескарбидном бейните при отпуске в областях бейнитного феррита карбиды не выделяются. Области остаточного аустенита, обогащенные углеродом, при отпуске в зависимости от легирования и температуры отпуска могут превратиться в ферритно-карбидную смесь (при высокой температуре), при более низких температурах отпуска образуется бейнит и высокоуглеродистый мартенсит, который при повторном более высокотемпературном отпуске может образовать большое количество частиц цементита

пластинчатой формы. Образование бейнита и мартенсита на месте областей остаточного аустенита происходит при температуре отпуска ниже 500°C .

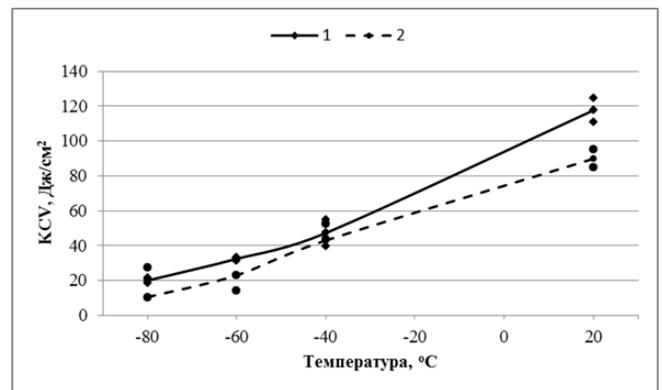
Однако при многопроходной сварке повторный нагрев может происходить и в интервале среднетемпературного отпуска, как известно, наиболее опасного из-за снижения сопротивляемости хрупкому разрушению.

Совместно с соавторами в работе [98] было изучено влияние отпуска в среднетемпературном интервале на изменение структуры и свойств высокопрочной стали состава, близкого к исследуемой стали 10ХН4МДФ, с преимущественно бейнитной и мартенситной структурами, полученных путем охлаждения образцов со скоростями $0,67^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и $200^{\circ}\text{C}/\text{с}$ соответственно.

После отпуска при температуре 450°C в течение 2 часов наблюдали существенное снижение значений ударной вязкости образцов как с исходной мартенситной, так и с преимущественно бейнитной структурами, рисунок 5.1.1 а. На рисунке 5.1.1 б представлены кривые изменения ударной вязкости при понижающихся температурах испытания после отпуска при температуре 450°C исследуемой стали с различной исходной структурой. Обе кривые имеют одинаковый характер, причем ударная вязкость образцов с мартенситной структурой ниже или равна ударной вязкости образцов с бейнитной структурой при всех температурах испытания.



а

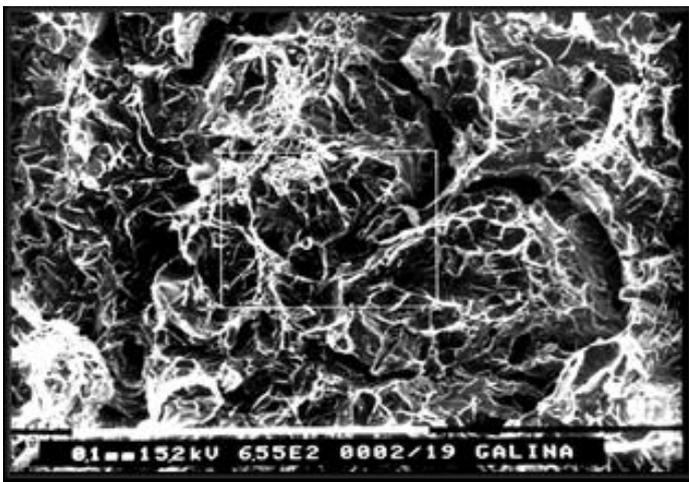


б

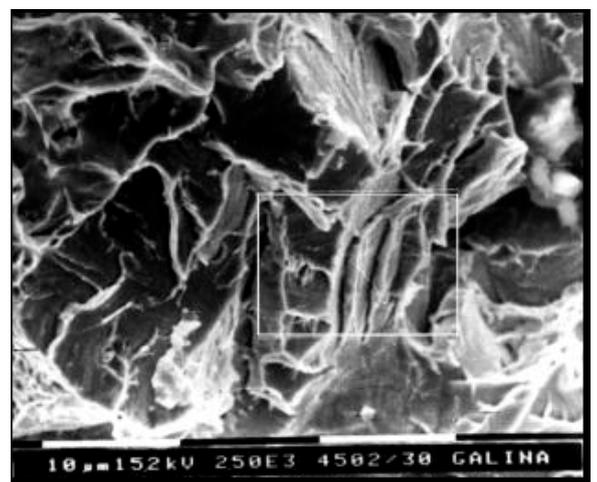
Рисунок 5.1.1 – Изменение ударной вязкости стали с исходной бейнитной (1) и мартенситной (2) структурой в зависимости от температуры отпуска (а) и температуры испытания после отпуска при температуре 450°C (б) [98 совместно с соавторами]

Фрактографический анализ поверхности разрушения образцов с исходной мартенситной структурой после отпуска при температуре 450°C показал, что 80% площади составляет хрупкий излом, скол и квазискол, по границам первичных аустенитных зерен часто встречаются расслои, уходящие вглубь образца, мелкие расслои расположены также между

отдельными плоскостями скола. Изучение строения слегка протравленных в азотной кислоте поверхностей изломов образцов, испытанных при температуре 40°C, по ранее разработанной методике [99], показало, что на фасетках транскристаллитного скола присутствуют выделения цементита продолговатой и пластинчатой формы, рисунок 5.1.2 а. Для излома образцов стали с исходной преимущественно бейнитной структурой, отпущенного при температуре 450°C, после испытания при температуре минус 40°C наблюдали преимущественно хрупкое разрушение по типу микроскола (около 85%). На отдельных участках границ и перемычках внутри зерен встречаются области вязкого зернограничного, вязкого транскристаллитного разрушения и отдельные острова, имеющие ступенчатое строение, рисунок 5.1.2 б.



а



б

Рисунок 5.1.2 – Поверхность разрушения образцов из стали с исходной мартенситной (а) и бейнитной (б) структурой после отпуска при температуре 450°C (температура испытания минус 40°C) [98 совместно с соавторами]

Исследования тонкой структуры образцов после отпуска при температуре 450°C показали, что для образцов со структурой речного мартенсита провал на кривой изменения ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска связан как с образованием пластинчатых карбидов цементитного типа при распаде межречного аустенита, приводящих к охрупчиванию границ, так и с ростом карбидов самоотпуска внутри реек и пластин мартенсита, рисунок 5.1.3 а. Процессы интенсивного карбидообразования в теле и по границам реек и пакетов мартенсита при отпуске в течение 2 часов являются причиной появления хрупкого транс- и интеркристаллитного излома и снижения ударной вязкости.

Тонкая структура гранулярного бейнита после отпуска при температуре 450°C в течение 2 часов изменяется в меньшей степени. Внутри, по границам и в тройных стыках границ зерен на месте «островков» остаточного аустенита наблюдали дисперсные участки мартенсита с пластинчатыми карбидами цементитного типа по границам реек, образовавшиеся в процессе

отпуска, рисунок 5.1.3 б. Размеры таких участков соответствуют размерам участков изломов, имеющих ступенчатое строение, рисунок 5.1.2 б.

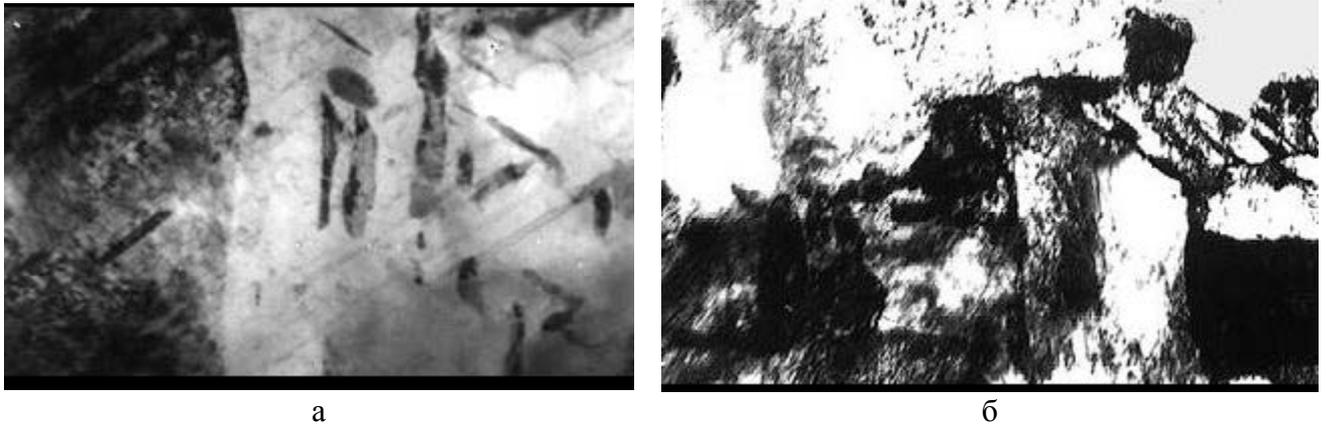


Рисунок 5.1.3 – Структура образцов из стали с исходной мартенситной (а) и бейнитной (б) структурой после отпуска при температуре 450°С [98 совместно с соавторами]

Хрупкое разрушение инициируется на таких участках. В отдельных областях γ -фазы полное мартенситное превращение не происходит, и эти области представляют собой участки α -фазы с полосчатым контрастом без видимых выделений цементита.

Таким образом, нагрев закаленной стали с мартенситной структурой в область температур среднего отпуска (~450°С) приводит к снижению сопротивляемости хрупким разрушениям при низких температурах, что обусловлено распадом участков остаточного аустенита с образованием хрупких пластинчатых карбидов цементитного типа. В связи с этим длительное пребывание металла, имеющего структуру закаленного мартенсита, в области температур среднего отпуска нежелательно и опасно. Кратковременное пребывание в среднетемпературном интервале отпуска не окажет неблагоприятного влияния на свойства закаленной стали.

5.2 Исследование влияния кратковременного отпуска на структуру и твердость первого участка ЗТВ

5.2.1 Сталь марки 10ХН4МДФ

Наибольший интерес в связи с выявленным в 3 главе повышением твердости, представляют структурные превращения, протекающие на 1 участке ЗТВ, непосредственно у линии сплавления, характеризующиеся максимальной температурой нагрева 1300-1350°С, где наблюдается значительный рост зерна аустенита и формирование грубой мартенситной структуры. Он является наиболее опасным участком ЗТВ при сварке, поскольку для него, как правило, характерно снижение ударной вязкости, возможно значительное повышение твердости, зарождение холодных трещин вследствие формирования грубой мартенситной

структуры [42], а также проявление высокотемпературной химической микронеоднородности, следствием которой может явиться существенное снижение свойств сварных соединений [10].

Для изучения структурных изменений [44 совместно с соавторами] при кратковременном высоком отпуске образцы из стали 10ХН4МДФ после нагрева до 1350°C со скоростью 100°C/с были подвергнуты кратковременному нагреву до температур 600 и 640°C, рисунок 5.2.1.1.

После кратковременного отпуска при температурах 600°C и 640°C структура металла сохраняет реечное строение при всех скоростях охлаждения, где до отпуска присутствовал мартенсит. При более высокой температуре отпуска 640°C (рисунок 5.2.1.1 д, е, ж, з) отпущенный мартенсит имеет менее выраженную реечную структуру. Бейнит после отпуска имеет глобулярную структуру.

В процессе изучения влияния скорости охлаждения после сварки на изменение ударной вязкости, которое проводили при испытании металла имитированной первого участка ЗТВ (см. раздел 2) на образцах с острым надрезом при температурах испытания +20, -40 и -60°C, рисунок 5.2.1.2, было установлено, что максимальный уровень ударной вязкости при всех температурах испытания образцов соответствует скорости охлаждения 6°C/с. При изменении температуры испытания ударная вязкость незначительно снижается с 270 Дж/см² при +20°C до 250 Дж/см² при температуре -60°C, рисунок 5.2.1.2.

После охлаждения со скоростью 1°C/с, что в реальных условиях соответствует повышению погонной энергии сварки, происходит более значительное снижение значений ударной вязкости до 100 Дж/см² при температуре -60°C, при дальнейшем понижении скорости охлаждения до 0,1°C/с темп снижения ударной вязкости при отрицательных температурах замедляется. Увеличение скорости охлаждения до 10°C/с от скорости, соответствующей максимуму уровня ударной вязкости (6°C/с), приводит к резкому снижению ударной вязкости до 170 Дж/см² при температуре -60°C. В области мартенситного превращения темп снижения ударной вязкости также замедляется.

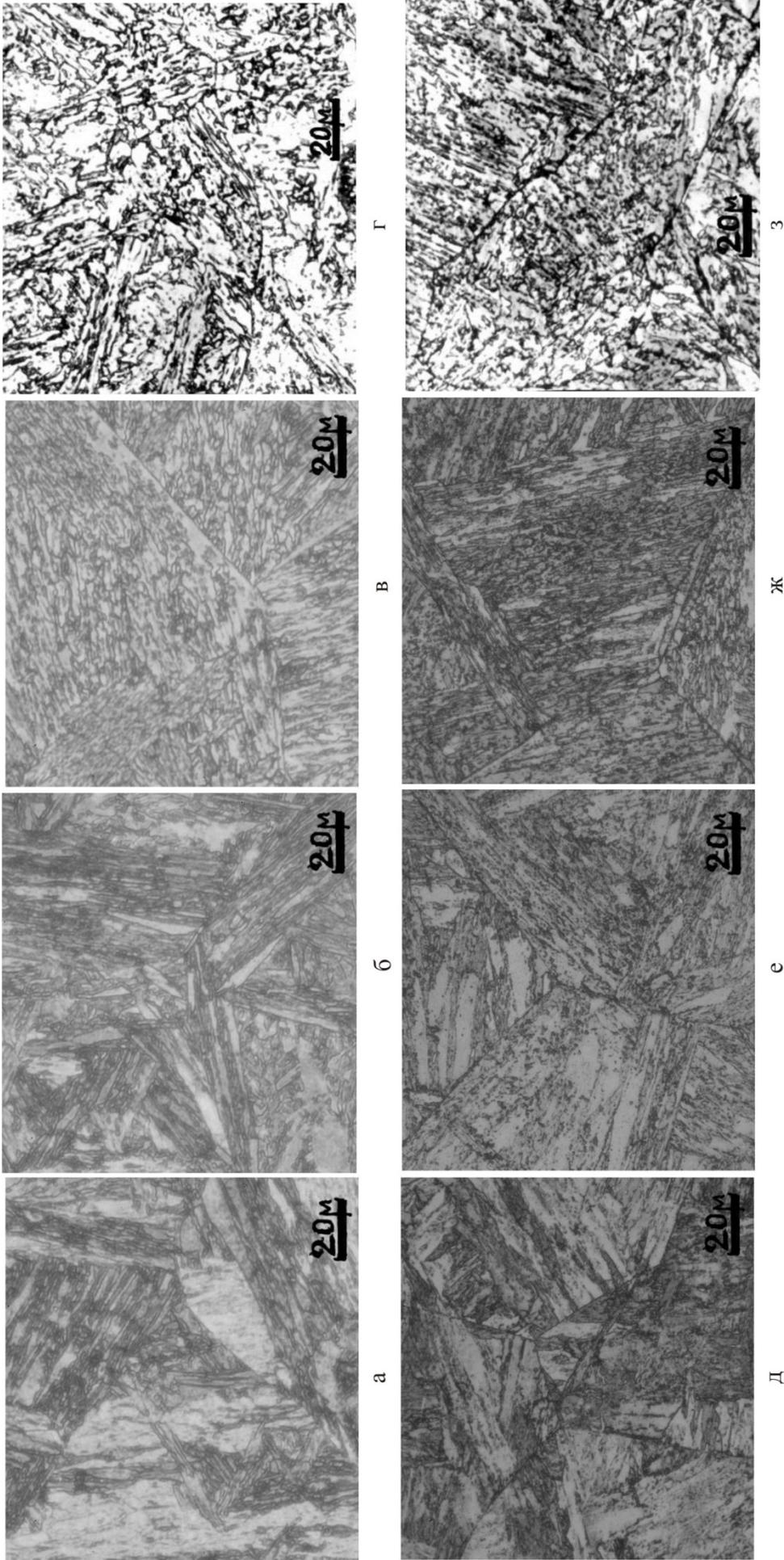


Рисунок 5.2.1.1 – Влияние скорости охлаждения на микроструктуру первого участка 3ГВ хромоникельмолибденовой стали марки 10ХН4МДФ до отпуска (а, б, в, г) и после отпуска при температуре 640°C (д, е, ж, з): а, д – 100°C/с; б, е – 20°C/с; в, ж – 6°C/с; г, з – 1°C/с [44 совместно с соавторами]

После отпуска при температуре 640°C характер изменения ударной вязкости металла 1 участка ЗТВ в зависимости от скоростей охлаждения после сварки при температуре испытания -60°C сохраняется, но во всем интервале скоростей охлаждения она выше, чем после отпуска при температуре 600°C, рисунок 5.2.1.3. Максимальный уровень ударной вязкости после отпуска наблюдали после охлаждения со скоростью 6°C/с.

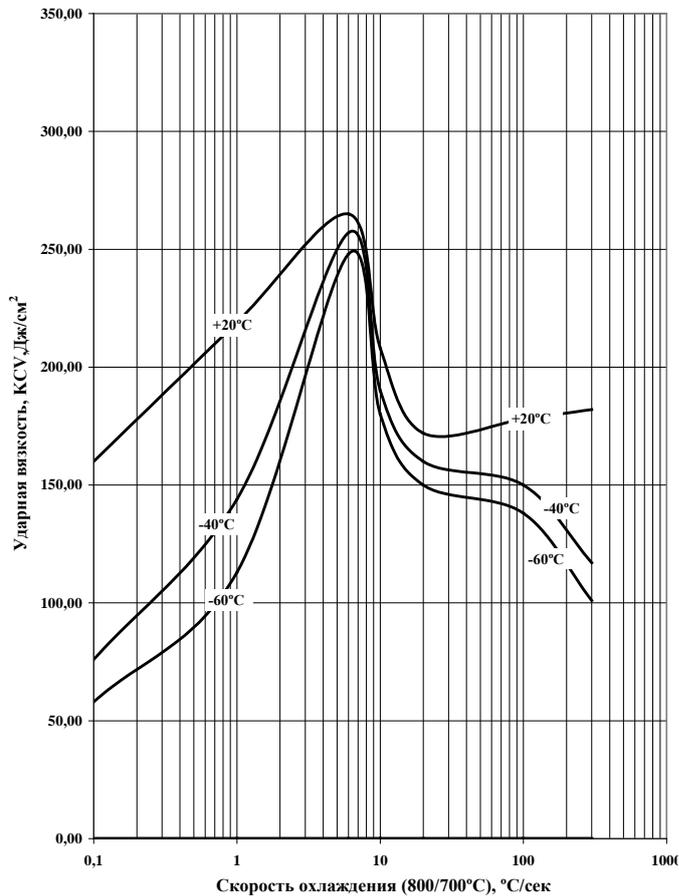


Рисунок 5.2.1.2 - Изменение ударной вязкости металла на первом участке ЗТВ стали марки 10ХН4МДФ в зависимости от температуры испытания при различных скоростях охлаждения при имитационном моделировании [44 совместно с соавторами]

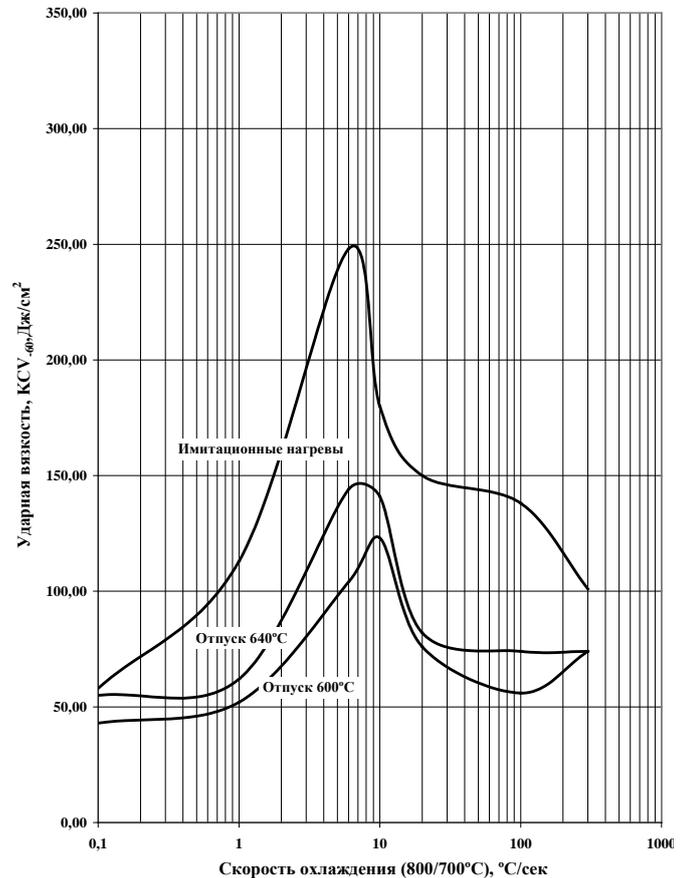


Рисунок 5.2.1.3 - Влияние исходного состояния (до и после отпуска) на изменение ударной вязкости при температуре испытания -60°C металла крупнозернистой зоны (1 участок ЗТВ) в зависимости от скорости охлаждения при имитационном моделировании [44 совместно с соавторами]

Таким образом, как показывают испытания металла после имитационных нагревов, кратковременный отпуск снижает уровень ударной вязкости во всем исследованном интервале скоростей охлаждения. Снижение температуры испытания приводит к более интенсивному снижению ударной вязкости после отпуска. Наибольшее изменение происходит при температуре испытания – 60°C.

С целью выяснения причин снижения уровня ударной вязкости металла крупнозернистой зоны после кратковременного отпуска было проведено исследование тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии [44 совместно с соавторами].

Для исследования были отобраны образцы с имитированной структурой первого участка ЗТВ после кратковременного отпуска при температуре 640°C с выдержкой 4 мин., а температура испытания минус 60°C была выбрана как температура, при которой происходит наиболее значительное снижение ударной вязкости после отпуска. Кратковременный отпуск может наблюдаться при наложении последующих валиков при многопроходной ручной дуговой сварке.

При сварке больших толщин скорость охлаждения может повышаться из-за интенсивного отвода тепла в холодный металл, поэтому исследовали образцы после высокоскоростного нагрева и охлаждения со скоростями 6 и 20°C/с от температуры 1350°C до и после отпуска.

Исследование структуры образцов без отпуска [44 совместно с соавторами]. Охлаждение со скоростью ~20°C/с образца с крупным аустенитным зерном, как показано в разделе 3.9 главы 3, приводит к образованию крупно-кристаллической структуры двух морфологических типов: пластинчатого бейнита и реечного мартенсита.

Снижение скорости охлаждения до 6°C/с приводит к изменению типа структуры: вместо мартенсита образуется пластинчатый бейнит, рисунок 3.9.3, образование которого сопровождается диффузионным перераспределением только атомов внедрения (преимущественно углерода), что способствует релаксации структурных напряжений. При $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении из рейки бейнита углерод диффундировал на ее периферию, в остаточный аустенит, что приводило к его стабилизации и образованию из аустенита вторичного мартенсита при пониженной температуре (до ~ 200°C и ниже).

Все вышеописанные структуры характеризуются хотя бы одним из размерных параметров (например, шириной пластин) на уровне 1 – 5 мкм. Малый размер кристаллов существенно затрудняет процесс трещинообразования, а хладостойкость в значительной мере достигается за счет низкой концентрации растворенного углерода в решетке матрицы. Это обеспечивает ударную вязкость в рассмотренном интервале скоростей охлаждения (6 - 20°C/с) более 100 Дж/см² даже при температуре -60°C. Однако существенное различие структуры, связанное с изменением скорости охлаждения образцов, приводит к значительному различию в уровне ударной вязкости.

Максимальные значения ударной вязкости ($KCV^{-60} = 251$ Дж/см²) после охлаждения со скоростью 6°C/с обеспечиваются при формировании бейнитной структуры с реечным строением (с низкоуглеродистой α -фазой). Рейки представляют собой кристаллы бейнита с

прослойками двойникового мартенсита, сформировавшегося из высокоуглеродистого остаточного аустенита.

После охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура образца представляет крупнокристаллический мартенсит, что обеспечивает ударную вязкость образца на уровне $147 \text{ Дж}/\text{см}^2$.

Исследование структуры образцов после отпуска [44 совместно с соавторами]. Структура образца с крупным аустенитным зерном после охлаждения со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и отпуска ($KCV^{60} = 86 \text{ Дж}/\text{см}^2$). Отпуск при температуре 640°C в течение 4 минут не привел к изменению структуры образца, охлажденного со скоростью $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$: она состоит из пластин и группы реек мартенсита без признаков рекристаллизации (рисунок 5.2.1.4 а). При электронномикроскопическом исследовании установлено, что такой режим отпуска сохранил не только пластинчатую и реечную морфологию мартенсита, но и внутреннюю субструктуру. В пластинчатых кристаллах наблюдали игольчатые (в сечении) выделения размером $0,02 \times 0,2 \text{ мкм}$ (рисунок 5.2.1.4 б) и дислокационную субструктуру без признаков уменьшения плотности дислокаций и их перестроения в субграницы. В реечных мартенситных кристаллах сохранилась высокая плотность дислокаций без протекания полигонизационных процессов.

Структура образца с крупным аустенитным зерном после охлаждения со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и отпуска ($KCV^{60} = 151 \text{ Дж}/\text{см}^2$). Отпуск при температуре 640°C в течение 4 мин. не приводит к изменению микроструктуры, в которой преобладают пластины бейнита (рисунок 5.2.1.1 ж) без следов рекристаллизации. Преобладание пластинчатого бейнита в структуре отпущенных образцов, охлажденных со скоростью $6^{\circ}\text{C}/\text{с}$, выявляется при электронномикроскопическом исследовании: пластины шириной $\sim 1 \text{ мкм}$ с повышенной плотностью дислокаций и прослойками мартенсита, сформировавшегося из обогащенного аустенита, являются характерной составляющей (рисунок 5.2.1.4 в).

Внутри реек не выявлено значительного перераспределения дислокаций, что свидетельствует об отсутствии полигонизационных процессов в структуре при кратковременном отпуске. Следует отметить, что в месте зарождения пакета реек бейнита на исходной границе зерен, как правило, имеются прослойки – кристаллы двойникового мартенсита, рисунок 5.2.1.4 г.

Для кратковременно отпущенных образцов не было выявлено перераспределения дислокаций в исходных фазах, образования субграниц внутри кристаллов мартенсита и бейнита. Это свидетельствует о том, что кратковременный отпуск не привел к полигонизации, которая обычно имеет место при более интенсивных режимах отпуска мартенситно-подобных структур. Не изменилось после отпуска и структурное состояние мартенсита (в основном двойникового), образовавшегося из остаточного аустенита.

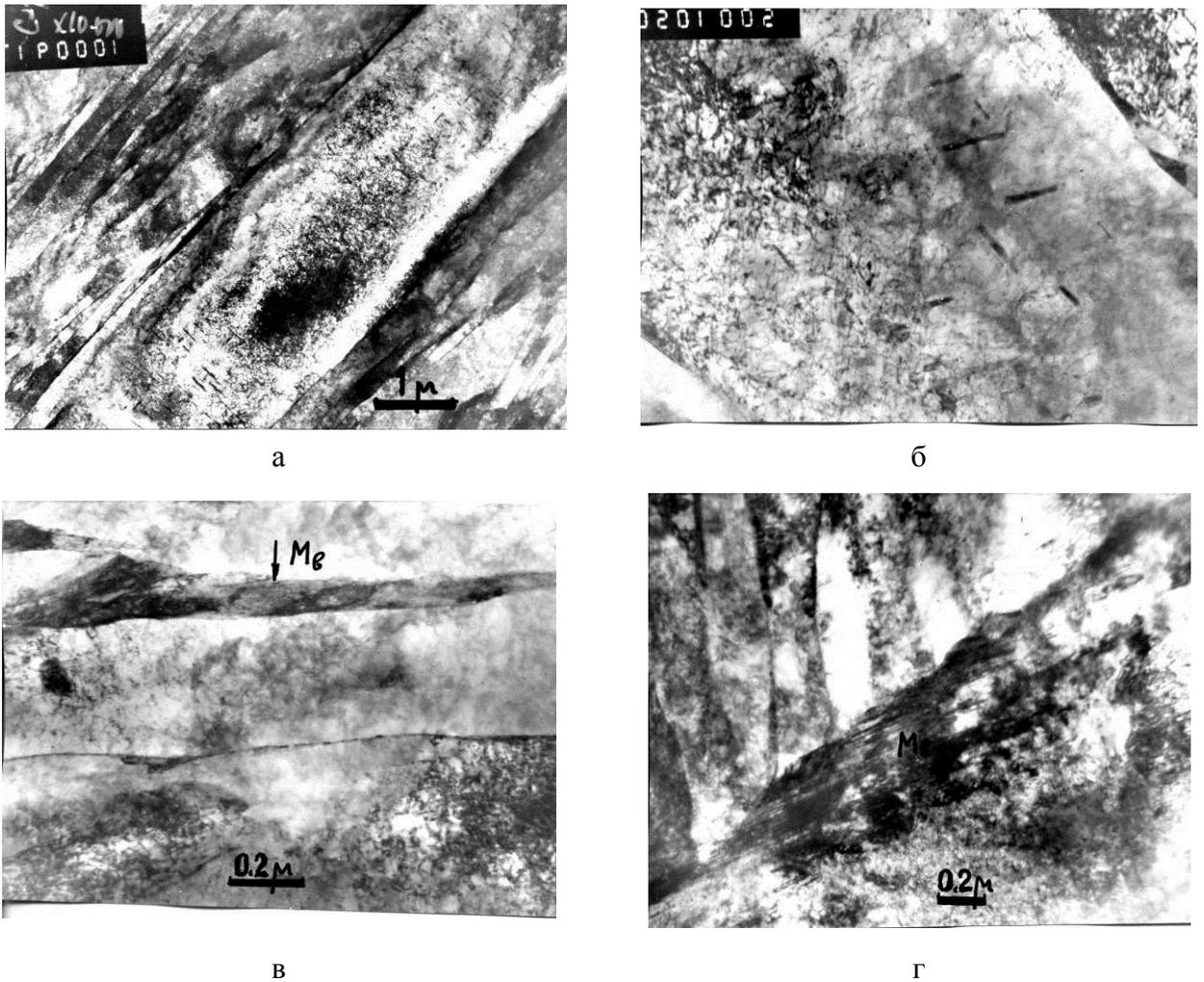


Рисунок 5.2.1.4 – Структура стали марки 10ХН4МДФ после охлаждения со скоростью 20°С/сек (а, б) и 6°С/сек (в, г) после отпуска при температуре 640°С: а – пластина и группы реек; б - дислокации и выделения в пластине; в – субструктура пластин бейнита и прослойки вторичного мартенсита; г – вторичный двойниковый мартенсит (M_B) [44 совместно с соавторами]

Можно предположить, что кратковременный отпуск при температуре 640°С в течение 4 минут мог инициировать протекание быстротекущих процессов, таких как диффузионное перемещение атомов внедрения (углерода) на короткие (несколько нанометров) расстояния с образованием сегрегаций на дислокациях и границах. Наличие сегрегаций на дислокациях уменьшает их подвижность, что в свою очередь существенно влияет на механические свойства. Степень закрепления дислокаций и соответственно влияние на механические свойства определяется плотностью дислокаций и концентрацией атомов внедрения в твердом растворе.

Закрепление дислокаций сегрегациями, как правило, приводит к охрупчиванию, что и было обнаружено. Ударная вязкость металла 1 участка ЗТВ во всем исследованном интервале скоростей охлаждения после отпуска при температуре 640°С и выдержке 4 минуты снизилась ~50-100 Дж/см² по сравнению с закаленным состоянием, рисунок 5.2.1.3. Наиболее низкие

значения ударной вязкости зафиксированы при отпуске мартенситной структуры, что не противоречит исследованиям, проведенным ранее на стали более низкой прочности [94].

5.2.2 Сталь марки 10ХНЗМДФ

После кратковременного отпуска при температурах 600°C и 640°C структура металла образцов из стали 10ХНЗМДФ³ сохраняет реечное строение при всех скоростях охлаждения, где до отпуска присутствовал мартенсит, но при более высокой температуре отпуска 640°C, рисунок 5.2.2.1 д, е, ж, з, отпущенный мартенсит имеет менее выраженную реечную структуру. Бейнит после отпуска имеет гранулярное строение.

Для металла имитированного 1 участка ЗТВ на образцах с острым надрезом при температурах испытания +20, -40 и -60°C, рисунок 5.2.2.2, было установлено, что максимальный уровень ударной вязкости при всех температурах испытания соответствует скорости охлаждения 6°C/с. При изменении температуры испытания ударная вязкость образцов из стали 10ХНЗМДФ снижается более значительно, чем для стали марки 10ХН4МДФ: с 250 Дж/см² при +20°C до 130 Дж/см² при -60°C.

После отпуска при температуре 640°C характер изменения ударной вязкости металла 1 участка ЗТВ в зависимости от скоростей охлаждения при температуре испытания -60°C одинаков, рисунок 5.2.2.3. После охлаждения со скоростью менее 1°C/с отпуск практически не оказывает влияния на уровень ударной вязкости. В области несколько шире области частичной закалки (2 – 17°C/с) происходит резкое снижение ударной вязкости при отпуске. В области мартенситного превращения отпуск снижает ударную вязкость, причем при более высокой температуре отпуска (640°C) снижение меньше, чем при более низкой температуре отпуска (600°C): 100 Дж/см² и 60 Дж/см² соответственно при скорости охлаждения 20°C/с.

Таким образом, как показывают испытания металла после имитационных нагревов, кратковременный отпуск снижает уровень ударной вязкости во всем исследованном интервале скоростей охлаждения, а наибольшее изменение, так же, как и для стали марки 10ХН4МДФ, происходит при температуре испытания – 60°C.

Исследования, произведенные на предыдущем этапе работы, показали, что стали марок 10ХНЗМДФ и 10ХН4МДФ имеют сходные результаты при оценке свариваемости по использованной имитационной методике, как для металла первого участка без отпуска, так и при проведении последующих отпусков.

³ Исследования выполнены совместно с Изотовым В.И., Киреевой Т.С.

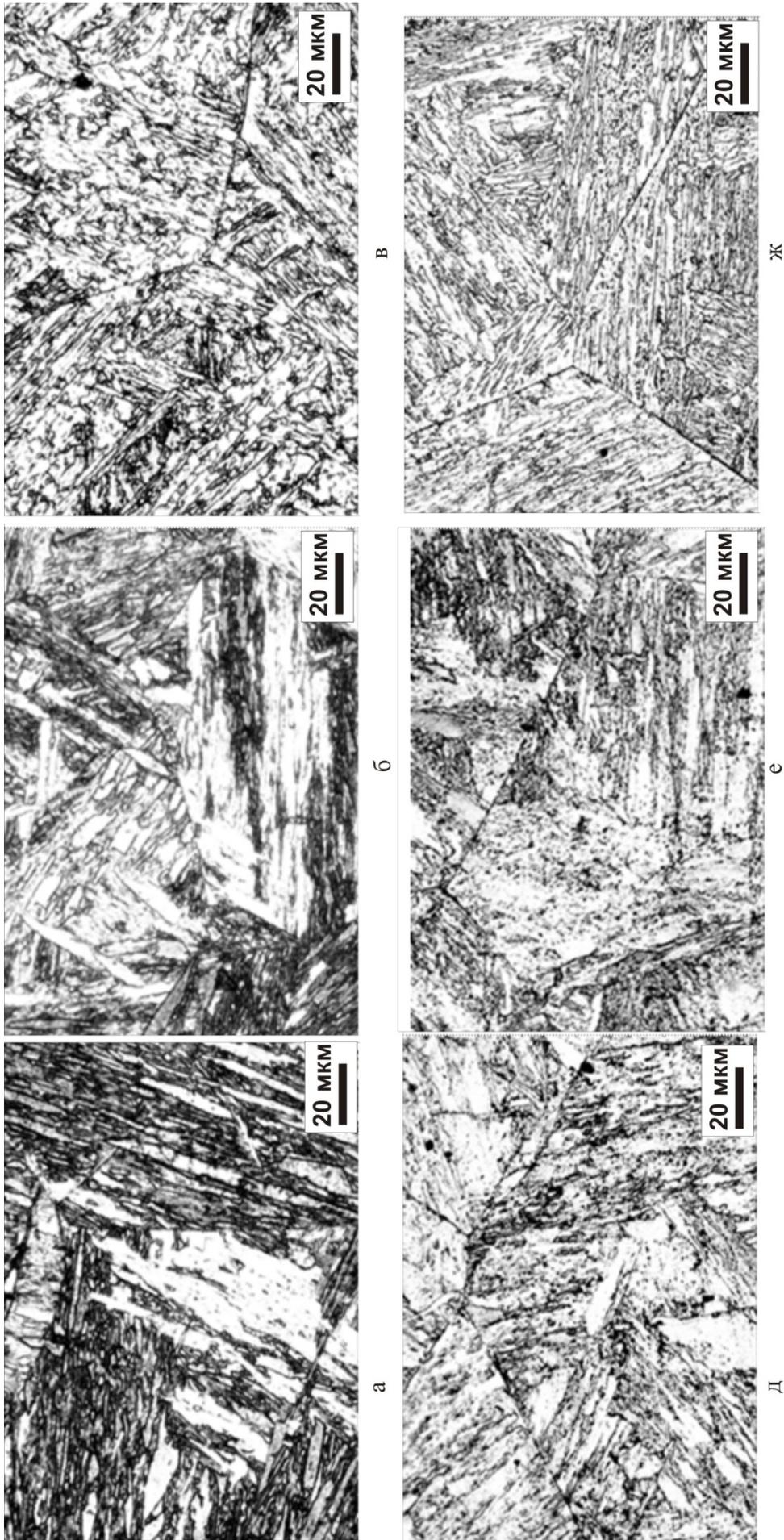


Рисунок 5.2.2.1 – Влияние скорости охлаждения на микроструктуру первого участка 3ТВ хромоникельмолибденовой стали марки 10ХН3МДФ до отпуска (а, б, в) и после отпуска при температуре 640°C (г, д, е): а, г – 100°C/с; б, д – 20°C/с; в, е – 6°C/с

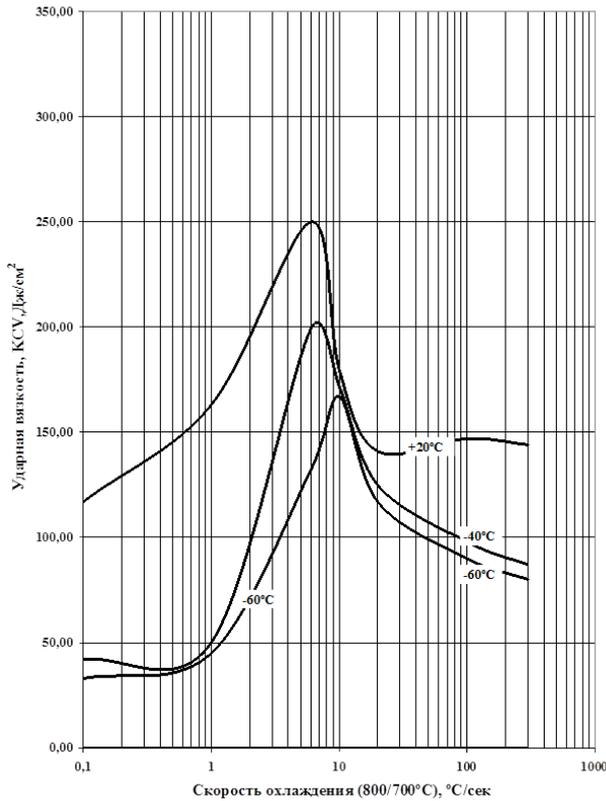


Рисунок 5.2.2.2 - Изменение ударной вязкости металла на первом участке ЗТВ стали марки 10ХНЗМДФ в зависимости от температуры испытания при различных скоростях охлаждения при имитационном моделировании.

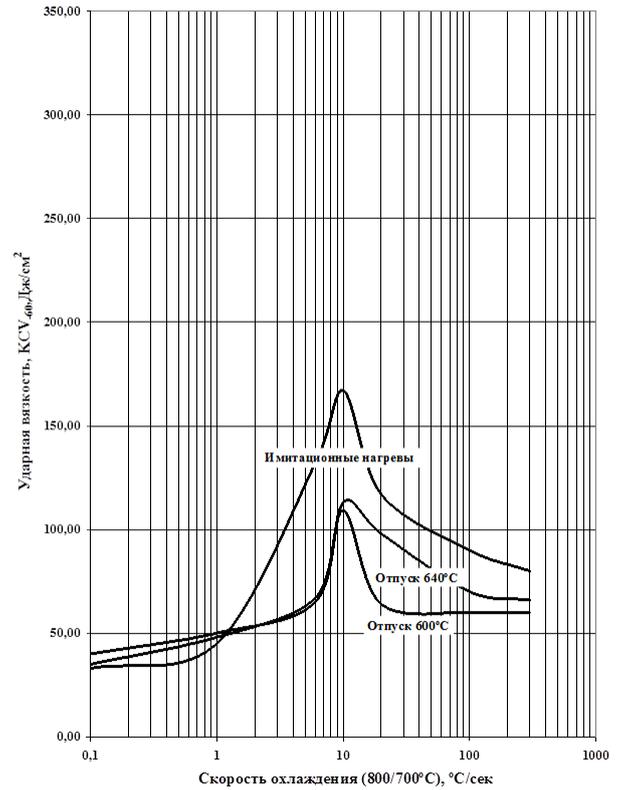


Рисунок 5.2.2.3 - Влияние исходного состояния (до и после отпуска) на изменение ударной вязкости при температуре испытания -60°C металла крупнозернистой зоны (1 участок ЗТВ) в зависимости от скорости охлаждения при имитационном моделировании.

Выполненные исследования позволяют заключить, что кратковременный отпуск для наиболее опасного крупнозернистого участка ЗТВ, который может протекать при наложении последующих валиков при многопроходной дуговой сварке, приводит к протеканию быстротекущих процессов, таких как диффузионное перемещение атомов внедрения (углерода) на короткие (несколько нанометров) расстояния с образованием сегрегаций на дислокациях и границах. Наличие сегрегаций на дислокациях уменьшает их подвижность, что в свою очередь существенно влияет на механические свойства и может приводить к некоторому снижению ударной вязкости, но в целом не носит катастрофического характера и, как показывает практика выполнения многопроходной сварки высокопрочных сталей, не способствует трещинообразованию в сварных соединениях.

5.3 Изучение фазовых и структурных превращений на различных участках ЗТВ при послесварочном отпуске

Длительный (в течение нескольких часов) высокий отпуск сварных соединений является основной термической операцией, позволяющей снизить остаточные сварочные напряжения в результате протекания процессов релаксации на макро- и микроуровне. Отпуск для снятия напряжений не преследует цели изменения фазового состояния и структуры стали, однако эти изменения очень часто сопутствуют такому отпуску в ЗТВ, т.е. в зоне, подвергнутой закалке от различных температур с разной скоростью охлаждения.

Микронапряжения в сталях являются следствием получения неравновесных фаз с высокой свободной энергией или неравномерных фазовых превращений. Отпуск путем теплового воздействия для увеличения подвижности атомов, образующих кристаллическую решетку железа или растворенных в ней атомов легирующих элементов, способствует переходу системы в более равновесное и однородное состояние, снижению уровня свободной энергии и соответственно снижению микронапряжений, локализуемых на уровне кристаллической решетки и зерен. Образование пересыщенных твердых растворов, каким является мартенсит, связано с наличием искажений атомами углерода элементарной ячейки α -железа. Эти искажения и порождают микронапряжения в решетке закаленного металла. Отпуск способствует распаду пересыщенного раствора, предвыделению и выделению из него углерода, вследствие диффузионных процессов, уменьшению искажений решетки и снижению микронапряжений. Если упругие изменения объема происходят при охлаждении, то возникающие вследствие этого напряжения являются остаточными.

Суммарные остаточные напряжения при термической обработке будут определяться суммированием остаточных напряжений от теплового изменения объема и структурных изменений. При этом напряжения от структурных изменений будут зависеть от содержания углерода, скорости охлаждения и объема превращенной структуры. Структурные остаточные напряжения могут возникать только в зонах, нагревавшихся выше температуры A_{c1} .

В основе фазовых и структурных превращений при охлаждении лежат процессы распада образовавшегося при нагреве аустенита, определяющие свойства стали и уровень фазовых напряжений. Различные участки ЗТВ нагреваются в широком интервале температур, в каждом из них по-разному протекают процессы распада, что определяет различие в протекании процессов при охлаждении и в конечных свойствах металла в разных участках.

Для сварных соединений из теплостойких низколегированных хромомолибденовых и термически упрочняемых Ni-Mn-Mo-, Cr-Mo-V- и Cr-Ni-Mo-V-перлитных сталей, как показано в работах [75, 78, 79], отмечено явление растрескивания сварных соединений, наблюдаемое

после послесварочного отпуска. Авторы [75] предположили на основе моделирования механизма порообразования при ползучести металла, что оно обусловлено высокой чувствительностью сварных соединений из теплостойких низколегированных хромомолибденовых сталей к деформационному старению при температурах отпуска свыше 600°C. Авторами [78,79] подтверждены гипотезы, связывающие образование трещин повторного нагрева в сварных соединениях с состоянием границ зерен в металле околошовной зоны, и показано, что в процессе повторного нагрева сварных соединений в околошовном металле возможно образование трещин, растущих на границах первичных аустенитных зерен с участками высокотемпературной химической неоднородности, преимущественное упрочнение матрицы зерен выделениями мелкодисперсных карбидов и смещение вследствие этого релаксационных процессов на границы может способствовать межзеренному растрескиванию металла околошовной зоны.

Однако для других марок стали данных по изучению причин растрескивания сварных соединений нет. Тем не менее, в практике заводов-строителей сварных конструкций неоднократно наблюдался брак вследствие растрескивания сварных соединений из легированных сталей.

Выполненные в настоящей работе нижеизложенные исследования восполняют недостаточность данных в этой области материаловедения сварки.

Исследования проводили на образцах $\varnothing 5 \times 10$ мм, изготовленных из металла промышленного производства из стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ. Использовали автоматизированный высокоскоростной дилатометр DIL805 фирмы ВАНR-Thermoanalyse.

В ходе дилатометрических испытаний образцы нагревали со скоростью 100°C/с до температур 1350, 920, 800, 780°C, соответствующих 1, 2 и 3-му участкам ЗТВ, и выдерживали в течение 3 сек., после чего охлаждали со скоростью 30°C/с. Для оценки влияния длительного послесварочного отпуска по сравнению с кратковременным на фазовые и структурные превращения при охлаждении образцы подвергали нагреву до 600°C с выдержкой 4-5 час и охлаждали со скоростью 5°C/с и 0,5°C/с, таблица 5.3.1.

Изменением скорости охлаждения имитировали охлаждение на воздухе или с вентиляторами (в зависимости от толщины) или замедленно, с печью, реального сварного соединения после отпуска. Запись и обработка данных велась при помощи программы WinTA7.0, входящей в состав комплекса дилатометра.

Таблица 5.3.1 – Режимы термической обработки образцов, имитирующие различные участки ЗТВ (крупнозернистый участок, участок перекристаллизации и участок нагрева в межкритический интервал температур), в т.ч. после отпуска

№ п/п	Скорость нагрева	Температура нагрева	Участок ЗТВ	Время выдержки	Скорость охлаждения	Скорость нагрева	Температура нагрева	Время выдержки	Скорость охлаждения
1	100°С/с	1350°С	1	3 сек	30°С/с	10°С/с	600°С	4-5 час	5°С/с
2		920°С	2						
3		800°С	3						
4		780°С							
5		1350°С	1						
6		920°С	2						
7		800°С	3						
8		780°С							
									0,5°С/с

5.3.1 Сталь марки 10ХН4МДФ

Как было показано в главе 3, после нагрева до выбранных температур и ускоренного охлаждения, структура стали в ЗТВ существенно различается по дисперсности, соотношению структурных составляющих и их морфологии. Соответственно, и процессы отпуска в них будут протекать по-разному [97].

Результаты обработки данных, полученных в ходе дилатометрического анализа, показывают, что при выдержке во время отпуска образцов, обработанных по режимам 1 и 5 (имитация отпуска первого крупнозернистого участка), происходит увеличение удельного объема после его снижения на начальной стадии отпуска, рисунок 5.3.1.1 а,б, что, по-видимому, свидетельствует о распаде остаточного аустенита. За выбранное время выдержки превращение до конца не завершается, и при охлаждении нераспавшийся аустенит претерпевает фазовые превращения, характер которых зависит от скорости охлаждения после отпуска. Если охлаждение осуществляется со скоростью 5°С/с, то $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение начинается при температуре 300°С – в области образования мартенситных структур реечного типа, рисунок 5.3.1.1 д. При охлаждении со скоростью 0,5°С/с $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение начинается при температуре 500°С – в области образования верхнего бейнита и заканчивается при ~150°С – в области образования мартенсита пластинчатого и двойникового типа, рисунок 5.3.1.1 е. Соответственно, замедленное охлаждение после отпуска с большей вероятностью будет приводить к более высокому уровню фазовых напряжений и понижению ударной вязкости. Однако следует отметить, что доля остаточного аустенита в исследуемой стали не превышает 7-9% [41].

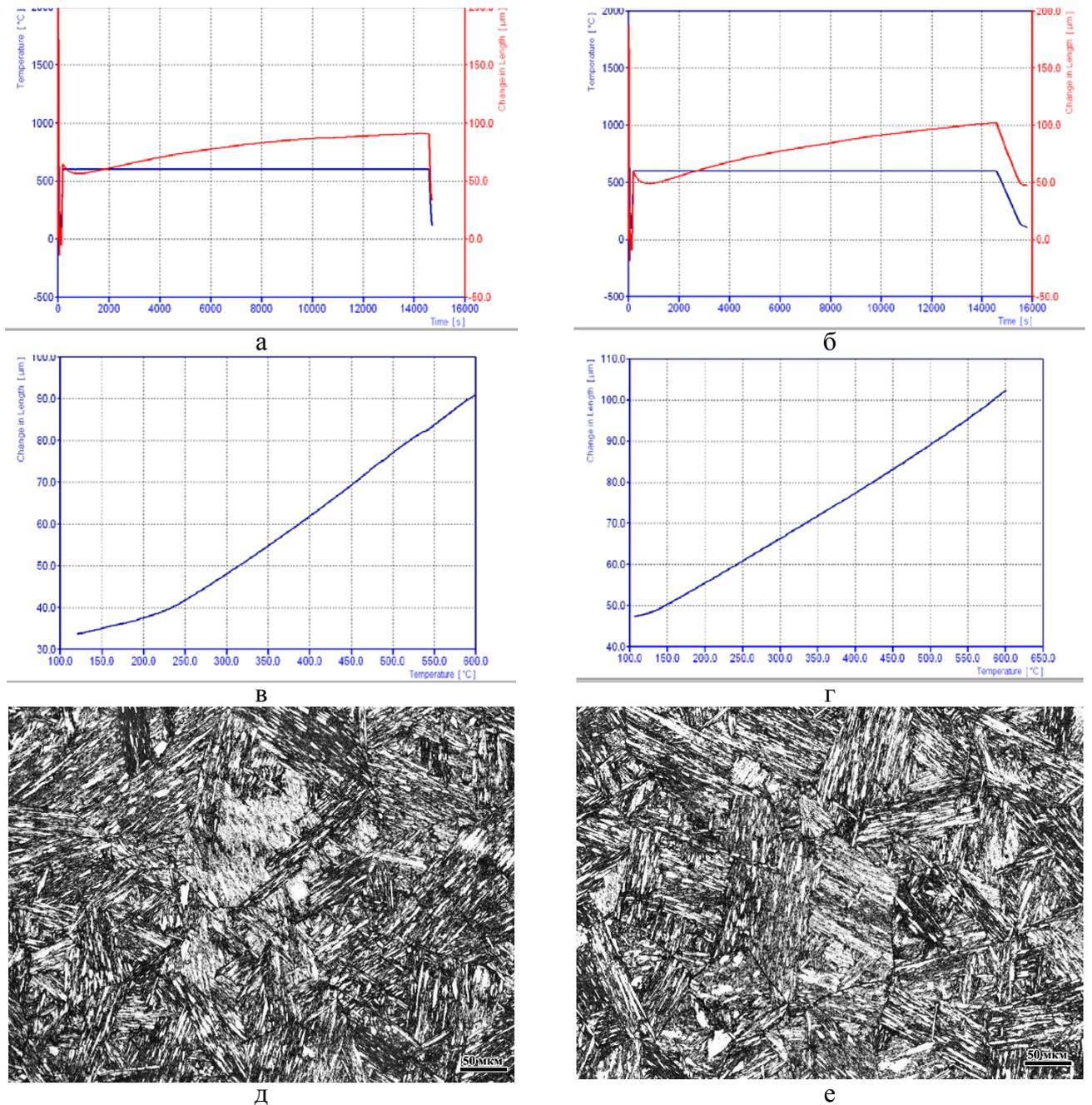


Рисунок 5.3.1.1 - Дилатометрические кривые (а, б, в, г) и микроструктура (д,е) образцов из стали марки 10XН4МДФ после обработки по режимам 1 (а, в, д) и 5 (б, г, е) и охлаждения со скоростями 5°C/c (а, в, д) и 0,5°C/c (б, г, е)

Результаты обработки данных для образцов, обработанных по режимам 2 и 6 (имитация отпуска участка полной перекристаллизации), показывают, что при выдержке во время отпуска практически не происходит изменения удельного объема. При охлаждении с обеими скоростями происходит превращение аустенита с началом в бейнитной области при температуре 500°C и окончанием в мартенситной области при температуре 250°C, рисунок 5.3.1.2 а,б. Микроструктура представляет собой перекристаллизованную отпущенную мартенситно-бейнитную структуру, рисунок 5.3.1.2 в,г.

Аналогичные превращения происходят с образцами, обработанными по режимам 3 и 7 (имитация отпуска участка частичной перекристаллизации), рисунок 5.3.1.3 а, б. Образовавшаяся микроструктура представляет собой мелкозернистый отпущенный бейнит, рисунок 5.3.1.3 в,г.

Рассмотрение фазовых превращений для образцов, обработанных по режиму 4, после нагрева немного выше A_{c1} , показывает, что при выдержке во время отпуска не происходит изменения удельного объема, а при охлаждении со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{c}$ на дилатометрической кривой наблюдается незначительный перегиб - аустенит претерпевает мартенситное превращение при температуре 300°C , рисунок 5.3.1.4 а.

В процессе охлаждения со скоростью $0,5^\circ\text{C}/\text{c}$ от температуры несколько выше A_{c1} , режим 8, превращение остаточного аустенита начинается при температуре 500°C образованием верхнего бейнита и заканчивается мартенситным превращением при более низкой температуре 230°C , рисунок 5.3.1.4 б. Процессы перекристаллизации при нагреве до температуры 780°C только начинаются, рисунок 5.3.1.4 в,г, и поэтому сохранились остатки «бывшей» мартенситной структуры, образование новых зерен происходит преимущественно по границам бывших аустенитных.

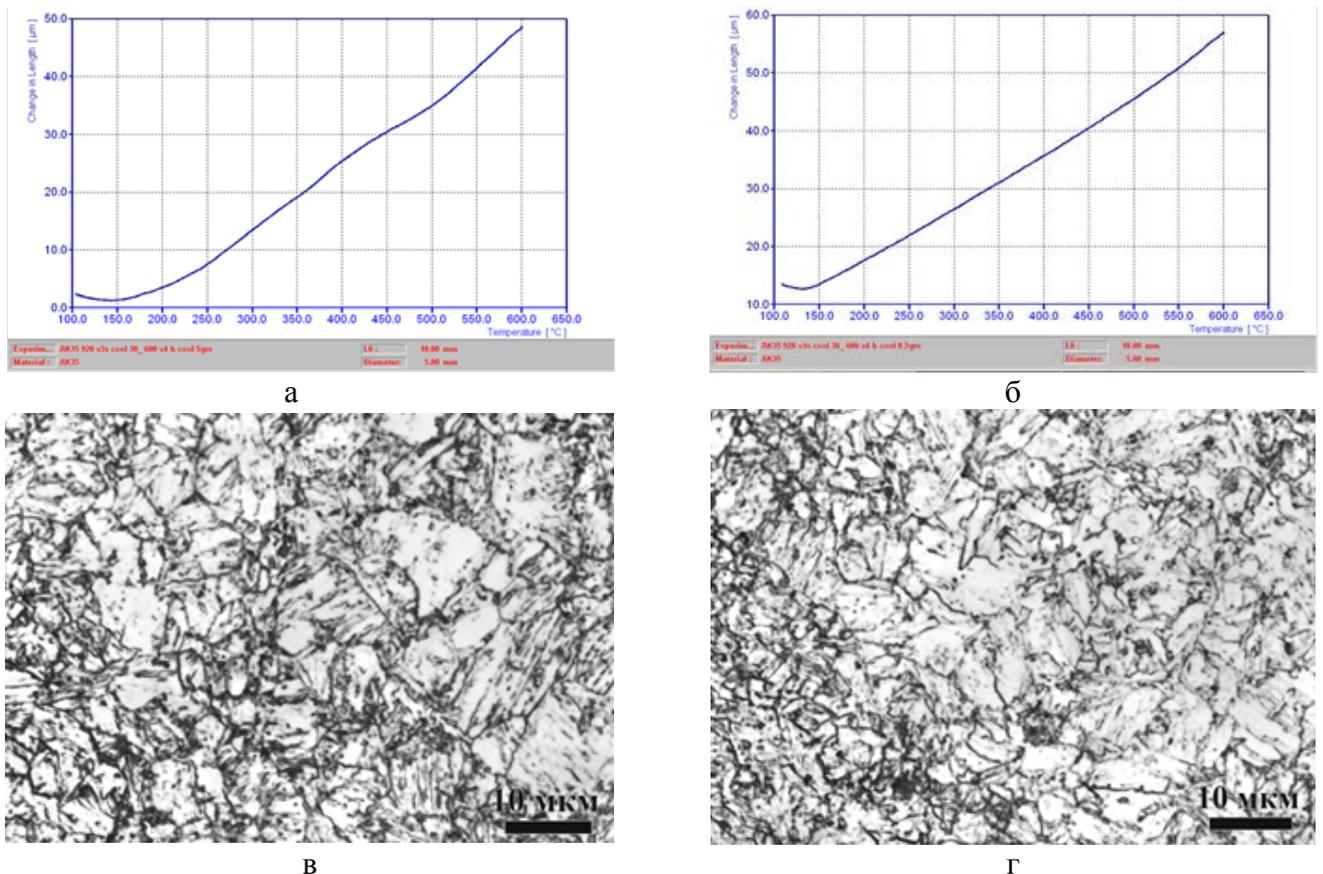
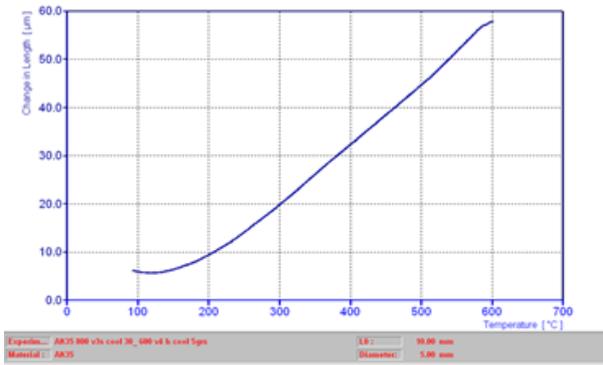
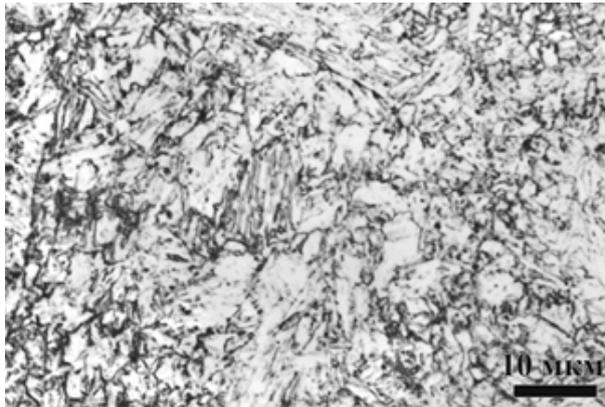


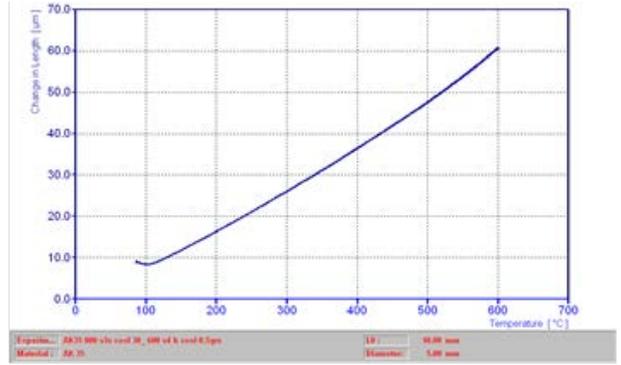
Рисунок 5.3.1.2 - Дилатометрические кривые (а, б) и микроструктура (в, г) образцов из стали марки 10XN4MДФ после обработки по режимам 2 (а, в) и 6 (б, г) и охлаждения со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{c}$ (а, в) и $0,5^\circ\text{C}/\text{c}$ (б, г)



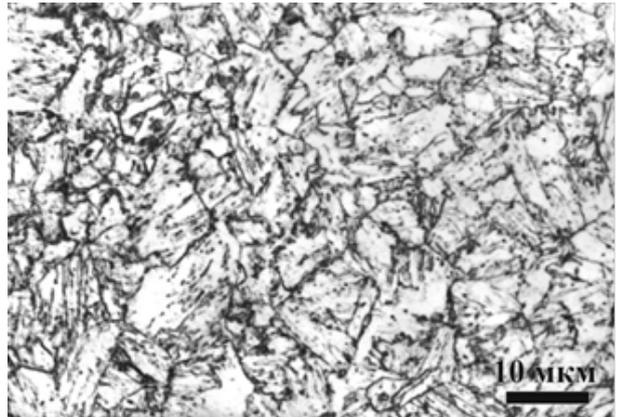
а



б

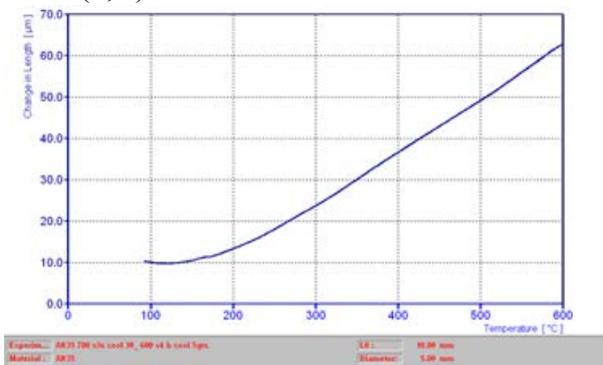


б

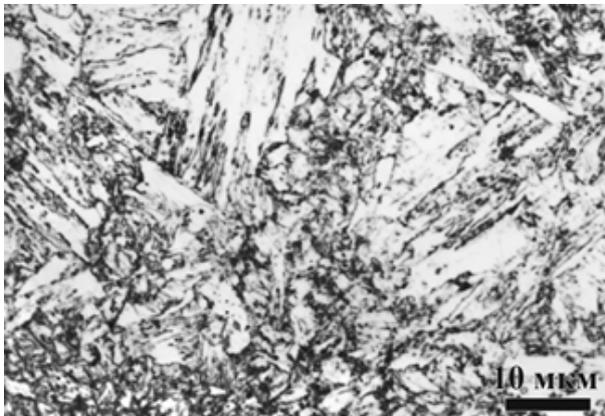


г

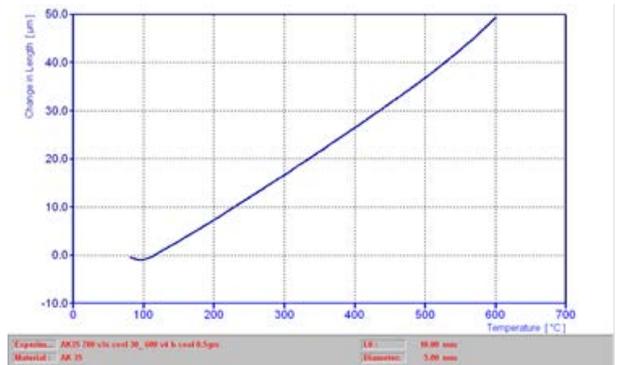
Рисунок 5.3.1.3 - Дилатометрические кривые (а, б) и микроструктура (в, г) образцов из стали марки 10ХН4МДФ после обработки по режимам 3 (а, в) и 7 (б, г) и охлаждения со скоростью 5°С/с (а, в) и 0,5°С/с (б, г)



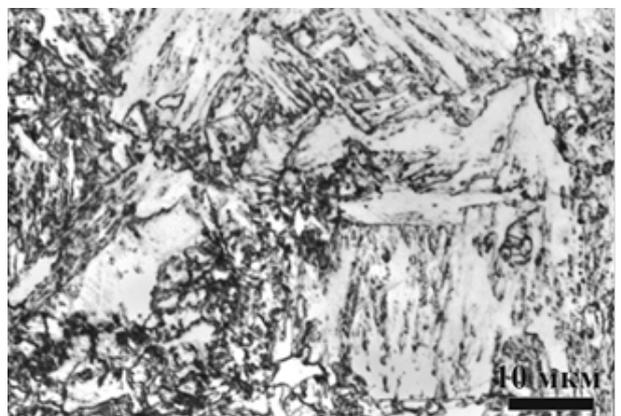
а



б



б



г

Рисунок 5.3.1.4 - Дилатометрические кривые (а, б) и микроструктура (в, г) образцов из стали марки 10ХН4МДФ после обработки по режимам 4 (а, в) и 8 (б, г) и охлаждения со скоростью 5°С/с (а, в) и 0,5°С/с (б, г)

Таким образом, при послесварочном отпуске на 1, 2 и 3-ем участках ЗТВ в стали 10ХН4МДФ может происходить распад остаточного аустенита с образованием высокоуглеродистого вторичного мартенсита, при этом снижение скорости охлаждения снижает мартенситную точку, повышая уровень остаточных напряжений, по сравнению с ускоренным охлаждением после отпуска. Следует однако заметить, что доля остаточного аустенита в исследуемой стали не превышает 5-9 % [41].

5.3.2 Сталь марки 10ХН3МДФ

Результаты обработки данных, полученных в ходе дилатометрического анализа образцов из стали марки 10ХН3МДФ, обработанных по режимам 1 и 5 (имитация отпуска первого крупнозернистого участка), показывают, что при выдержке во время отпуска, также как и в стали марки 10ХН4МДФ происходит постоянное увеличение удельного объема образцов, рисунок 5.3.2.1 а,б. Микроструктура, рисунок 5.3.2.1 д, е, представляет собой отпущенный мартенсит, неоднородность приводит к разной степени отпуска на разных участках структуры. После охлаждения образцов со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, обработанных по режиму 1, происходит мартенситное превращение, начинающееся при температуре 300°C . В образцах, обработанных по режиму 5, после охлаждения со скоростью $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ превращение начинается при температуре 500°C , происходит практически полностью, незначительное увеличение объема при температуре 150°C свидетельствует об образовании мартенсита.

Результаты испытаний образцов, обработанных по режимам 2 и 6 (имитация отпуска участка полной перекристаллизации), показывают, что при выдержке во время отпуска практически не происходит изменения удельного объема. При охлаждении с обеими исследованными скоростями превращение начинается при температуре 520°C , т.е. в области образования верхнего бейнита, однако, при охлаждении со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ мартенситное превращение начинается при температуре 200°C , а при скорости $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ - при температуре 150°C , рисунок 5.3.2.2 а, б. Эти температуры ниже, чем для стали марки 10ХН4МДФ. Микроструктура представляет собой отпущенную мелкозернистую бейнитную структуру с множественными карбидами по границам и внутри зерен, рисунок 5.3.2.2 в, г.

При охлаждении после отпуска по режиму 3 (имитация отпуска участка частичной перекристаллизации) образцов, нагретых до температуры межкритического интервала, бейнитное превращение начинается при температуре 550°C , а мартенситное - при температуре 200°C , рисунок 5.2.3.3 а, б. Полученная в результате отпуска структура представлена на рисунке 5.2.3.3 в, г.

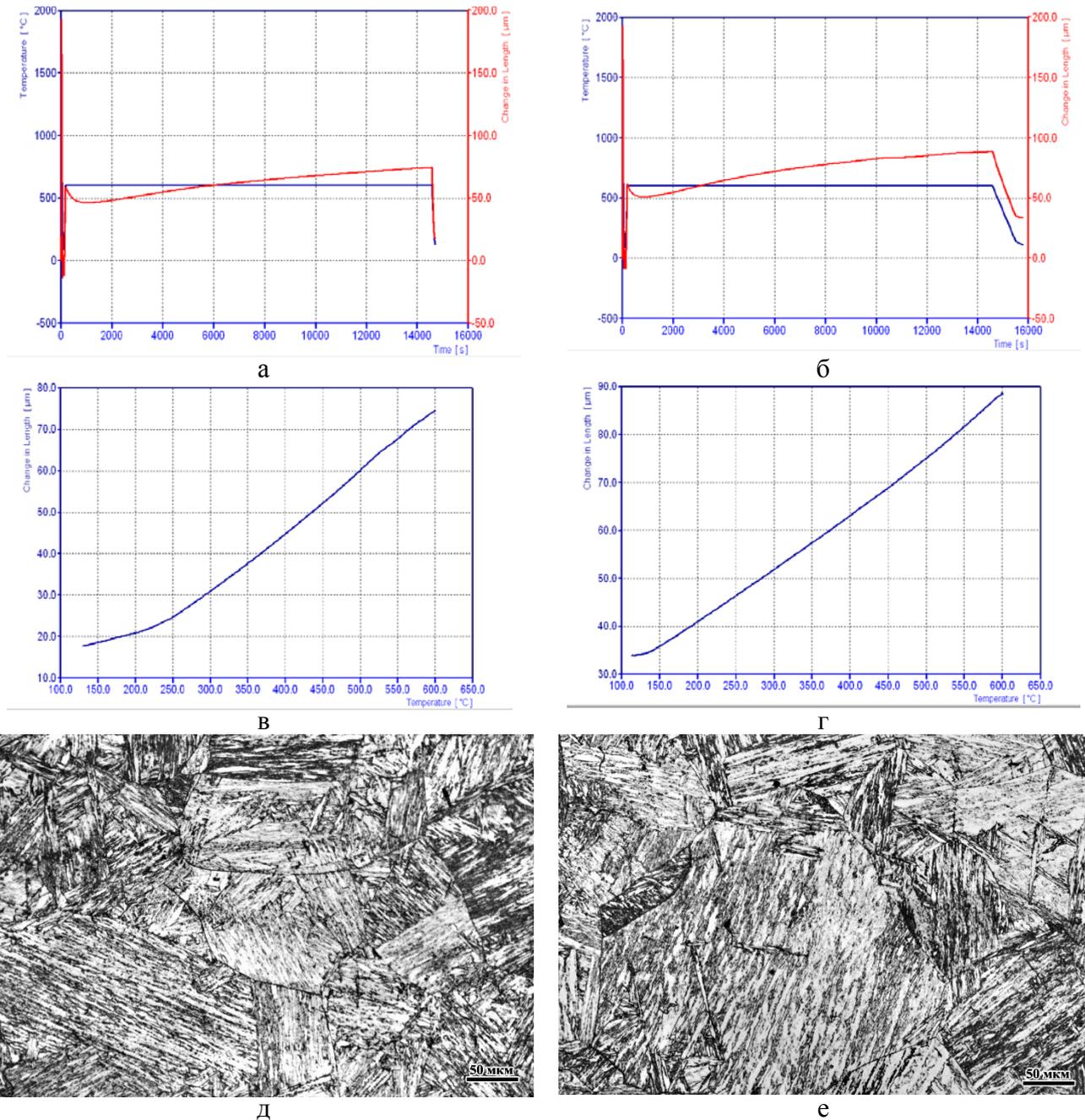


Рисунок 5.3.2.1 - Дилатометрические кривые (а,б,в,г) и микроструктура (д,е) образцов из стали марки 10ХНЗМД после обработки по режимам 1 (а, в,д) и 5 (б, г,е) и охлаждения со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (а,в,д) и $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (б,г,е)

Рассмотрение фазовых превращений по режиму 4 (после нагрева немного выше A_{c1}) показывает, что при охлаждении со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ аустенит претерпевает мартенситное превращение при температуре 300°C , рисунок 5.3.2.4 а. В процессе охлаждения со скоростью $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (режим 8) в отличие от стали 10ХН4МДФ превращение остаточного аустенита начинается при температуре 500°C образованием верхнего бейнита и заканчивается при температуре 250°C мартенситным превращением, незначительные перегибы на дилатометрической кривой, рисунок 5.3.2.4 б, свидетельствуют о крайне малом его количестве.

Микроструктура представляет собой сильно отпущенную «бывшую» мартенситную структуру и вновь сформированную структуру верхнего бейнита и мартенсита, образовавшегося в основном по границам зерен. Кроме того, наблюдается много карбидных выделений, рисунок 5.3.2.4 в,г.

Таким образом, при послесварочном отпуске на 1, 2 и 3-ем участках ЗТВ в стали марки 10ХНЗМДФ происходят те же структурные превращения, что и в стали марки 10ХН4МДФ – распад остаточного аустенита с образованием верхнего бейнита и вторичного мартенсита. Происходящие при этих превращениях изменения объема вызывают упругие деформации, являющиеся причиной остаточных напряжений. Учитывая, что доля остаточного аустенита в сталях близкого к исследованным химического состава не превышает 5-9% [41], объемные превращения, происходящие в ЗТВ, не могут изменять общего характера распределения ОСН, вызывая снижение их уровня и градиента [100, 101, 102].

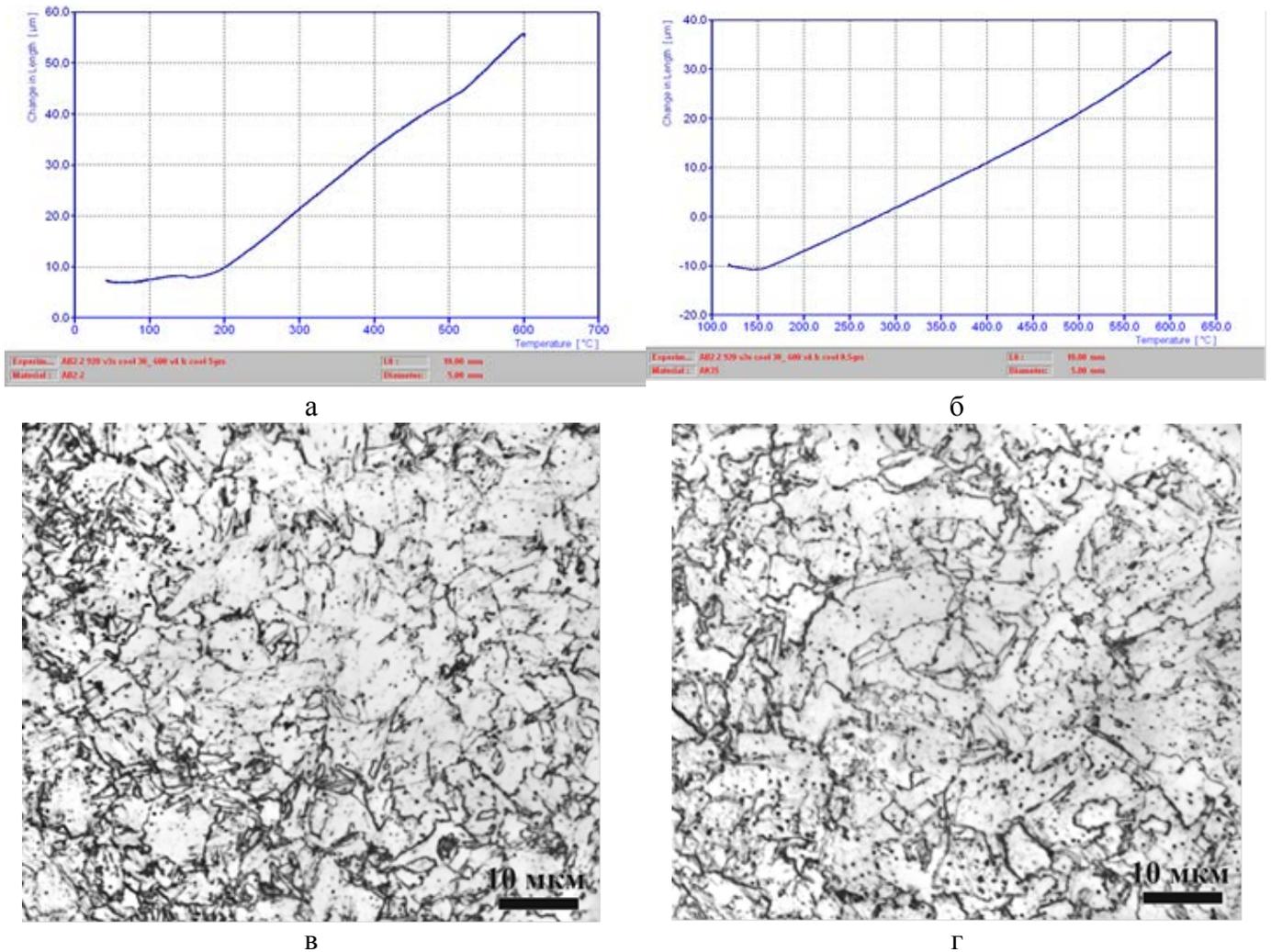


Рисунок 5.3.2.2 - Дилатометрические кривые (а,б) и микроструктура (в,г) образцов из стали марки 10ХНЗМД при охлаждении со скоростью 5°С/с (а,в) и 0,5°С/с (б,г) после обработки по режимам 2 (а, в) и 6 (б, г)

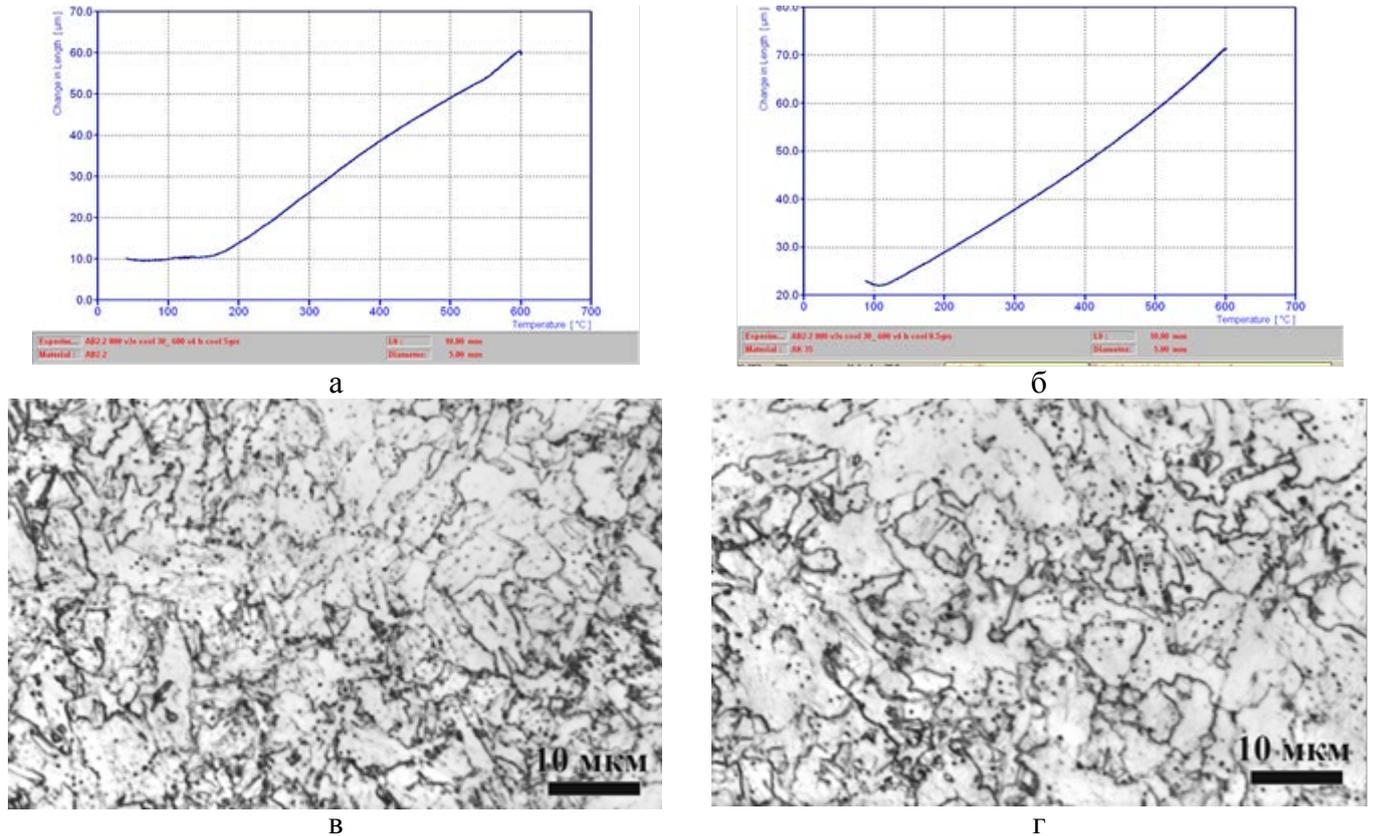


Рисунок 5.3.2.3 - Дилатометрические кривые (а,б) и микроструктура (в,г) образцов из стали марки 10ХНЗМД после обработки по режимам 3 (а, в) и 7 (б, г) и охлаждения со скоростью 5°С/с (а,в) и 0,5°С/с (б,г)

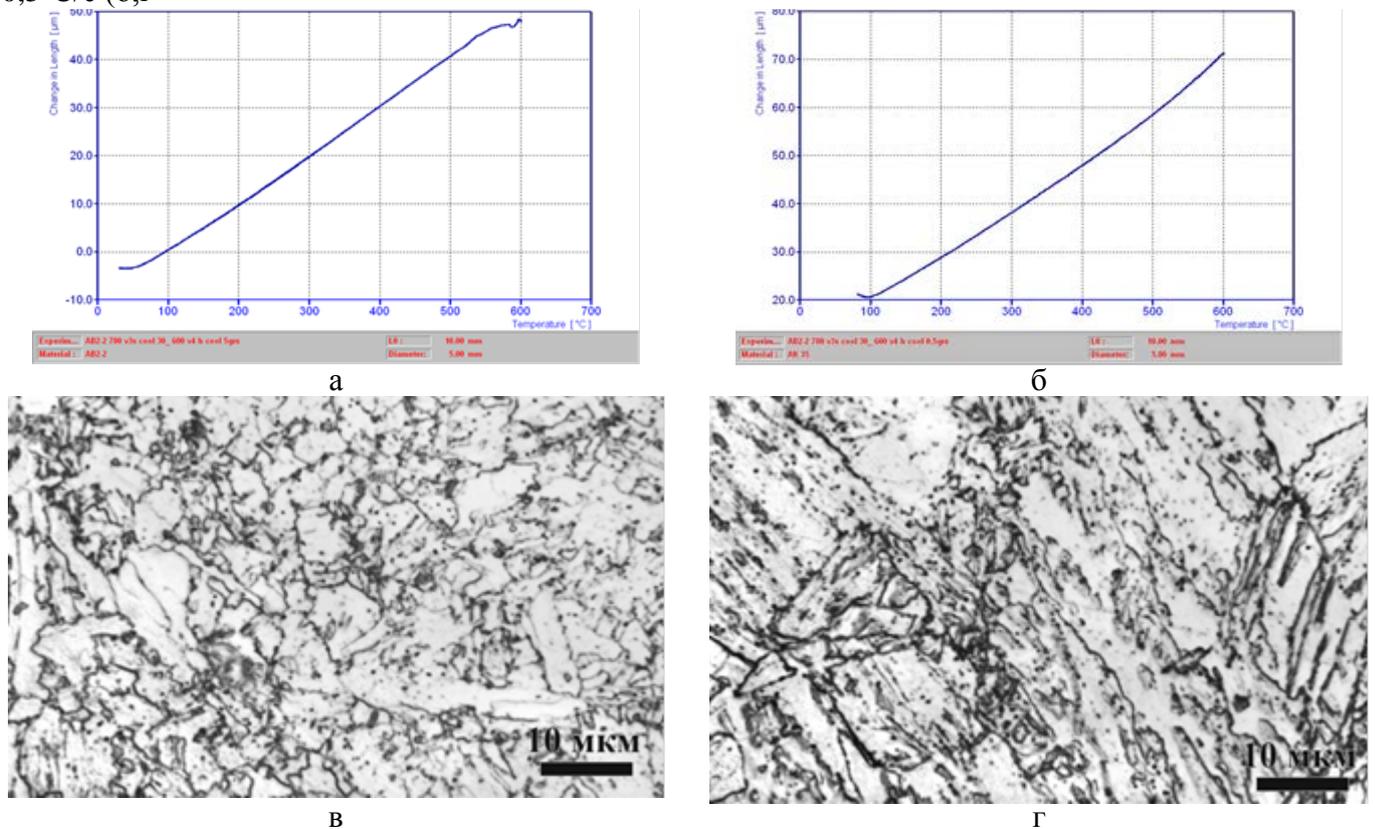


Рисунок 5.3.2.4 - Дилатометрические кривые (а,б) и микроструктура (в,г) образцов из стали марки 10ХНЗМД после обработки по режимам 4 (а, в) и 8 (б, г) и охлаждения со скоростью 5°С/с (а,в) и 0,5°С/с (б,г)

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 5

Выполнены исследования влияния кратковременного и длительного отпуска на структуру, твердость и механические свойства основного металла и металла различных участков ЗТВ высокопрочной стали марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ, полученных путем имитации ТЦС дуговой сварки, и показано следующее.

1. Высокий отпуск закаленного основного металла с мартенситно-бейнитной структурой приводит к снижению плотности дислокаций и коагуляции специальных карбидов в реечном мартенсите, благодаря чему узлы дислокационной сетки освобождаются, и происходит полигонизация дислокаций. В структуре нижнего бейнита существенных изменений не отмечается: большая часть атомов углерода связана в карбиды цементита. При отпуске верхнего бейнита в бейнитном феррите карбиды не выделяются, т.к. в областях аустенита, обогащенных углеродом уже в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при закалке образуется феррит с крупными пластинами цементита, которые при высоком отпуске легируются Cr, Mo и коагулируют.

Наиболее опасным для основного металла является нагрев закаленной стали в область температур среднего отпуска ($\sim 450^\circ\text{C}$), поскольку приводит к снижению сопротивляемости хрупким разрушениям при низких температурах, что обусловлено распадом участков остаточного аустенита с образованием хрупких пластинчатых карбидов цементитного типа.

2. Кратковременный высокий отпуск при температуре 640°C для металла крупнозернистого участка ЗТВ, полученного после высокоскоростного нагрева до температуры 1350°C , не приводит к появлению рекристаллизованного и полигонизованного состояния металла, т.е. не изменяет морфологию и внутреннюю структуру выявленных фаз (мартенсита и бейнита).

Снижение ударной вязкости после охлаждения со скоростью $6^\circ\text{C}/\text{с}$ на первом участке ЗТВ после имитации ТЦС, кратковременного отпуска при температуре 640°C и испытания образцов при температуре минус 60°C с 250 до 150 Дж/см² для стали марки 10ХН4МДФ и со 160 до 120 Дж/см² для стали марки 10ХН3МДФ и повышение твердости образцов на 15% обусловлено, главным образом, эффектом закрепления дислокаций углеродом, наиболее значительно проявляющимся при отпуске мартенсита.

Кратковременный отпуск при температуре 600°C приводит к более значительному понижению ударной вязкости по сравнению с закаленным состоянием, особенно при температуре испытания -60°C .

Кратковременный отпуск инициирует протекание быстротекущих процессов, таких как диффузионное перемещение атомов внедрения (углерода) на короткие (несколько нанометров) расстояния с образованием сегрегаций на дислокациях и границах, что уменьшает их подвижность, приводя к увеличению твердости и охрупчиванию.

3. При длительном послесварочном отпуске на 1, 2 и 3-ем участках ЗТВ в стали марок 10ХНЗМДФ и 10ХН4МДФ происходят фазовые и структурные превращения, характер которых определяется как температурой нагрева выше A_{c1} , так и скоростью охлаждения.

В первом крупнозернистом участке ЗТВ выдержка при отпуске сопровождается увеличением объема, выводящим образцы за первоначальный объем, что свидетельствует о распаде остаточного аустенита по мартенситному механизму, на 2 и 3-ем участках ЗТВ выдержка при отпуске не приводит к увеличению объема. Ускоренное охлаждение после отпуска со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к превращению остаточного аустенита, доля которого не превышает 5-9%, в мартенсит при температуре $\sim 300^{\circ}\text{C}$. При замедленном охлаждении со скоростью $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ превращение начинается в бейнитной области (в интервале температур $500-550^{\circ}\text{C}$) и заканчивается образованием мартенсита при температуре $\sim 200^{\circ}\text{C}$. Происходящие при этих превращениях изменения объема могут вызывать упругие деформации, являющиеся причиной остаточных напряжений, при этом снижение скорости охлаждения с 5 до $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ снижая мартенситную точку, повышает уровень остаточных напряжений по сравнению с ускоренным охлаждением.

Представляется однако, что уровень фазовых напряжений, обусловленный распадом остаточного аустенита по мартенситному механизму, не может быть значительным, поскольку доля остаточного аустенита в исследуемых сталях не превышает 5-9%, т.е. распад остаточного аустенита не вызовет необратимых изменений (разрушений) сварных соединений.

Учитывая, что растрескивание сварных соединений при отпуске, тем не менее, имеет место, в следующей главе представлены результаты исследования совместного влияния температуры и деформации на структурные изменения на крупнозернистом участке и участке нагрева в межкритический интервал ЗТВ, на которых отмечены наиболее существенные изменения объема при фазовом превращении.

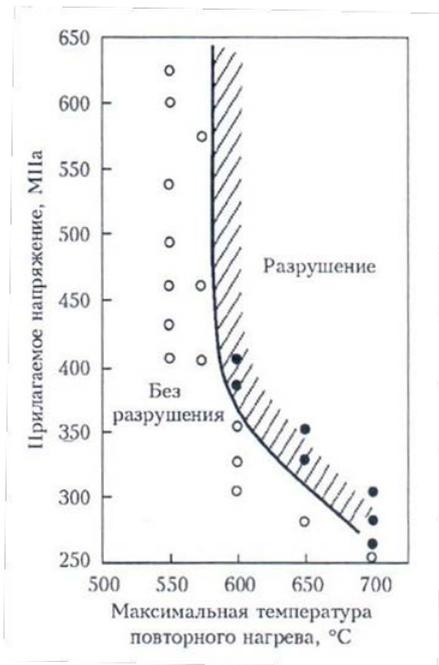
ГЛАВА 6. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТПУСКА НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ЗТВ

Как показано в предыдущих главах, для сварных соединений термоупрочненных сталей характерны две области значительной структурно-механической неоднородности в ЗТВ. Первая область – участок крупного зерна ЗТВ, примыкающий к линии сплавления. Для хромоникельмолибденовых сталей размер зерна на этом участке может достигать 180-200 мкм при общей протяженности ЗТВ высокопрочных легированных сталей при ручной дуговой или автоматической сварке – 4-6 мм. Как показано в главе 5, при кратковременном отпуске на этом участке происходит перераспределение углерода в мартенсите и блокирование дислокаций элементами внедрения, а при длительном отпуске – распад обогащенного углеродом остаточного аустенита с образованием вторичного мартенсита, что может повышать фазовые напряжения.

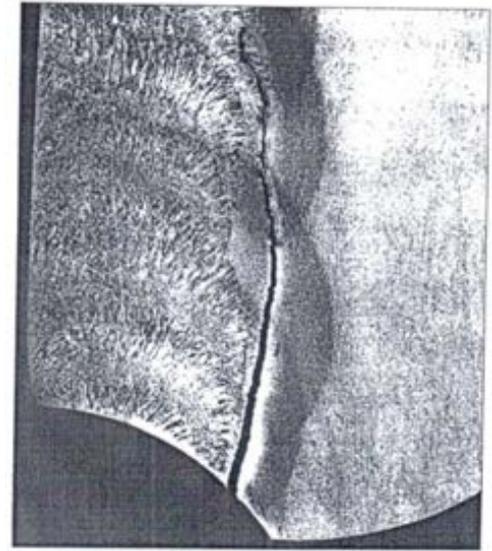
Вторая область – участок частичной перекристаллизации, соответствующий нагреву в интервале температур A_{c1} – A_{c3} , на котором характерная для сталей выбранного легирования бейнитно-мартенситная структура при нагреве и последующем охлаждении заменяется смешанной, состоящей из «бывшей» бейнитно-мартенситной структуры и из немартенситных продуктов распада вновь образовавшегося аустенита (феррит). При длительном отпуске происходит превращение высокоуглеродистого остаточного аустенита, доля которого составляет не более 5-9 %, в мартенсит при достаточно низких температурах, вызывая фазовые микронапряжения.

Отпуск сварных соединений не обеспечивает перекристаллизации металла, но является процессом изменения напряжений, протекающим в соответствии с законами теории ползучести, и он близок к самопроизвольному изменению напряжений при постоянных деформациях, т.е. к релаксации напряжений.

Как показано в главах 3 и 5, фазовые и структурные превращения в ЗТВ, в том числе при кратковременном отпуске (имитация влияния от наложения последующих валиков при многопроходной сварке) или длительном (послесварочном) отпуске, не могут приводить к растрескиванию. Тем не менее, это явление часто наблюдается в разностенных элементах сварных соединений, рисунок 6.1, когда температурное воздействие сочетается с влиянием деформации и происходит релаксация сварочных напряжений [103].



а



б

Рисунок 6.1 – Влияние прилагаемых напряжений и максимальной температуры повторного нагрева на образование трещин отпуска в образцах из стали марки 10ГН2МФА [75] (а), трещина в ЗТВ сварной конструкции из стали марки 10ХН4МДФ после отпуска (б)

Цель выполненных в этой главе исследований – поиск причин растрескивания сварных соединений, наблюдаемых при послесварочном отпуске.

Источником деформации, которая может вызывать образование трещин при термической обработке сварных соединений, является релаксация внутренних сварочных напряжений и напряжений, вызванных объемными изменениями в результате структурных превращений при сварке и термической обработке.

При отпуске высокие термические растягивающие напряжения, возникающие из-за неравномерного распределения температур толстостенных или разностенных элементов сварных конструкций, если они складываются с остаточными сварочными напряжениями, вероятно, могут приводить к образованию трещин в зоне концентраторов.

В этой связи важно иметь представления об изменении структуры указанных участков ЗТВ и основного металла под влиянием нагрузки, имитирующей релаксацию остаточных напряжений в сварном соединении, и одновременном воздействии температуры при высоком отпуске. Для высокопрочных легированных судосталей и их сварных соединений подобные исследования отсутствуют.

В настоящей главе представлены результаты исследования совместного влияния температуры и деформации при низкой ($5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$), средней ($5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$) и высокой ($3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) скорости нагружения на структурные изменения основного металла и металла двух участков ЗТВ с наибольшей структурной неоднородностью, полученные совместно с соавторами, анализ

результатов которых выполнен автором [104]. Скорость деформирования $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (20%/мин) соответствует режиму статического нагружения по ГОСТ 1497. Низкая скорость нагружения $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (2%/час) была выбрана как минимальная скорость ползучести, при которой на временной базе, соответствующей времени отпуска сварных конструкций больших толщин, могут быть достигнуты ожидаемые деформации разрушения. Эта скорость является приемлемой по возможностям проведения эксперимента на используемом оборудовании. Скорость деформирования $V_2=5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (20%/час) является средней из выбранного диапазона.

Для изучения структурных изменений и особенностей разрушения основного металла, металла первого участка ЗТВ и металла участка частичной перекристаллизации ЗТВ под воздействием температуры и деформации с различной скоростью при имитации ТЦС с послесварочным отпуском для снятия напряжений были проведены исследования на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800.

Для образцов исследуемых сталей в состоянии поставки (закалка и высокий отпуск) выполняли следующие режимы термосилового нагружения:

а) нагрев до температуры отпуска, выдержка 10 минут и деформация растяжением до разрушения со скоростями $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (V_1), $5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (V_2) и $5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (V_3) для имитации воздействия послесварочного отпуска на основной металл;

б) нагрев до температуры 1350°C , время выдержки 3 с, охлаждение со скоростью $100^\circ\text{C}/\text{с}$ – имитация термического цикла сварки на первом участке ЗТВ в наиболее «жестком» варианте по скорости охлаждения (ручная сварка, полуавтоматическая сварка тонкой проволокой), затем нагрев до температуры отпуска, выдержка 10 минут и деформация растяжением до разрушения со скоростями $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (V_1), $5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (V_2) и $5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (V_3);

в) нагрев до температуры 780°C , характерной для участка частичной перекристаллизации, время выдержки 3 с, охлаждение со скоростью $30^\circ\text{C}/\text{с}$, затем нагрев до температуры отпуска, выдержка 10 минут и деформация растяжением до разрушения со скоростями $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (V_1) и $5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (V_3).

Сравнительную оценку деформации разрушения производили методом определения на базе 15 мм величины относительного удлинения образцов после испытания.

6.1. Влияние деформации с различной скоростью при температуре отпуска на пластичность образцов из стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ

На рисунке 6.2 приведены диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600°C при исследованных скоростях деформирования V_1 , V_2 и V_3 образцов от основного металла, а также для первого участка ЗТВ и участка частичной перекристаллизации (после имитации сварочного нагрева) из стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ.

Испытания на растяжение при температуре 600°C со скоростью деформирования V_1 для стали марки 10ХН4МДФ показывают, что максимальная нагрузка близка для образцов основного металла и образцов участка частичной перекристаллизации (580 и 575 МПа соответственно), а максимальная нагрузка для образцов первого участка на 15-20% выше (670 МПа), рисунок 6.2 а. Это обусловлено формированием на этом участке закаленной крупнозернистой мартенситной структуры, в отличие от ферритно-бейнитной структуры участка частичной перекристаллизации и структуры дисперсного мартенсита основного металла. Общее удлинение перед разрушением при этом составляет ~4,5 мм для основного металла, ~1,4 мм для первого участка, ~5,0 мм для участка частичной перекристаллизации. По мере понижения скорости деформирования до V_3 происходит снижение значений максимальной нагрузки для первого участка, участка частичной перекристаллизации ЗТВ и основного металла, и её значение составляет 400, 350 и 410 МПа соответственно. Общее удлинение перед разрушением также снизилось до 0,5 мм для первого участка, до 1,3 мм для участка частичной перекристаллизации и до 1,0 мм для основного металла.

Для стали марки 10ХН3МДФ после испытания на растяжение при температуре 600°C характер кривых деформирования не изменился, рисунок 6.2 г. При скорости деформирования V_1 максимальная нагрузка для образцов основного металла и участка частичной перекристаллизации составляет 400 и 360 МПа соответственно, а максимальная нагрузка для образцов первого участка – 530 МПа, что связано с формированием структуры мартенсита. Общее удлинение перед разрушением составляет ~6,0 мм для основного металла, ~2,3 мм для первого участка, ~7,0 мм для участка частичной перекристаллизации.

При понижении скорости деформирования с V_1 до V_3 происходит снижение максимальной нагрузки для всех участков и основного металла примерно в 2 раза, рисунок 6.2 е, и составляет: для образцов основного металла - 220 МПа, для образцов участка частичной перекристаллизации - 175 МПа, для образцов первого участка - 260 МПа. Общее удлинение перед разрушением при скорости деформирования V_3 , также как и для стали марки 10ХН4МДФ, снизилось до 0,5 мм для первого участка, до 4,5 мм для участка частичной перекристаллизации и до 2,5 мм для основного металла.

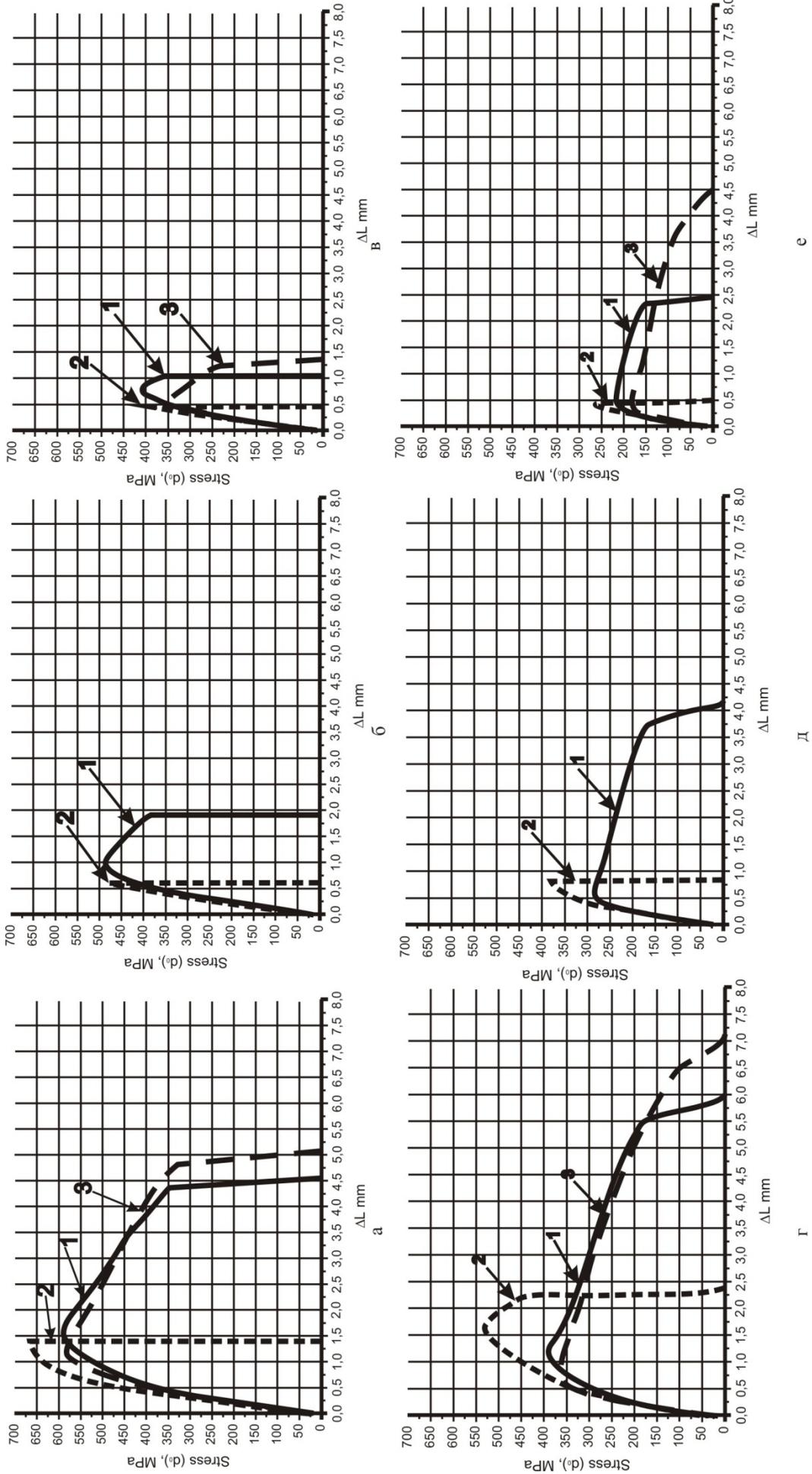


Рисунок 6.2 - Диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600°C при скоростях деформирования V_1 (а, г), V_2 (б, д) и V_3 (в, е) образцов от основного металла, крупнозернистого участка и участка частичной перекристаллизации ЗТВ после имитации сварочного нагрева из стали марок 10ХН4МДФ (а, б, в) и 10ХНЗМДФ (г, д, е):
 1-основной металл, 2-крупнозернистый участок ЗТВ, 3-участок частичной перекристаллизации

Таким образом, для стали марки 10ХН3МДФ после испытания на растяжение при температуре 600°C характер кривых деформирования такой же как и для стали марки 10ХН4МДФ, однако максимальная нагрузка для всех образцов ниже, а общее удлинение, характеризующее пластичность металла, на 25-40% выше.

Как видно из рисунка 6.2, для обеих марок стали по мере снижения скорости деформирования при температуре 600°C происходит снижение значений максимальной нагрузки для всех участков ЗТВ и основного металла, и её значение при скорости V_3 примерно в 1,5-2,5 раза ниже по сравнению со скоростью V_1 . Это свидетельствует о снижении сопротивления малым пластическим деформациям с понижением скорости деформирования.

При повышении температуры испытаний до 640°C, имитирующем повышение температуры послесварочного отпуска, наблюдаются следующие закономерности, рисунок 6.3. Максимальные выдерживаемые нагрузки при всех скоростях деформирования ниже по сравнению с испытаниями при температуре 600°C примерно на 100 МПа для обеих марок стали. Величина общего удлинения перед разрушением для основного металла стали марки 10ХН4МДФ снизилась в 2 раза при всех скоростях деформирования, для остальных участков ЗТВ не изменилась. Для основного металла стали марки 10ХН3МДФ величина общего удлинения перед разрушением повысилась в 1,5-2 раза при деформировании со скоростью V_2 и V_3 , а для скорости V_1 осталась такой же, для остальных участков ЗТВ не изменилась.

В стали марки 10ХН4МДФ при скорости деформирования V_1 максимальная нагрузка для образцов основного металла и участка частичной перекристаллизации составляет 500 и 480 МПа соответственно, а максимальная нагрузка для образцов первого участка – 550 МПа, рисунок 6.3 а. При понижении скорости деформирования от V_1 до V_3 максимальная нагрузка снижается, по-видимому, вследствие более полного протекания процессов аннигиляции дислокаций при пластической деформации, рисунок 6.3 в. Величина общего удлинения при этом уменьшается – для основного металла с 2,5 до 0,6 мм, для крупнозернистого участка с 1,3 до 0,5 мм, для участка частичной перекристаллизации с 4,5 до 1,75 мм, рисунок 6.3. а-в.

В стали марки 10ХН3МДФ при температуре 640°C и скорости деформирования V_1 максимальная нагрузка для образцов основного металла составляет 300 МПа, для образцов первого участка – 400 МПа, для образцов участка частичной перекристаллизации – 280 МПа. При понижении скорости деформирования от V_1 до V_3 максимальная нагрузка снижается для всех участков в 2-3 раза, рисунок 6.3 е. Величина общего удлинения уменьшается – для основного металла с 6,0 до 5,3 мм, для

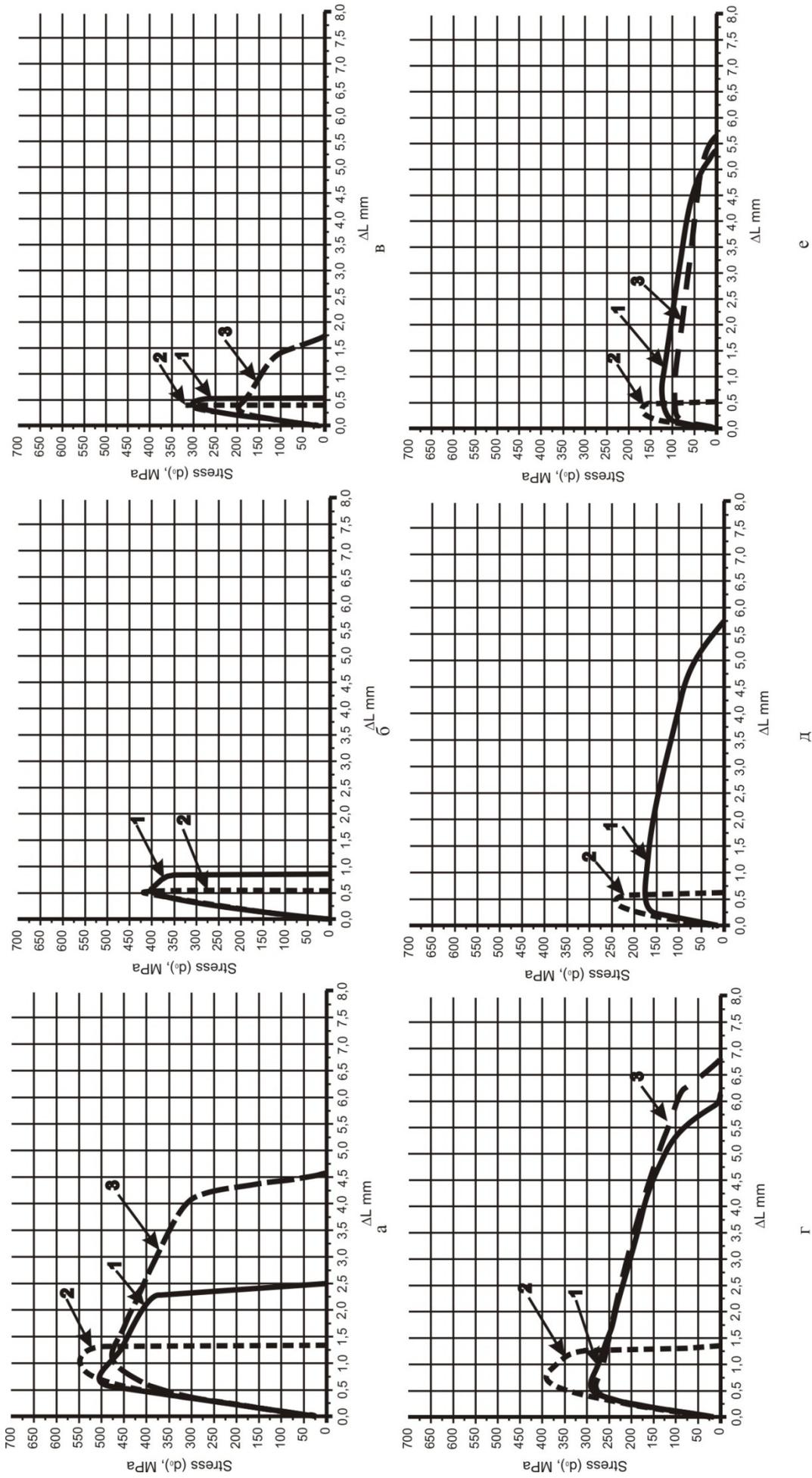


Рисунок 6.3 - Диаграммы испытаний на растяжение при температуре 640°C при скоростях деформирования V_1 (а, г), V_2 (б, д) и V_3 (в, е) образцов от основного металла, крупнозернистого участка и участка частичной перекристаллизации ЗТВ после имитации сварочного нагрева из стали марок 10ХН4МДФ (а, б, в) и 10ХНЗМДФ (г, д, е):
 1-основной металл, 2-крупнозернистый участок ЗТВ, 3-участок частичной перекристаллизации

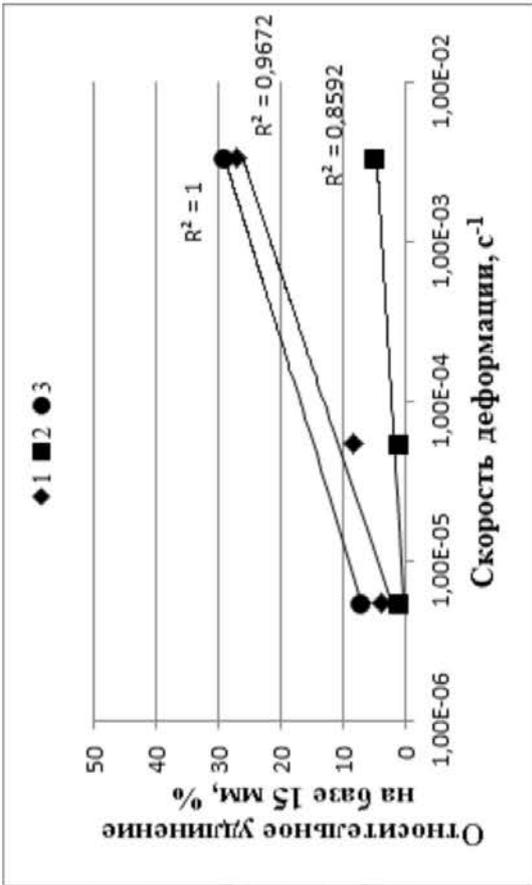
крупнозернистого участка с 1,3 до 0,5 мм, для участка частичной перекристаллизации с 6,7 до 5,7 мм, рисунок 6.3. г-е.

Обобщенные зависимости значений относительного удлинения образцов перед разрушением в полулогарифмических координатах представлены на рисунке 6.4 и в таблице 6.1. Максимальной пластичностью при всех видах испытания характеризуется участок частичной перекристаллизации, а наиболее низкой – участок крупного зерна. Для всех образцов наблюдается снижение относительного удлинения с понижением скорости деформирования.

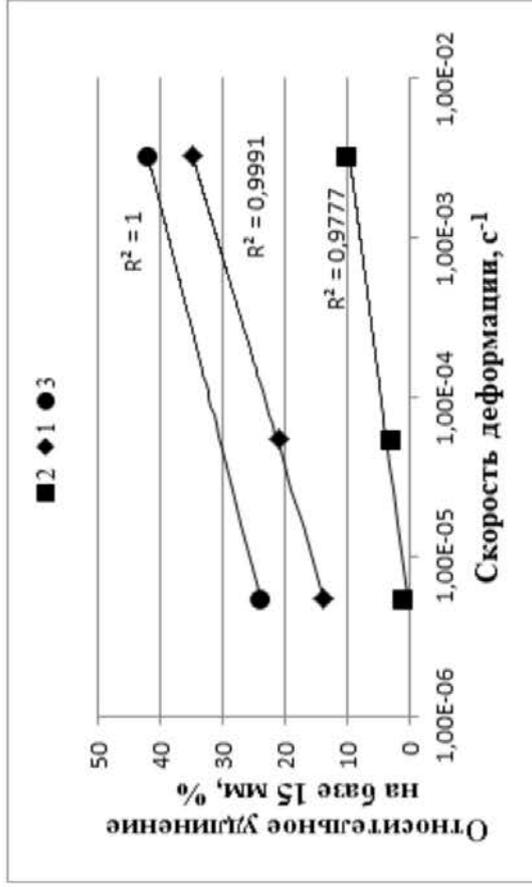
При понижении скорости деформирования от V_1 до V_3 при температуре 600°C величина относительного удлинения для образцов основного металла снижается с 27% до 4% для стали марки 10ХН4МДФ и с 35% до 14% для стали марки 10ХН3МДФ, для образцов участка частичной перекристаллизации - с 29% до 7% для стали марки 10ХН4МДФ и с 42% до 24% для стали марки 10ХН3МД, рисунок 6.4 а, б.

Снижение значений общего удлинения перед разрушением подчиняется практически линейной зависимости в полулогарифмических координатах. Следует предположить, что кинетика процессов релаксации, происходящих в основном металле и в участке частичной перекристаллизации сталей обеих марок, имеет единую физическую природу, на что указывает одинаковый угол наклона прямых, и обусловлено морфологическим подобием формирующихся в этих участках ЗТВ структур. При температуре 640°C угол наклона изменяется незначительно, рисунок 6.4 в, г, по сравнению с температурой 600°C, а сами прямые параллельно смещаются вверх, в область более высоких значений относительного удлинения.

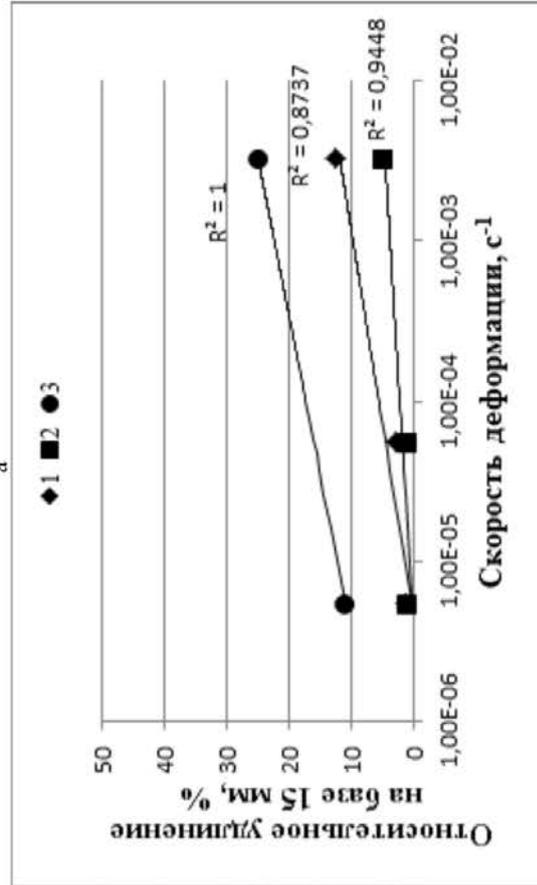
Однако если для стали марки 10ХН3МДФ с повышением температуры испытания от 600 до 640°C при скорости деформирования V_3 относительное удлинение повышается для образцов основного металла (с 14 до 30%) и участка частичной перекристаллизации (с 24 до 33 %), то для стали 10ХН4МДФ такая зависимость не наблюдается, и относительное удлинение даже снижается. Это может свидетельствовать об отличиях структурных превращений, протекающих в этих сталях при одновременном приложении нагрузки и теплового воздействия. Такое поведение обусловлено как различным типом карбидных превращений, распада остаточного аустенита, так и, как будет показано ниже, рекристаллизацией исходной структуры.



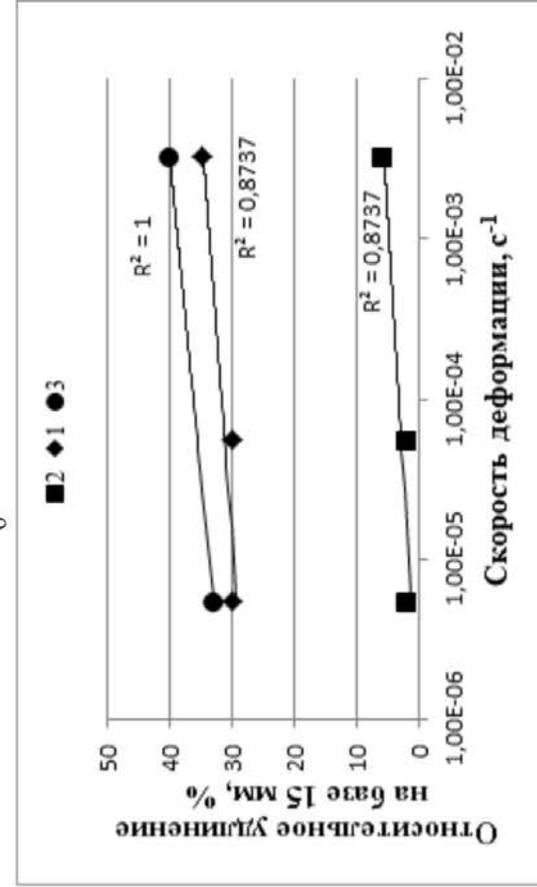
а



б



в



г

Рисунок 6.4 – Значения относительного удлинения перед разрушением образцов из стали марок 10XН4МДФ (а, в) и 10XН3МДФ (б, г) после имитации сварочного нагрева и отпуска при температуре 600°C (а, б) и 640°C (в, г): 1-основной металл, 2-крупнозернистый участок ЗТВ, 3-участок частичной перекристаллизации

Таблица 6.1 – Относительное удлинение и время до разрушения при деформации с различной скоростью при температуре отпуска

	Температура отпуска	Скорость деформирования при температуре отпуска	Время до разрушения, с			Относительное удлинение перед разрушением на базе 15 мм, %		
			10ХН4МДФ	10ХН3МДФ	10ХН2МДБ	10ХН4МДФ	10ХН3МДФ	10ХН2МДБ
Основной металл	600°C	V ₁	77	92	101	27	35	39
		V ₂	1893	4151	-	8	21	-
		V ₃	10611	23070	44250	4	14	26
	640°C	V ₁	43	103	100	12,5	35	39
		V ₂	905	5786	-	3	30	-
		V ₃	5710	54620	45880	1,5	30	29
Имитация первого крупнозернистого участка ЗТВ	600°C	V ₁	25	40	19	5	10	5
		V ₂	622	852	-	1	3	-
		V ₃	5130	4970	4631	1	1	2
	640°C	V ₁	23	24	18	5	6	5
		V ₂	565	668	-	1	2	-
		V ₃	4435	5790	4910	1	2	2
Имитация участка частичной перекристаллизации ЗТВ	600°C	V ₁	85	119	103	29	42	39
		V ₃	13866	45236	44220	7	24	27
	640°C	V ₁	77	114	103	25	40	39
		V ₃	17775	57500	45410	11	33	29

Для имитированного первого участка ЗТВ отмечается более резкое снижение деформационной способности. Значения относительного удлинения перед разрушением при температуре 600°C уже при скорости V₁ составляют 10% для стали марки 10ХН3МДФ, 5% - для стали марки 10ХН4МДФ. Можно предположить, что в стали марки 10ХН3МДФ большее значение относительного удлинения обусловлено снижением роли препятствий для движения дислокаций. При этом при скорости V₃ разрушение происходит с минимальной пластической деформацией (~ 1%) у обеих марок стали, что косвенно указывает на одинаковую плотность распределения границ

раздела. Значения относительного удлинения перед разрушением при температуре 640°C для первого участка ЗТВ не изменились для обеих марок стали, таблица 6.1.

Исследования, приведенные ниже, относятся к новой разработанной стали 10ХН2МДБ.

На рисунке 6.5 приведены диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600°C и 640°C при исследованных скоростях деформирования V_1 и V_3 образцов от основного металла, а также для первого участка ЗТВ и участка частичной перекристаллизации (после имитации сварочного нагрева) из стали марки 10ХН2МДБ, которая отличается меньшим уровнем легирования по отношению к первым двум, исследованным выше.

Испытания на растяжение при температуре 600°C со скоростью деформирования V_1 для стали марки 10ХН2МДБ показывают, что максимальная нагрузка близка к максимальной нагрузке стали марки 10ХН3МДФ, рисунок 6.5 а, и составляет 490 МПа для первого участка, 360 МПа - для участка частичной перекристаллизации ЗТВ и 420 МПа - для основного металла. По мере понижения скорости деформирования до V_3 происходит снижение значений максимальной нагрузки для первого участка, участка частичной перекристаллизации ЗТВ и основного металла практически в 2 раза, и её значения составляют 225, 170 и 210 МПа соответственно.

Общее удлинение перед разрушением при этом составляет ~5,75 мм для основного металла, ~1,1 мм для первого участка, ~6,0 мм для участка частичной перекристаллизации. Общее удлинение перед разрушением при понижении скорости деформирования до V_3 также снизилось до 0,5 мм для первого участка, до 4,2 мм для участка частичной перекристаллизации и основного металла. Таким образом, по сравнению со сталью 10ХН3МДФ отличий по величине общего удлинения практически не наблюдается.

При повышении температуры испытаний до 640°C, имитирующем повышение температуры послесварочного отпуска, рисунок 6.5 б, характер кривых не изменился. Максимальные выдерживаемые нагрузки при всех скоростях деформирования ниже по сравнению с испытаниями при температуре 600°C примерно на 25-50 МПа. Величина общего удлинения при этом не изменилась.

Таким образом, для стали марки 10ХН2МДБ после испытания на растяжение при температуре 600°C и 640°C характер кривых деформирования такой же как и для стали марки 10ХН3МДФ. Максимальная нагрузка для образцов после испытания на растяжение при температуре 600°C ниже на 20-25 МПа чем для стали марки 10ХН3МДФ, а общее удлинение перед разрушением, характеризующее пластичность металла, такое же.

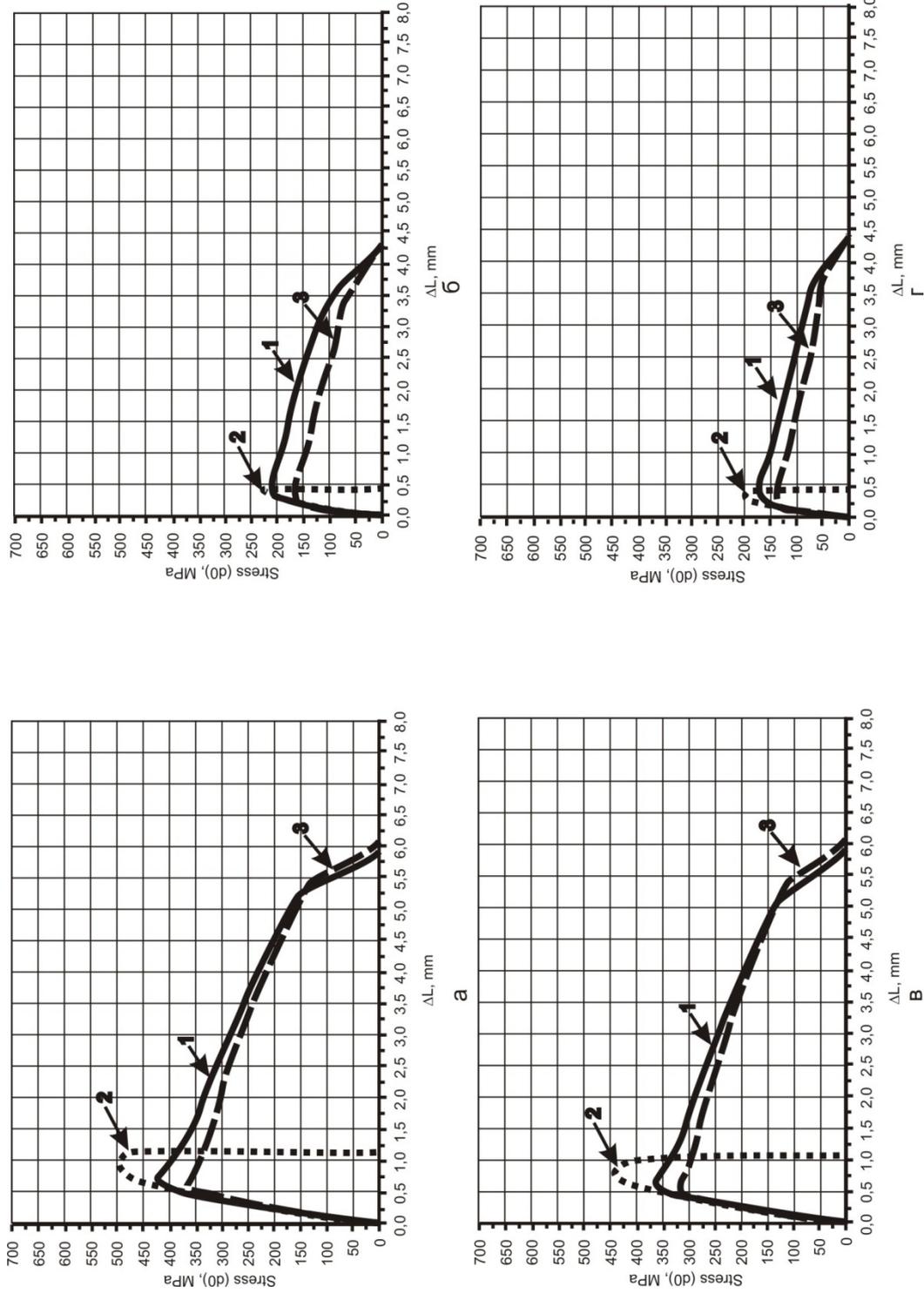


Рисунок 6.5 – Диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600°C (а, б) и 640°C (в, г) при скоростях деформирования V_1 (а, в) и V_3 (б, г) образцов от основного металла, крупнозернистого участка и участка частичной перекристаллизации ЗТВ после имитации сварочного нагрева из стали марки 10ХН2МДБ:

1-основной металл, 2-крупнозернистый участок ЗТВ, 3-участок частичной перекристаллизации

Максимальная нагрузка для образцов после испытания на растяжение при температуре 640°C выше на 50 МПа, чем для стали марки 10ХН3МДФ, а общее удлинение перед разрушением, характеризующее пластичность металла, такое же.

Выявленные закономерности потребовали более подробного изучения структурных изменений в этих сталях, происходящих при тепловом воздействии с приложением нагрузки, которые могли быть косвенно оценены по характеру разрушения этих образцов и их микроструктуре.

6.2. Исследования микроструктуры и характера разрушения образцов основного металла и образцов, имитирующих различные участки ЗТВ в сталях марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, после термомеханических воздействий

6.2.1. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 600°C без деформации

Структура основного металла после нагрева до температуры 600°C. Высокопрочные стали для сварных конструкций поставляются после закалки и высокого отпуска. В результате термической обработки в стали марки 10ХН4МДФ формируется структура отпущенного мартенсита, в стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ - отпущенная мартенситно-бейнитная структура, в которых сохраняются следы сдвигового превращения и границы бывших аустенитных зерен. Дополнительный нагрев в интервале температур отпуска стали в состоянии поставки (закалки и высокий отпуск) может изменять структуру вследствие распада остаточного аустенита или карбидных превращений.

В образцах основного металла из стали марки 10ХН4МДФ после дополнительного нагрева до температуры 600°C (которая близка к температуре отпуска стали в состоянии поставки), имитирующего влияние на основной металл послесварочного отпуска для снятия остаточных сварочных напряжений, сохраняется преимущественно мартенситная структура, рисунок 6.6 а. Размер бывшего аустенитного зерна соответствует 62-44 мкм.

В образцах основного металла из стали марки 10ХН3МДФ после такой же обработки сохраняется структура преимущественно речного бейнита с небольшим количеством мартенсита. Наряду с речными структурами наблюдается около 30% глобулярного бейнита, мелкодисперсные карбиды располагаются по границам зерен и в теле зерна, рисунок 6.6 б. Размер зерна несколько меньше и составляет 44-31 мкм.

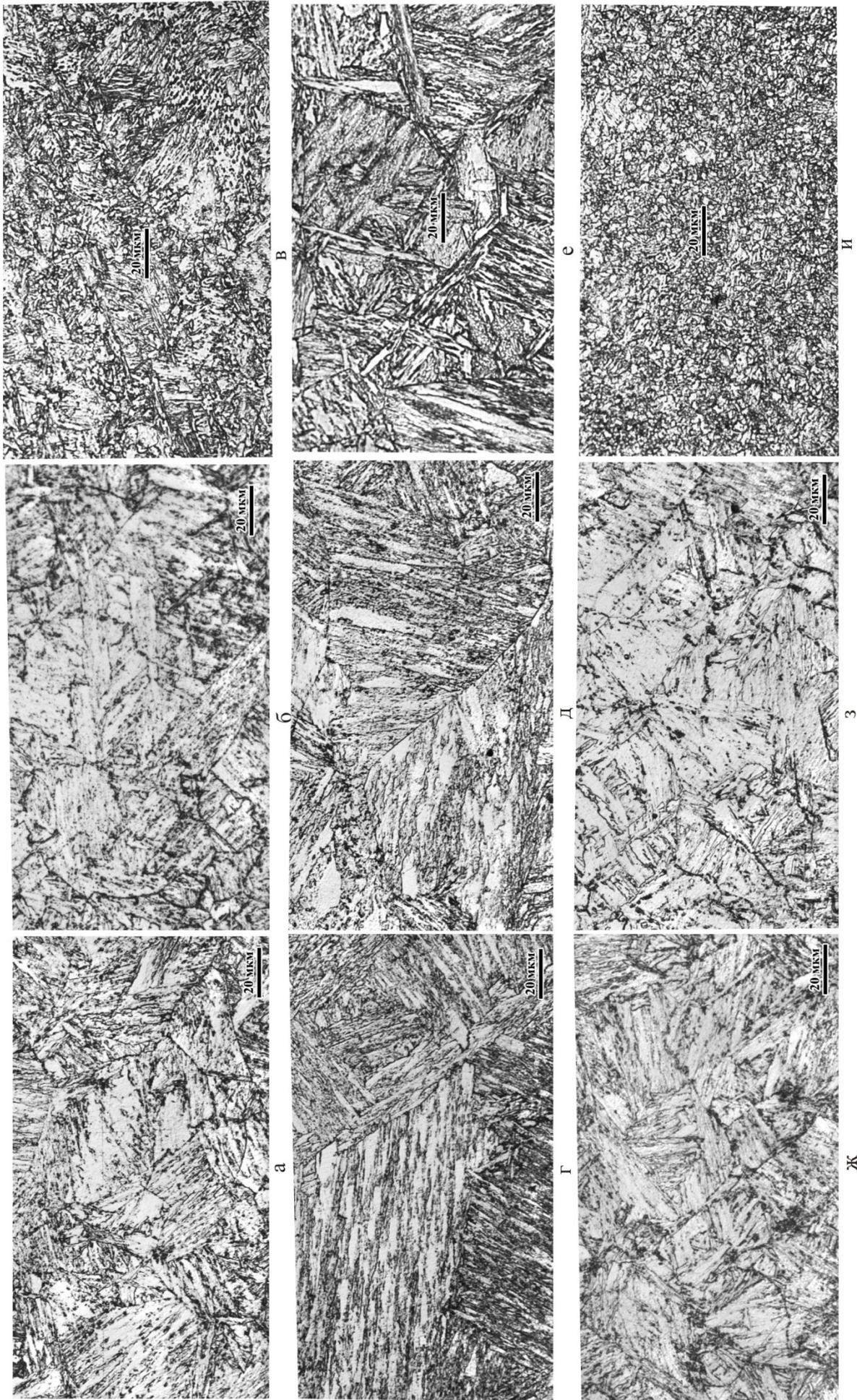


Рисунок 6.6 – Структура основного металла (а, б, в), первого участка (г, д, е) и участка частичной перекристаллизации (ж, з, и) 3ГВ после имитации сварочного нагрева и отпуска при температуре 600°С стали марок 10ХН4МДФ (а, г, ж), 10ХН3МДФ (б, д, з) и 10ХН2МДБ (в, е, и)

В образцах основного металла из стали марки 10ХН2МДБ после дополнительного нагрева до температуры 600°C сохраняется речный характер мартенситно-бейнитной структуры, рисунок 6.6 в. Размер зерна меньше, чем в сталях 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ, и составляет 44-22 мкм.

Характер образующихся структур свидетельствует о незначительном влиянии повторного отпуска при температуре 600°C на структуру основного металла исследуемых сталей [10, 105]

Структура крупнозернистого участка ЗТВ после нагрева до температуры 600°C. Микроструктура образцов из стали марки 10ХН4МДФ после имитации сварочного нагрева до температуры 1350°C (для первого крупнозернистого участка ЗТВ) с отпуском при температуре 600°C представляет собой отпущенный мартенсит с величиной бывшего аустенитного зерна 177-125 мкм, размер отдельных зерен составляет 44 мкм, рисунок 6.6 в.

Микроструктура образцов из стали марки 10ХН3МДФ после имитации сварочного нагрева с отпуском для первого крупнозернистого участка ЗТВ также представляет собой преимущественно отпущенную мартенситную структуру, в которой присутствует небольшое количество нижнего бейнита. Средний размер бывшего аустенитного зерна составляет 88 мкм, рисунок 6.6 г. Наличие бейнита характерно для сварных соединений из стали этой композиции легирования и способствует повышению вязких свойств [40, совместно с соавторами].

Микроструктура образцов из стали марки 10ХН2МДБ после имитации сварочного нагрева до температуры 1350°C (для первого крупнозернистого участка ЗТВ) с отпуском при температуре 600°C представляет собой отпущенный крупнозернистый мартенсит с небольшим количеством нижнего бейнита. Средний размер бывшего аустенитного зерна возрастает до 50-60 мкм, рисунок 6.6 е.

Структура участка частичной перекристаллизации после нагрева до температуры 600°C. Микроструктура образцов из стали марки 10ХН4МДФ после имитации сварочного нагрева до температуры 780°C (для участка частичной перекристаллизации ЗТВ) с отпуском при температуре 600°C представляет собой отпущенный мартенсит, рисунок 6.6 д. Размер бывшего аустенитного зерна соответствует 26-50 мкм. На границах зерен наблюдаются выделения карбидов и участки мартенситной структуры, образовавшиеся после нагрева в межкритический интервал температур и последующего охлаждения.

В образцах из стали марки 10ХН3МДФ после такой же обработки преобладает структура речного бейнита с небольшим количеством мартенсита. Наряду с речными структурами наблюдается небольшое количество глобулярного бейнита, мелкодисперсные карбиды располагаются по границам зерен и в теле зерна, рисунок 6.6 е. Размер зерна несколько меньше и составляет 5-20 мкм.

В образцах из стали марки 10ХН2МДБ после такой же обработки микроструктура представляет собой отпущенную мелкозернистую структуру глобулярного бейнита, рисунок 6.6 и. Средний размер действительного зерна составляет 5 мкм.

Затем была исследована структура после теплового воздействия с одновременным приложением деформации.

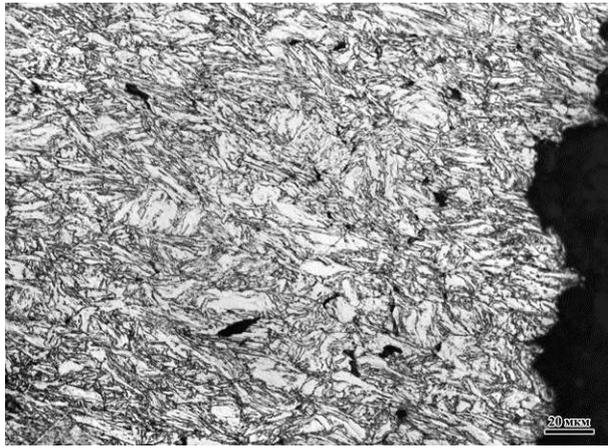
6.2.2. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 600°C и деформации растяжением

Структура и характер разрушения образцов основного металла после нагрева до 600°C и деформации растяжением. Как видно из рисунка 6.7, совместное воздействие температуры и деформации со скоростями V_1 и V_3 приводит к изменению структуры стали марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ за счет развития процессов возврата и рекристаллизации в α -фазе.

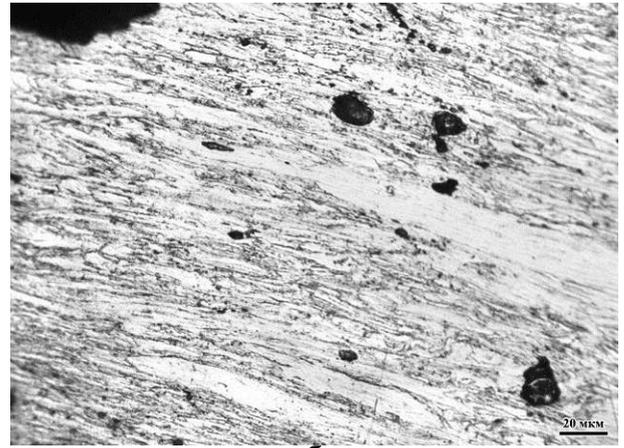
В структуре основного металла стали марки 10ХН4МДФ внутри бывших аустенитных зерен наблюдаются области с утраченной ориентировкой сдвигового превращения, светлые рекристаллизованные зерна размером до 13-15 мкм с низкой плотностью дислокаций и очень мелкие зерна размером ~ 3 мкм, рисунок 6.7 а. По границам деформированных областей наблюдаются микропоры и микротрещины, разрушение образцов происходит вязко, преимущественно по телу зерен, рисунок 6.8 а.

В отличие от стали марки 10ХН4МДФ сталь марки 10ХН3МДФ при одинаковых условиях нагружения полностью утрачивает исходную мартенситно-бейнитную структуру, которая превращается в ферритно-карбидную смесь с зернами феррита, вытянутыми в направлении приложения нагрузки. Большая часть ферритных зерен имеет размер 12-15 мкм, однако присутствуют мелкие зерна размером 3-5 мкм. Наряду с этим в структуре наблюдаются отдельные крупные зерна размером ~ 100 мкм, появившиеся в результате развития рекристаллизации «in-situ» [70, 106]. Характерной особенностью таких зерен является присутствие внутри них мелкодисперсной карбидной фазы, выделившейся по границам субзерен, формирующихся в результате полигонизации дислокаций при отпуске, рисунок 6.7 б. По границам деформируемых областей также наблюдаются микропоры и микротрещины.

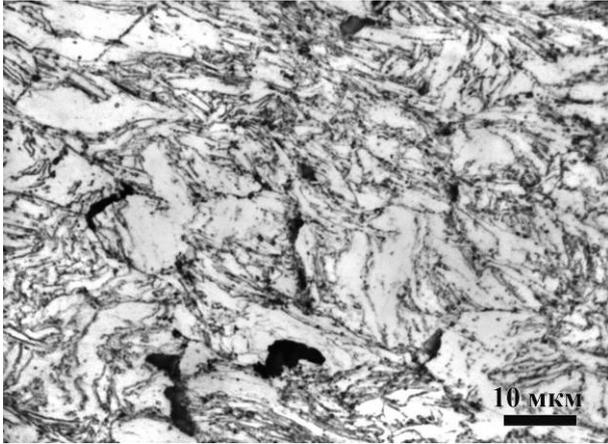
Несмотря на существенные различия в изменении структуры стали марки 10ХН3МДФ по сравнению со сталью марки 10ХН4МДФ разрушение образцов основного металла при деформировании со скоростью V_1 происходит одинаково – вязко, по телу зерен, по механизму слияния микропор с образованием чашечного излома, рисунок 6.8 а, б.



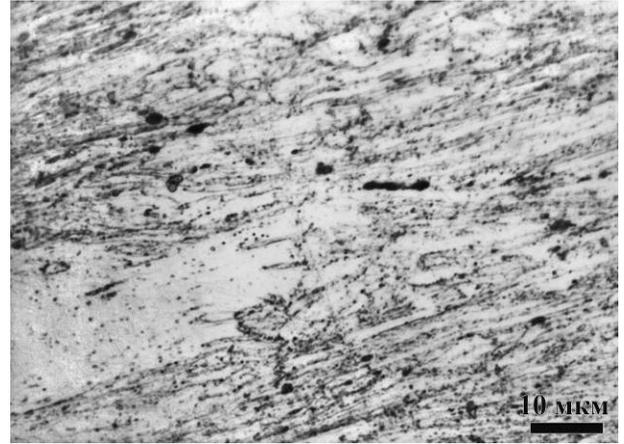
а



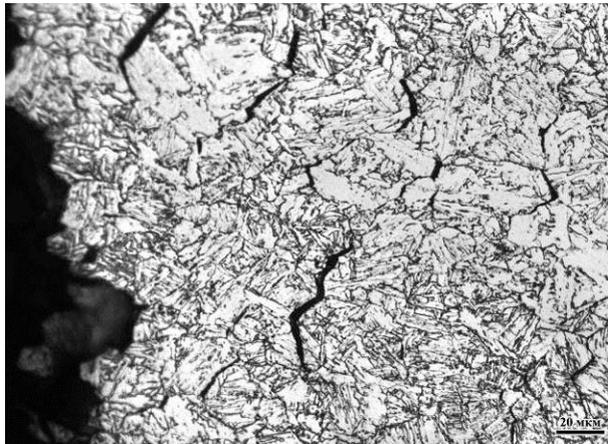
б



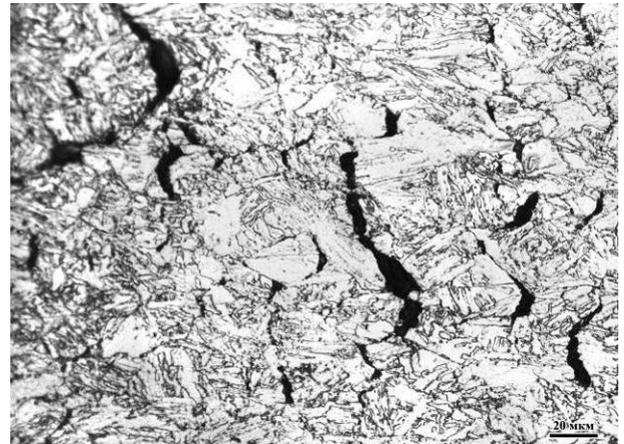
в



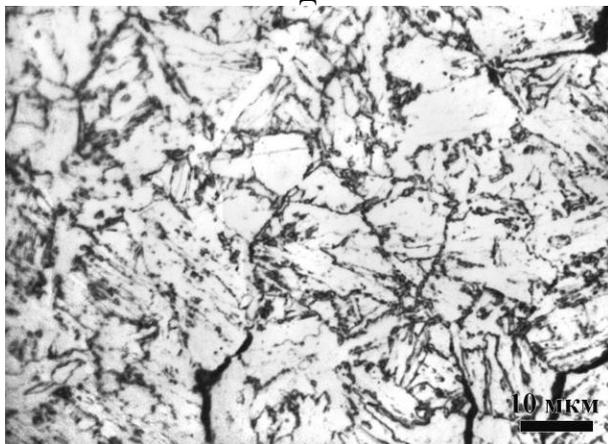
г



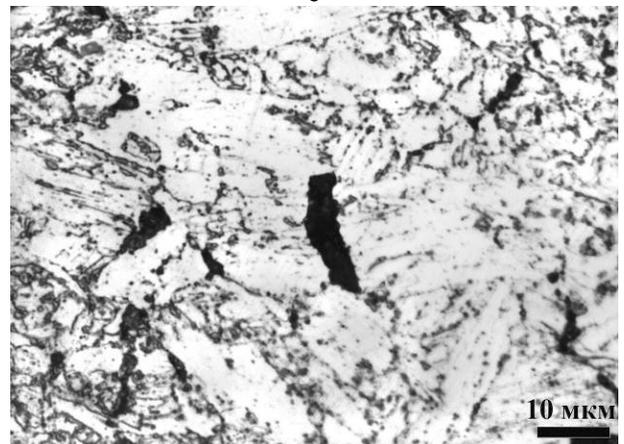
д



е



ж



з

Рисунок 6.7 – Структура основного металла стали марок 10XN4MDΦ (а, в, д, ж) и 10XN3MDΦ (б, г, е, з) в зоне разрушения после деформации со скоростями V_1 (а, б, в, г) и V_3 (д, е, ж, з) при температуре 600°C

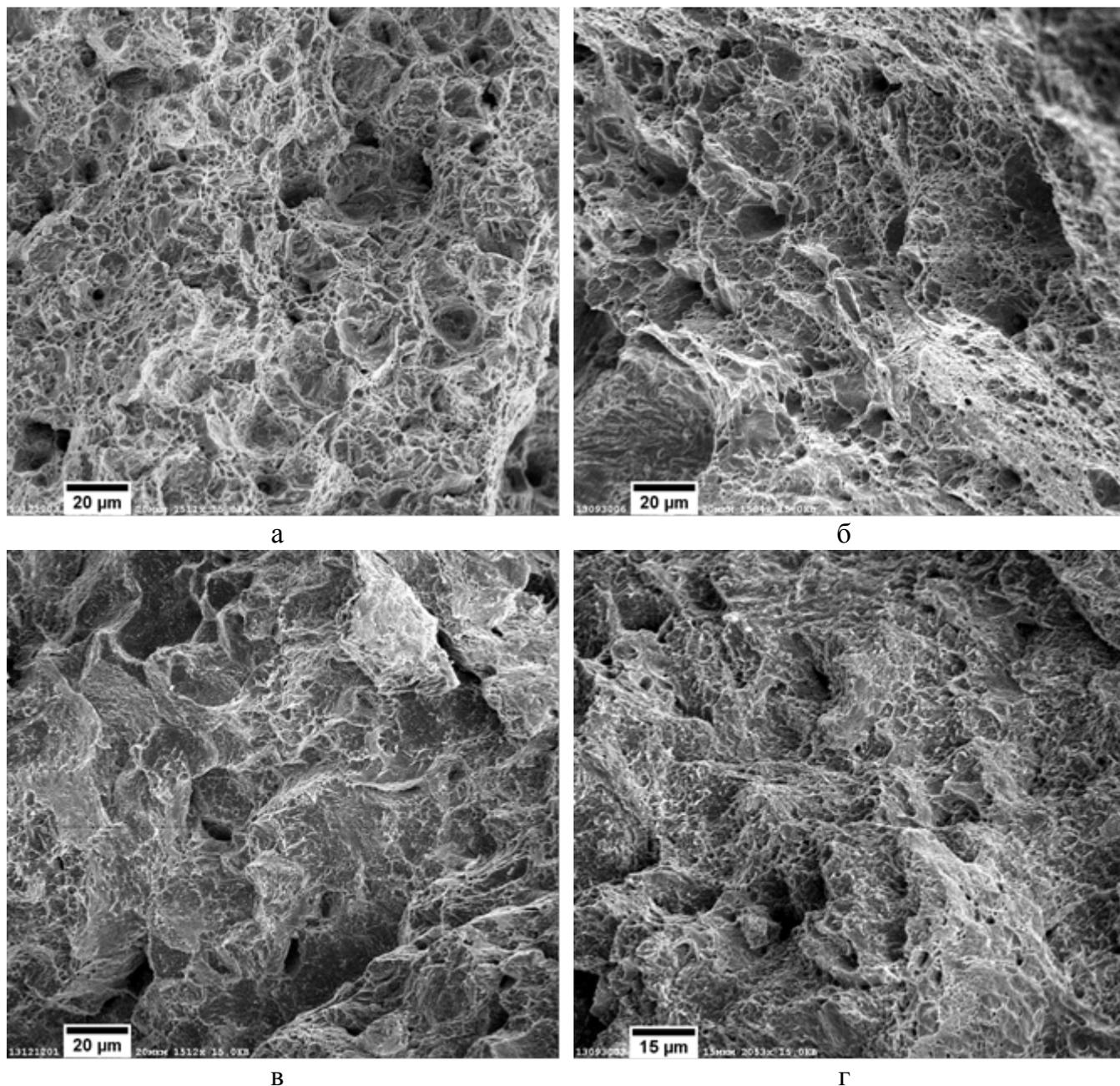


Рисунок 6.8 – Поверхность разрушения образцов основного металла стали марок 10XN4МДФ (а, в) и 10XN3МДФ (б, г) после деформации со скоростью V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 600°C.

В изломе стали марки 10XN3МДФ кроме вязкого транскристаллитного разрушения выявлены выходы вязкого зернограничного разрушения, которые занимают до 30% общей исследованной площади излома. При этом наблюдаются не только близкие значения времени до разрушения образцов стали марки 10XN3МДФ и стали марки 10XN4МДФ при температуре 600°C - 92 с и 77 с соответственно, но и близкие величины относительного удлинения – 35% и 27% соответственно, таблица 6.1. Относительное удлинение образцов примерно в 2 раза больше, чем для металла в состоянии поставки (после испытания при комнатной температуре).

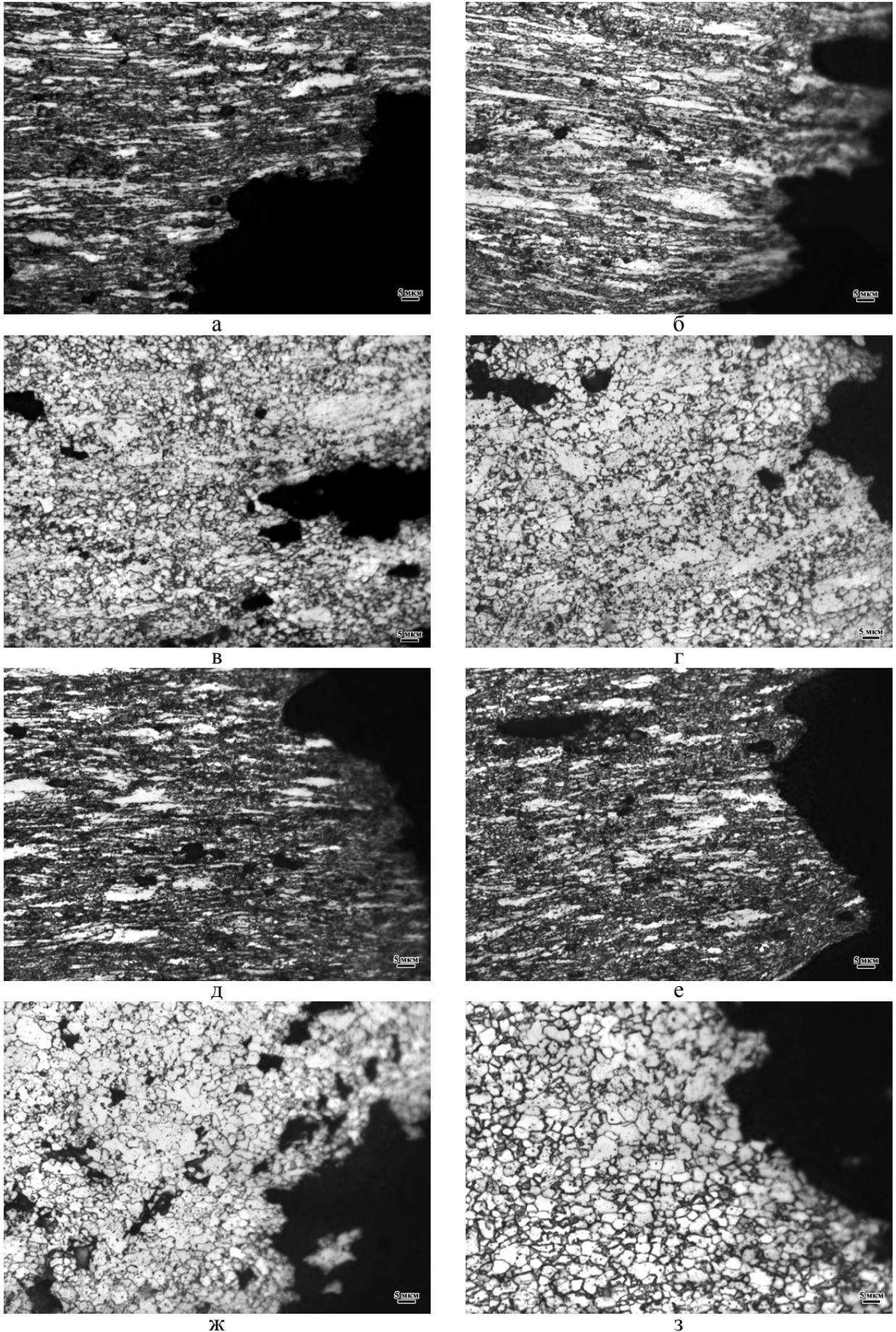


Рисунок 6.9 - Структура основного металла (а, б, в, г) и участка частичной перекристаллизации (д, е, ж, з) ЗТВ после деформации со скоростями V_1 (а, б, д, е) и V_3 (в, г, ж, з) при температуре 600°C (а, в, д, ж) и при температуре 640°C (б, г, е, з)

После деформации при температуре 600°C со скоростью V_1 микроструктура основного металла новой разработанной стали марки 10ХН2МДБ мелкозернистая с сильно вытянутыми в направлении приложения нагрузки зёрнами, наряду с вновь образовавшейся наблюдаются области «старой» структуры, рисунок 6.9 а. По границам деформированных областей обнаруживаются микроскопические несплошности в виде пор. Значения времени до разрушения образцов стали марки 10ХН2МДБ и стали марки 10ХН3МДФ при температуре 600°C практически одинаковые - 101 с и 92 с соответственно, также близки и величины относительного удлинения – 39% и 25% соответственно, таблица 6.1.

Однако при снижении скорости деформирования до V_3 время до разрушения образца из стали марки 10ХН2МДБ более чем в два раза превышает время до разрушения образца из стали марки 10ХН3МДФ и в четыре раза превышает время до разрушения образца из стали марки 10ХН4МДФ, таблица 6.1, и составляет примерно 12, 6 и 3 часа соответственно. Значения относительного удлинения перед разрушением для стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН4МДФ отличаются более чем в 3 раза – 14% и 4% соответственно. Значение относительного удлинения перед разрушением для стали марки 10ХН2МБ составляет 26%.

Исследования микроструктуры и поверхности разрушения показали следующее. Микроструктура образца из стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температуры 600°C и деформации со скоростью V_3 , рисунок 6.7 в, практически не отличается от структуры без приложения деформации, рисунок 6.6 а, однако в ней присутствуют отдельные светлые области размером ~ 15 мкм, утратившие дислокационную структуру, и зародыши рекристаллизации размерами до 7 мкм. Многочисленные микротрещины между отдельными зёрнами позволяют сделать вывод о преимущественно зернограничном характере разрушения, рисунок 6.8 в.

Разрушение по границам носит преимущественно вязкий характер, хотя встречаются отдельные участки хрупкого зернограничного разрушения. Можно предположить, что такая смена механизма разрушения при снижении скорости деформации до V_3 и приводит к снижению относительного удлинения перед разрушением (от 14% до 4%) по сравнению со скоростью V_1 .

В образцах из стали марки 10ХН3МДФ влияние деформации при температуре 600°C на структуру более заметно. Наблюдаются выделения карбидной фазы по границам зёрен и отдельных областей и многочисленные зародыши рекристаллизации, рисунок 6.7 г. Несмотря на снижение величины относительного удлинения более чем в 2 раза при снижении скорости деформирования до V_3 , разрушение носит вязкий характер и

происходит по телу зерна с образованием вязкого излома по типу слияния мелких пор, рисунок 6.8 г.

Влияние деформации со скоростью V_3 при температуре 600°C на структуру основного металла стали марки 10ХН2МДБ более значительное, рисунок 6.9 в. Сталь полностью утрачивает исходную мартенситно-бейнитную структуру, которая превращается в ферритно-карбидную смесь с зёрнами феррита, вытянутыми в направлении приложения нагрузки. Наблюдаются выделения карбидной фазы по границам зёрен и отдельных областей, видны интенсивные процессы отпуска и рекристаллизации. По границам деформированных областей наблюдаются микропоры и микротрещины.

Таким образом, совместное влияние температуры высокого отпуска и деформации растяжением с низкой (V_3) скоростью оказывает влияние на структуру и характер разрушения основного металла из сталей 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ тем более значительное, чем менее легирована сталь. В стали марки 10ХН2МДБ с наиболее низким уровнем легирования из исследованных, при одновременном воздействии температуры и деформации степень развития рекристаллизации выше, что приводит к увеличению относительного удлинения перед разрушением.

Структура и характер разрушения образцов крупнозернистого участка ЗТВ после нагрева до 600°C и деформации растяжением. В отличие от образцов, имитирующих структуру основного металла стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН4МДФ, разрушение образцов, имитирующих структуру крупнозернистого участка ЗТВ исследованных сталей, независимо от скорости деформирования происходит преимущественно хрупко по границам зёрен, рисунок 6.10.

Если при скорости деформирования V_1 время до разрушения и величина относительного удлинения несколько выше для образца из стали марки 10ХН3МДФ и составляет 40 с и 10% соответственно, таблица 6.1, то при более низкой скорости деформирования V_3 значения этих характеристик для обеих сталей практически одинаковы, время до разрушения $\sim 1,5$ часа, а величина относительного удлинения составляет $\sim 1\%$. В главе 3 было установлено, что отпуск инициирует перемещение атомов углерода с образованием сегрегаций на дислокациях и границах, что уменьшает их подвижность, приводя к увеличению охрупчивания.

Исследования микроструктуры показали, что в отличие от структуры основного металла, уменьшение скорости деформации от V_1 до V_3 не повлияло на структуру образцов, имитирующих крупнозернистый участок ЗТВ стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ. Во всех случаях она представляет собой отпущенный

крупнозернистый мартенсит с трещинами по границам и в тройных стыках зерен, рисунок 6.11. Трещины имеют ярко выраженный межзеренный характер, следуют по границам аустенитных зерен, прямолинейны и имеют гладкие края.

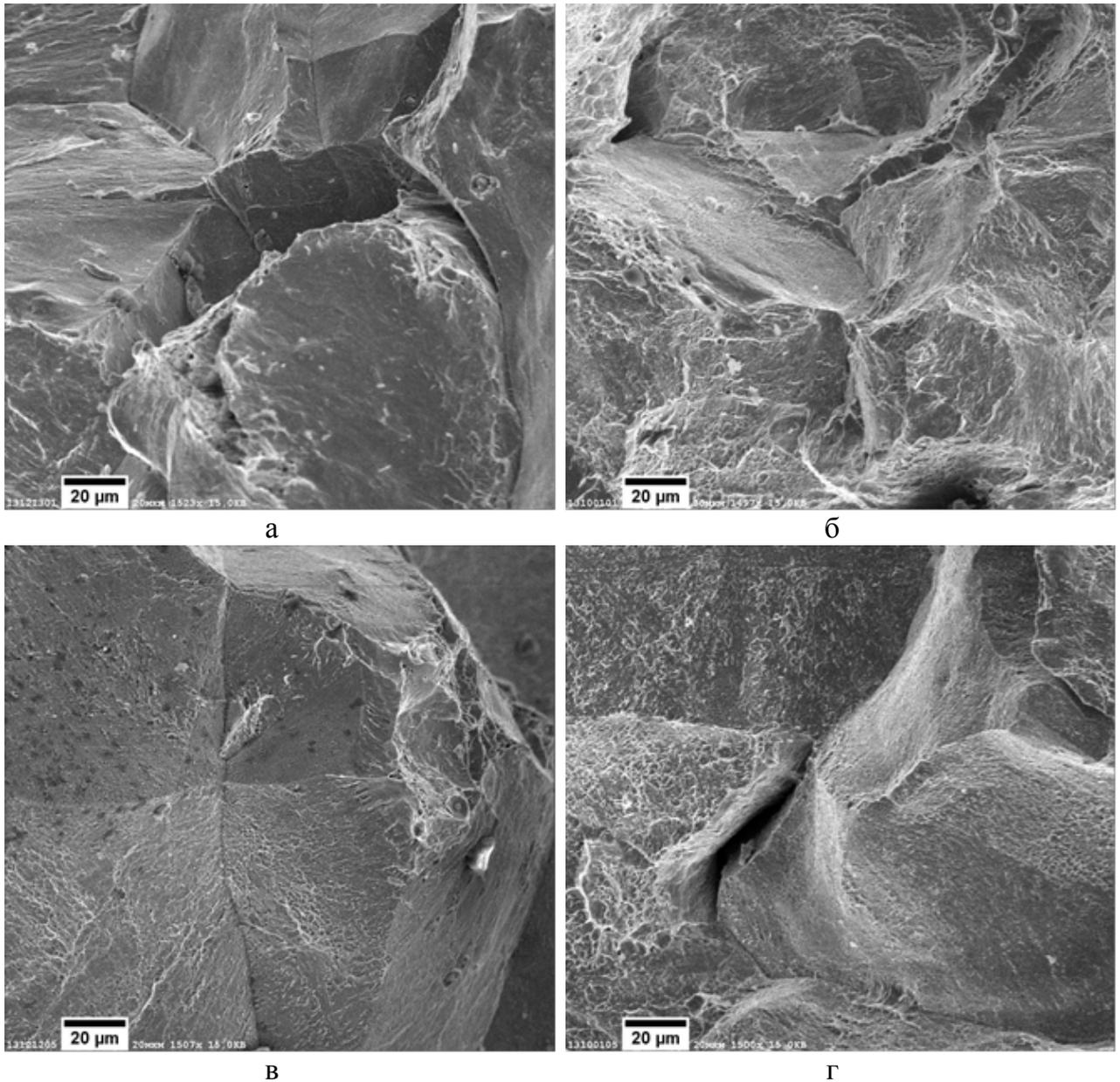


Рисунок 6.10 – Поверхность разрушения образцов имитированного на GLEEBLE 3800 крупнозернистого участка ЗТВ стали марок 10ХН4МДФ (а, в) и 10ХН3МДФ (б, г) после деформации со скоростью V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 600°C .

Структура и характер разрушения образцов участка частичной перекристаллизации ЗТВ после нагрева до 600°C и деформации растяжением.

В образце из стали марки 10ХН4МДФ после деформации со скоростью V_1 микроструктура мелкозернистая с сильно вытянутыми в направлении приложения нагрузки зернами, наряду с вновь образовавшейся наблюдаются области «старой»

структуры, рисунок 6.12 а, в. По границам деформированных областей обнаруживаются микроскопические несплошности в виде пор.

В отличие от стали марки 10ХН4МДФ в микроструктуре стали марки 10ХН3МДФ при одинаковых условиях нагружения со скоростью деформирования V_1 практически нет пор, рисунок 6.12 б, г.

В образце участка частичной перекристаллизации новой стали марки 10ХН2МДБ после деформации при температуре 600°C со скоростью V_1 микроструктура мелкозернистая с сильно вытянутыми в направлении приложения нагрузки зернами, рисунок 6.9 д. По границам деформированных областей обнаруживаются микроскопические несплошности.

При этом практически в 1,5 раза различаются значения времени до разрушения (85 с для стали марки 10ХН4МДФ, 119 с для стали марки 10ХН3МДФ и 103 с для стали марки 10ХН2МДБ) и величины относительного удлинения образцов (29 % для стали марки 10ХН4МДФ, 42 % для стали марки 10ХН3МДФ, 39 % для стали марки 10ХН2МДБ), таблица 6.1.

При снижении скорости деформирования до V_3 время до разрушения образцов из стали марок 10ХН2МДБ и 10ХН3МДФ более чем в три раза превышает время до разрушения образца из стали марки 10ХН4МДФ, таблица 6.1, и составляет примерно 12,2, 12,5 и 4 часа соответственно, что свидетельствует о длительной подстройке структуры менее легированных сталей к продолжающейся пластической деформации.

Микроструктура образца из стали марки 10ХН4МДФ после нагрева до температуры 600°C и деформации со скоростью V_3 , рисунок 6.12 д, ж, менее деформирована, чем после деформации со скоростью V_1 , в ней присутствуют отдельные светлые области размером ~ 15 мкм, утратившие дислокационную структуру, и зародыши рекристаллизации размерами до 5 мкм. Многочисленные микротрещины между отдельными зернами позволяют сделать вывод о преимущественно межзеренном характере разрушения, что и подтверждается данными фрактографического исследования, рисунок 6.13 а, в.

Характер разрушения образцов вязкий с мелкочечным микрорельефом излома ползучести. Развитию межзеренных разрушений способствуют выделения карбидов на границах, которые тормозят миграцию границ и облегчают образование зародышевых дефектов (микропор).

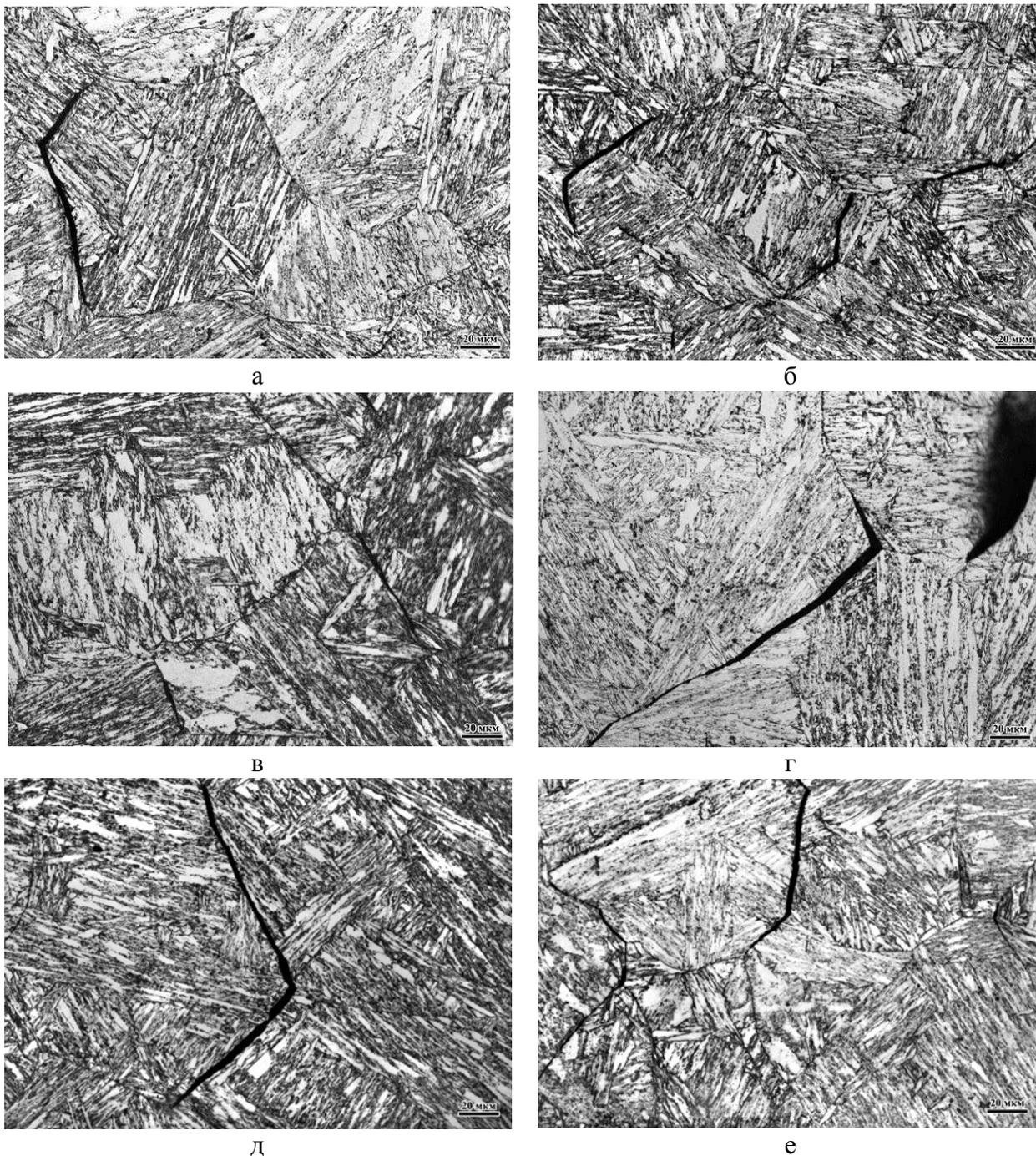
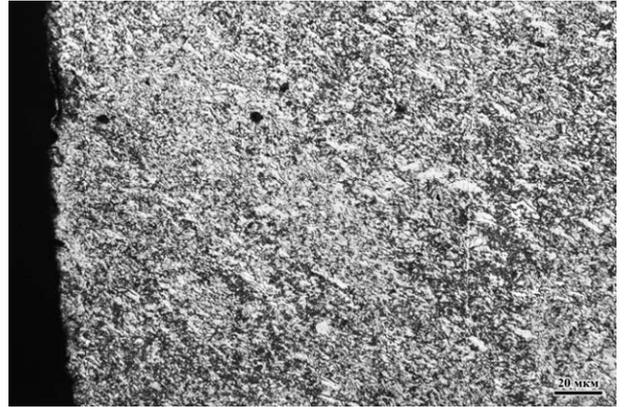


Рисунок 6.11 – Структура имитированного на GLEEBLE-3800 крупнозернистого участка ЗТВ стали марок 10ХН4МДФ (а, б), 10ХН3МДФ (в, г) и 10ХН2МДБ (д, е) после деформации со скоростью V_1 (а, в, д) и V_3 (б, г, е) при температуре 600°C.

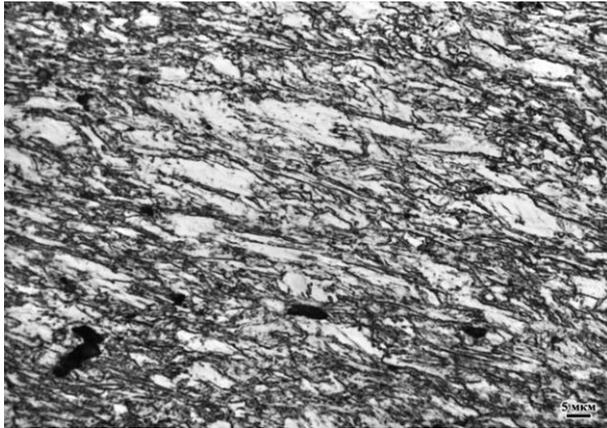
В образцах из стали марки 10ХН3МДФ влияние деформации со скоростью V_3 на структуру более заметно. Наблюдаются выделения карбидной фазы по границам зерен и отдельных областей, видны интенсивные процессы отпуска и рекристаллизации, рисунок 6.12 е, з, количество пор по границам зерен возросло, по сравнению со скоростью деформации V_1 .



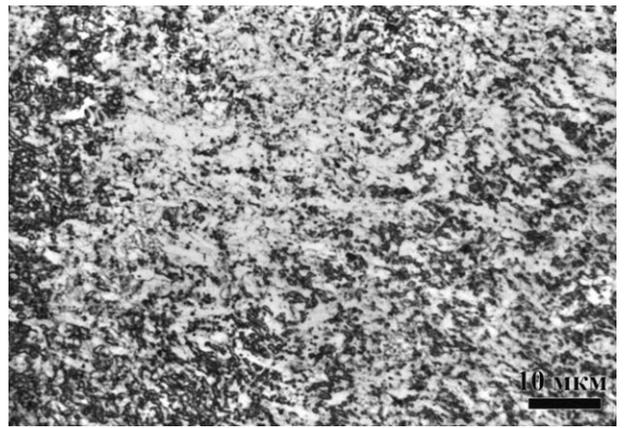
а



б



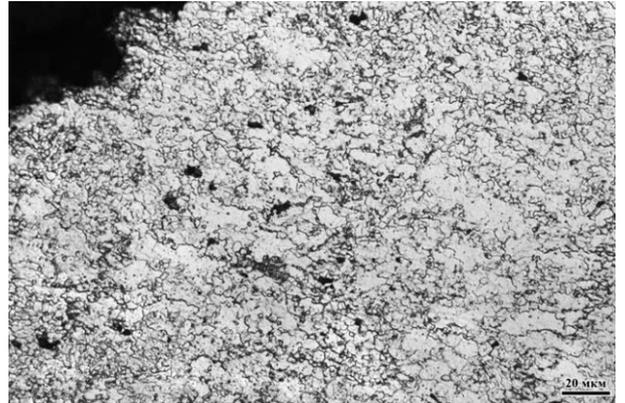
в



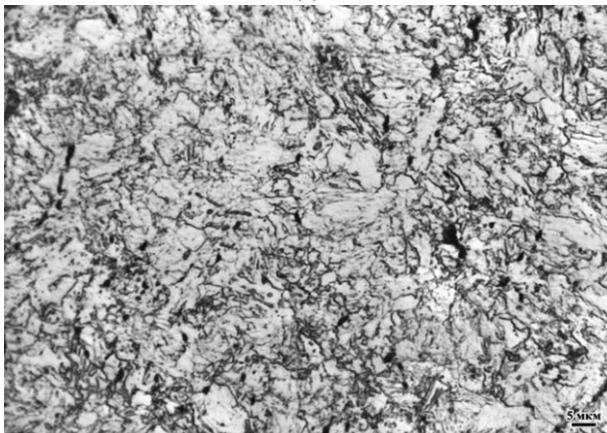
г



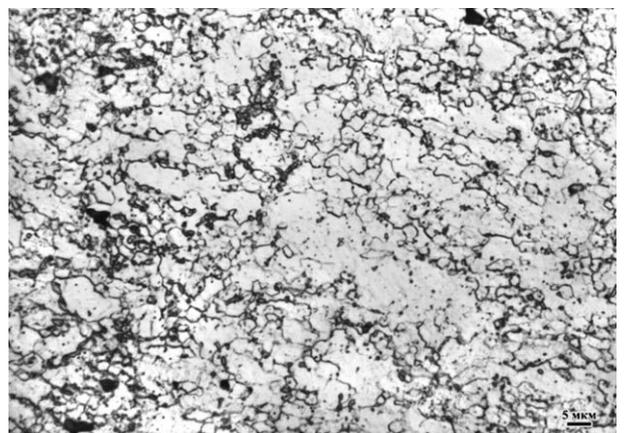
д



е



ж



з

Рисунок 6.12 – Структура участка частичной перекристаллизации стали марок 10XN4MDF (а, в, д, ж) и 10XN3MDF (б, г, е, з) в зоне разрушения после деформации со скоростями V_1 (а, б, в, г) и V_3 (д, е, ж, з) при температуре 600°C.

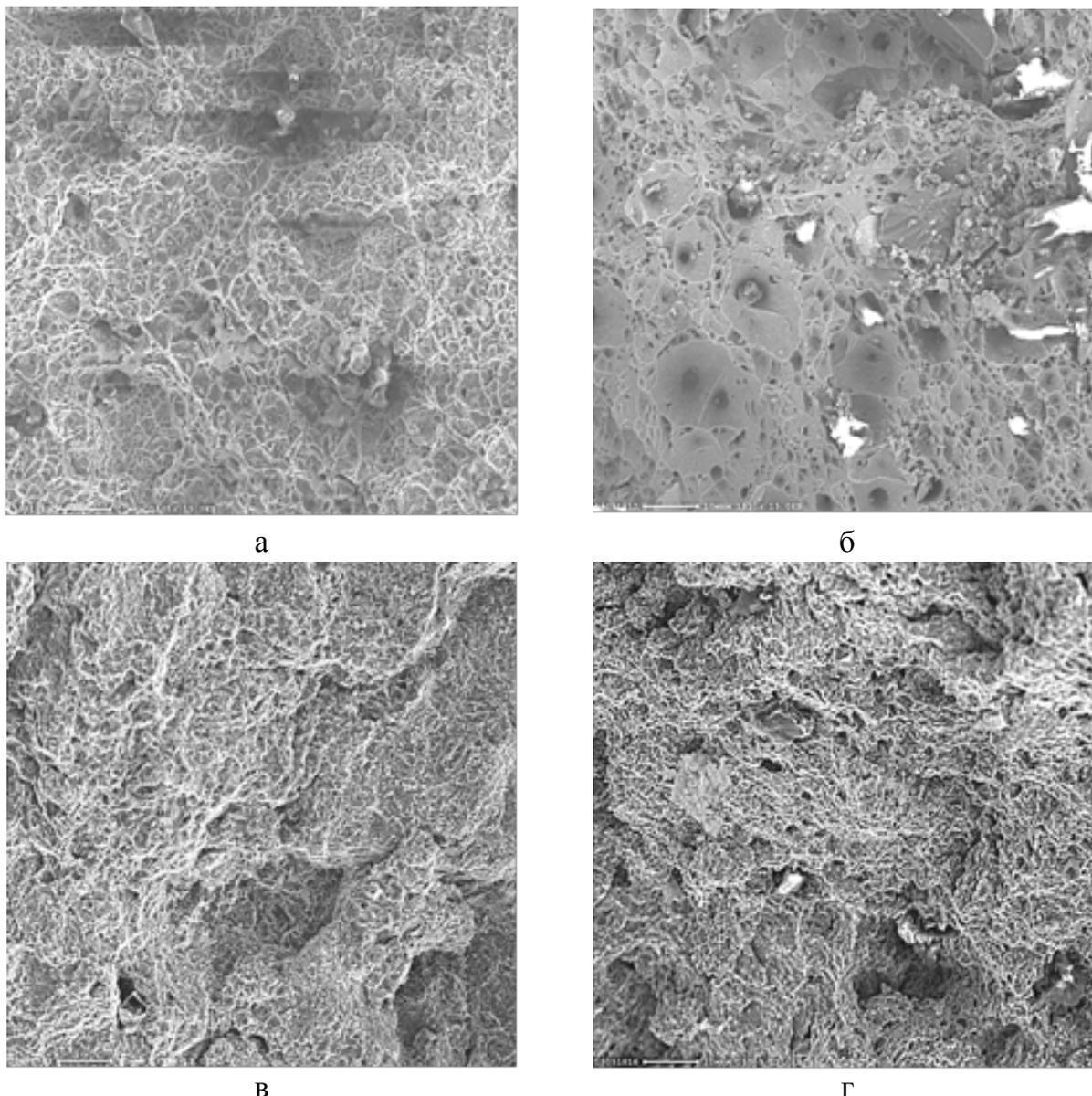


Рисунок 6.13 – Поверхность разрушения образцов имитированного участка частичной перекристаллизации ЗТВ стали марок 10ХН4МДФ (а, в) и 10ХН3МДФ (б, г) после деформации со скоростью V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 600°C.

Время до разрушения увеличилось практически в 380 раз – от 2 мин при скорости деформирования V_1 до 12,5 часов при скорости деформации V_3 , таблица 6.1. Можно предположить, что такая разница во времени до разрушения связана с изменением механизма разрушения образцов. При скорости деформирования V_1 излом имеет волокнистую морфологию вязкого разрушения механизмом образования пор, рисунок 6.13 б, а при скорости деформации V_3 наблюдается излом ползучести волокнисто-чешуйчатой морфологии с ямками и следами сдвига, рисунок 6.13 г.

В образцах из стали марки 10ХН2МДБ влияние после деформации со скоростью V_3 наблюдаются выделения карбидной фазы по границам зерен и отдельных областей, видны

интенсивные процессы отпуска и рекристаллизации, рисунок 6.9 ж, количество пор по границам зерен возросло, по сравнению со скоростью деформации V_1 .

Предстояло выяснить, оказывает ли влияние повышение температуры на характер протекающих процессов.

6.2.3. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 640°C без деформации

Структура основного металла после нагрева до температуры 640°C. В образцах из стали марки 10ХН4МДФ после дополнительного нагрева до более высокой температуры 640°C сохраняется преимущественно мартенситная структура, рисунок 6.14 а. Размер бывшего аустенитного зерна соответствует 46-60 мкм.

В образцах из стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ после такой же обработки сохраняется структура преимущественно реечного бейнита с небольшим количеством мартенсита. Можно отметить более сильное влияние повышения до 640°C температуры отпуска, заключающееся в снижении плотности дислокаций и выделении карбидной фазы как по границам бывших аустенитных зерен, так и внутри зерен на границах пакетов, рисунок 6.14 б, в. Размер зерна составляет 40-50 мкм. Кроме того, наблюдаются зерна размером 4-6 мкм, что свидетельствует о начале рекристаллизации.

Структура крупнозернистого участка ЗТВ после нагрева до температуры 640°C.

Микроструктура образцов из стали марки 10ХН4МДФ после имитации сварочного нагрева до температуры 1350°C (для первого крупнозернистого участка ЗТВ) с отпуском при температуре 640°C представляет собой отпущенный мартенсит с величиной бывшего аустенитного зерна 170-120 мкм, рисунок 6.14 г, и мало отличается от структуры после отпуска при температуре 600°C.

Микроструктура образцов из стали марки 10ХН3МДФ после имитации сварочного нагрева с послесварочным отпуском для первого крупнозернистого участка ЗТВ также представляет собой преимущественно отпущенную мартенситную структуру, в которой присутствует небольшое количество нижнего бейнита. Средний размер бывшего аустенитного зерна составляет 170-120 мкм, рисунок 6.14 д.

Повышение температуры отпуска до 640°C не приводит к существенному изменению структуры крупнозернистого участка ЗТВ стали марки 10ХН2МДБ, рисунок 6.14 е.

Структура участка частичной перекристаллизации после нагрева до температуры 640°C. Повышение температуры отпуска до 640°C приводит к интенсивному развитию процессов рекристаллизации, в отличие от отпуска при

температуре 600°C, на участке частичной перекристаллизации для всех марок стали и формированию мелкозернистой структуры с размером зерна ~4-6 мкм в стали марки 10ХН4МДФ, рисунок 6.14 ж. В стали марки 10ХН3МДФ, рисунок 6.14 з, и стали марки 10ХН2МДБ, рисунок 6.14, размер зерна составляет ~2-6 мкм. Процессы рекристаллизации в стали марки 10ХН4МДФ проходят с большей полнотой из-за более высокой степени фазового наклепа.

Таким образом, отпуск при более высокой температуре в стали марки 10ХН4МДФ оказывает влияние лишь на структуру участка частичной перекристаллизации, приводя к развитию процессов рекристаллизации, а для стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ – на структуру основного металла, способствуя более интенсивному выделению карбидной фазы, и структуру участка частичной перекристаллизации, вызывая развитие процессов рекристаллизации. В целом, для стали марки 10ХН4МДФ характерна более высокая устойчивость к повышению температуры отпуска в указанном диапазоне.

6.2.4. Исследование структуры образцов после нагрева до температуры 640°C и деформации растяжением

Структура и характер разрушения образцов основного металла после нагрева до температуры 640°C и деформации растяжением. Совместное влияние температуры 640°C и деформации со скоростью V_1 практически не повлияло на структуру стали марки 10ХН4МДФ. Однако, наблюдаются начальные стадии процесса рекристаллизации, рисунок 6.15 а, о чем свидетельствуют очень мелкие зерна размером 2-4 мкм. По границам отдельных крупных зерен видны микротрещины.

Структура стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, в отличие от стали марки 10ХН4МДФ, частично рекристаллизована и сильно вытянута в направлении приложения нагрузки, рисунок 6.15 б и рисунок 6.9 б, видны многочисленные карбидные выделения. Размер большинства зерен не превышает 3-5 мкм.

Существенные различия в структуре стали сказываются на значениях времени до разрушения образцов при температуре 640°C (43 с для стали марки 10ХН4МДФ, 103 с для стали марки 10ХН3МДФ и 100 с для стали марки 10ХН2МДБ) и на значениях величины относительного удлинения перед разрушением (12,5 % для стали марки 10ХН4МДФ – в 2 раза ниже, чем после отпуска при температуре 600°C, 35 % для стали марки 10ХН3МДФ, 39 % для стали марки 10ХН2МДБ), таблица 6.1.

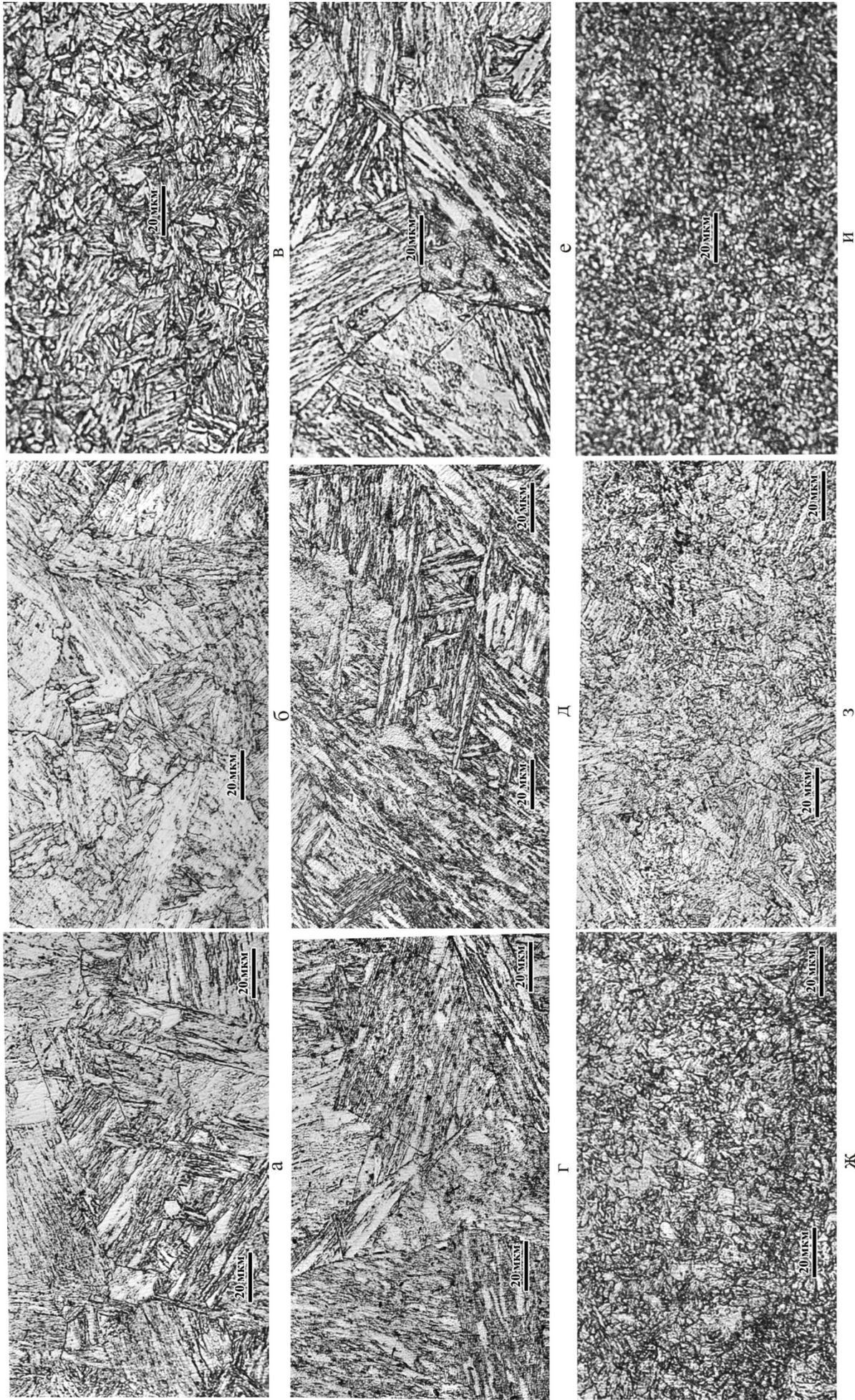


Рисунок 6.14 – Структура основного металла (а, б, в), первого участка (г, д, е) и участка частичной перекристаллизации (ж, з, и) ЗТВ после имитации сварочного нагрева и отпуска при температуре 640°C стали марок 10XН4МДФ (а, г, ж), 10XН3МДФ (б, д, з) и 10XН2МДБ (в, е, и)

Можно предположить, что большая деформация перед разрушением стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ связана с увеличением общей протяженности границ зерен и, следовательно, увеличением систем скольжения. Относительное удлинение стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ не изменилось по сравнению с отпуском при температуре 600°С.

При снижении скорости деформирования до V_3 время до разрушения образца из стали марки 10ХН3МДФ почти в 10 раз превышает время до разрушения образца из стали марки 10ХН4МДФ, таблица 6.1, и составляет ~ 15 и 1,5 часа соответственно. Для стали марки 10ХН3МДФ это выше, чем после отпуска при температуре 600°С, а для стали марки 10ХН4МДФ – в 2 раза ниже, что косвенно свидетельствует о различной способности структуры к подстройке без разрушения. Для стали марки 10ХН2МДБ время до разрушения образца такое же, как после отпуска при температуре 600°С и составляет ~ 13 часов.

Микроструктура образца из стали марки 10ХН4МДФ при снижении скорости деформации, рисунок 6.15 в, не изменяется. Микротрещины между отдельными зернами свидетельствуют о зернограничном проскальзывании.

Сталь марки 10ХН3МДФ при снижении скорости деформации утрачивает исходную мартенситно-бейнитную структуру и представляет собой рекристаллизованную мелкозернистую ферритно-карбидную смесь, рисунок 6.15 г.

Следует полагать, что совместное действие деформации и температуры, инициируя процессы диффузии, приводит к выходу углерода из пересыщенной α -фазы и образованию карбидов. В результате этого пластичность матрицы возрастает, что приводит к увеличению времени до разрушения, которое при скорости V_3 в ~2 раза больше, чем после отпуска при температуре 600°С.

При снижении скорости деформирования процессы рекристаллизации в стали марки 10ХН2МДБ идут более интенсивно, структура представляет собой мелкозернистую ферритно-карбидную смесь, рисунок 6.9 г.

Структура и характер разрушения образцов крупнозернистого участка ЗТВ после нагрева до температуры 640°С и деформации растяжением.

Разрушение образцов из стали марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, имитирующих структуру крупнозернистого участка ЗТВ, после нагрева до температуры 640°С и деформации со скоростью V_1 происходит с минимальным временем перед разрушением (23 с, 24 с и 18 с соответственно) и относительным удлинением (5%, 6% и 5% соответственно), таблица 6.1.

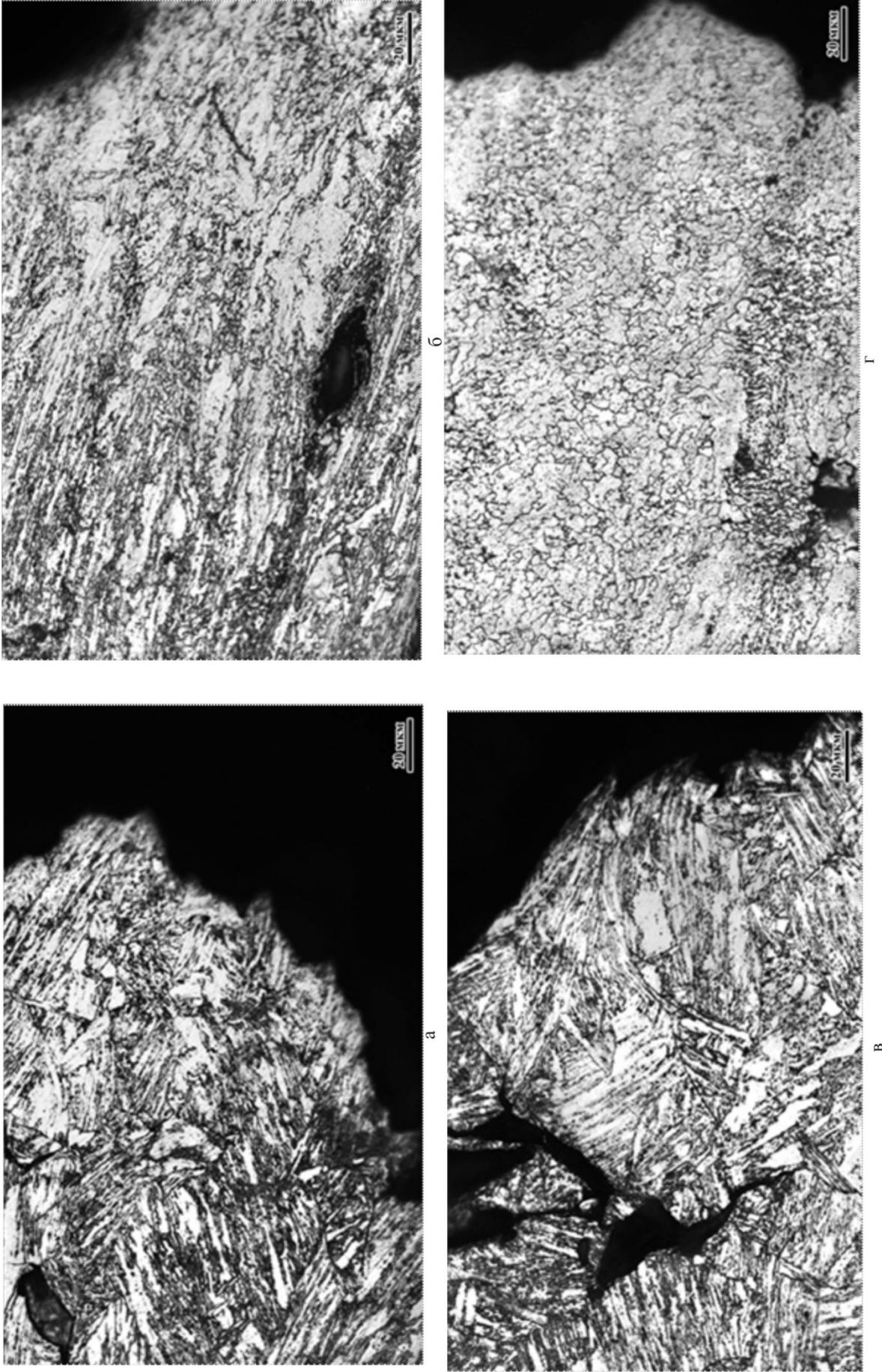


Рисунок 6.15 – Структура основного металла стали марок 10ХН4МДФ (а, в) и 10ХН3МДФ (б, г) в зоне разрушения после деформации со скоростями V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 640°C.

В микроструктуре стали марки 10ХН4МДФ, представляющей собой отпущенный крупнозернистый мартенсит, наблюдали поры, трещины, уходящие в тело зерна, а по границам пластин и зерен выделения карбидной фазы, рисунок 6.16 а.

В стали марки 10ХН3МДФ из-за высокой скорости деформации интенсивно идут процессы рекристаллизации, рисунок 6.16 б, в зоне разрушения присутствуют следы пластической деформации и протекает интенсивный распад исходной структуры, что не наблюдается после отпуска при температуре 600°C.

В микроструктуре стали обеих марок после деформации с низкой скоростью V_3 отсутствуют следы пластической деформации, рисунок 6.16 г, д. Разрушение происходит хрупко по границам зерен, о чем свидетельствуют многочисленные межзеренные трещины в микроструктуре. Количество межзеренных трещин в стали марки 10ХН3МДФ больше, чем в стали марки 10ХН4МДФ. Следует отметить, что после отпуска при температуре 640°C трещины более извилистые, что свидетельствует о незначительной пластической деформации перед разрушением.

Исследования микроструктуры стали марки 10ХН2МДБ показали, что уменьшение скорости деформирования от V_1 до V_2 не повлияло на структуру образцов, имитирующих крупнозернистый участок ЗТВ, подвергнутых одновременному воздействию температур отпуска и растяжению. Во всех случаях она представляет собой отпущенный крупнозернистый мартенсит с трещинами по границам и в тройных стыках зерен, рисунок 6.16 в, е. Трещины имеют ярко выраженный межзеренный характер, следуют по границам бывших аустенитных зерен, прямолинейны и имеют гладкие края.

При снижении скорости деформирования от V_1 до V_3 относительное удлинение перед разрушением для обеих марок стали снижается до 1% (столько же, сколько после отпуска при температуре 600°C), таблица 6.1, при этом время до разрушения мало отличается от результатов, полученных при отпуске 600°C.

По-видимому, возможности подстройки структуры в этом случае также ограничены, вероятно, из-за диффузии углерода к границам зерен и блокировки перемещения дислокаций элементами внедрения.

Структура и характер разрушения образцов участка частичной рекристаллизации ЗТВ после нагрева до температуры 640°C и деформации растяжением. При совместном воздействии температуры 640°C и деформации на структуру происходит практически полная ее деградация, рисунок 6.17. Интенсивно идут процессы рекристаллизации.

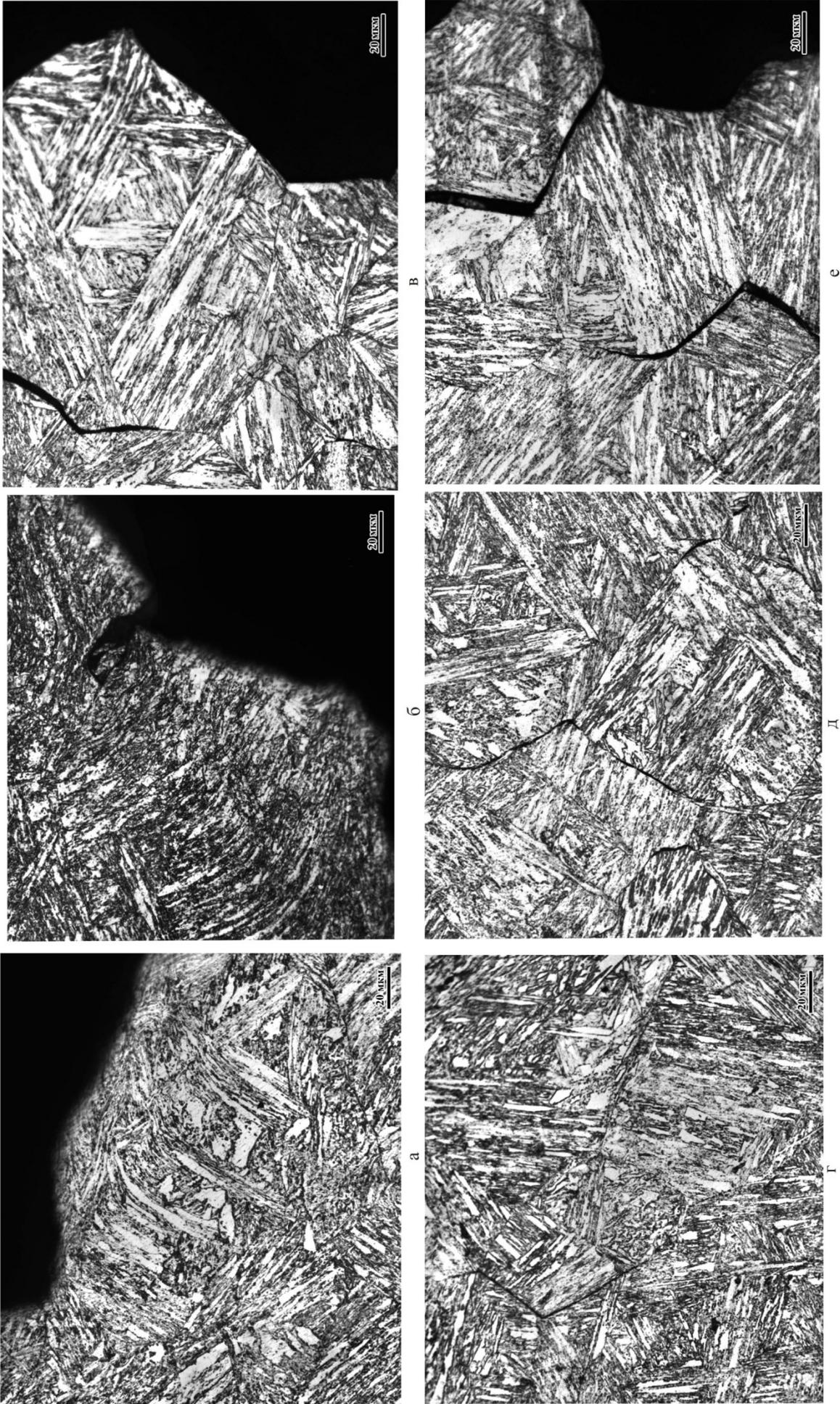


Рисунок 6.16 – Структура крупнозернистого участка ЗТВ стали марок 10ХН4МДФ (а, г), 10ХН3МДФ (б, д) и 10ХН2МДФ (в, е) в зоне разрушения после деформации со скоростями V_1 (а, б, в) и V_3 (г, д, е) при температуре 640°C.

В образце из стали марки 10ХН4МДФ после деформации со скоростью V_1 микроструктура мелкозернистая, с вытянутыми в направлении приложения нагрузки зернами, рисунок 6.17 а. По границам зерен наблюдали многочисленные поры. Относительное удлинение перед разрушением составляет 25%.

Характер разрушения вязкий, преимущественно межзеренный с мелкоямочным микрорельефом излома ползучести, рисунок 6.18 а. Относительное удлинение перед разрушением составляет 25%, таблица 6.1, и мало отличается от значений после отпуска при температуре 600°C.

В образце из стали марки 10ХН3МДФ после деформации со скоростью V_1 количество раскрывшихся и растянувшихся пор больше, чем в стали марки 10ХН4МДФ, рисунок 6.17 б. Механизм слияния пор способствует вязкому разрушению и свидетельствует о подстройке структуры к воздействию деформации, что подтверждается значением относительного удлинения перед разрушением – 40 %, таблица 6.1. Излом имеет волокнистую морфологию вязкого разрушения механизмом образования пор, рисунок 6.18 б.

При совместном воздействии температуры 640°C и деформации со скоростью V_1 количество на участке частичной перекристаллизации в стали марки 10ХН2МДБ раскрывшихся и растянувшихся пор больше, чем в образце после деформации со скоростью V_1 при температуре 600°C, рисунок 6.9 е. Механизм слияния пор способствует вязкому разрушению и свидетельствует о подстройке структуры к воздействию деформации, что подтверждается значением относительного удлинения перед разрушением - 39 %, таблица 6.1.

Снижение скорости деформирования от V_1 до V_3 на структуру стали марки 10ХН4МДФ менее заметно, рисунок 6.17 в. Микроструктура слабо деформирована, присутствуют зародыши рекристаллизации размерами до 5 мкм, многочисленные микротрещины между зернами позволяют сделать вывод о межзеренном характере разрушения. Слияние этих микротрещин не произошло, тем не менее это в более чем 2 раза понизило пластичность. Относительное удлинение перед разрушением составляет 11%. На рисунке 6.18 в представлен вид вязкого, преимущественно межзеренного разрушения.

В отличие от стали марки 10ХН4МДФ сталь марки 10ХН3МДФ после деформации со скоростью V_3 полностью утрачивает исходную мартенситно-бейнитную структуру и превращается в ферритно-карбидную смесь. Структура менее деформирована, чем после деформации со скоростью V_1 , рисунок 6.17 г, что обусловлено возможностью протекания диффузионных процессов при формировании зерен.

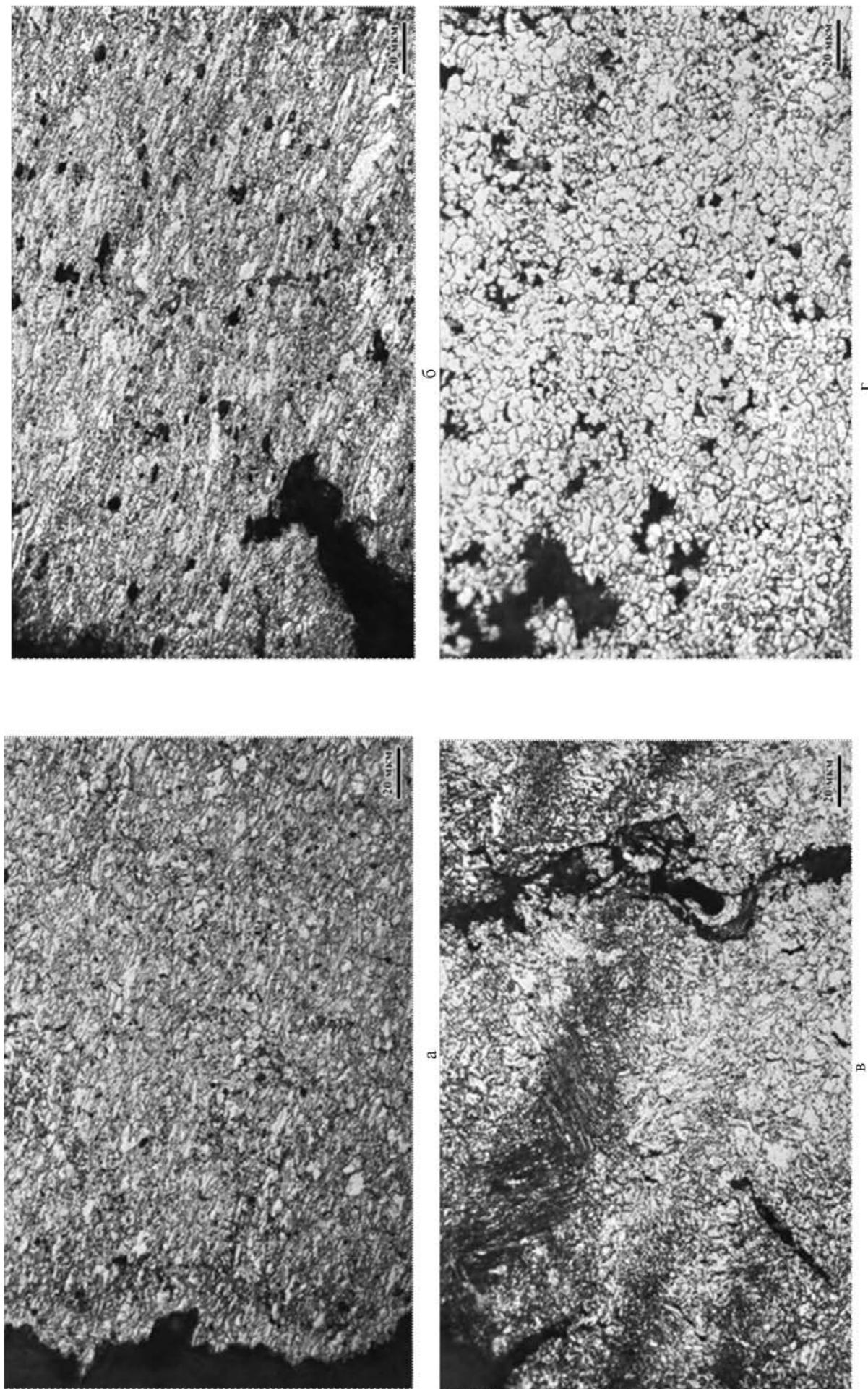
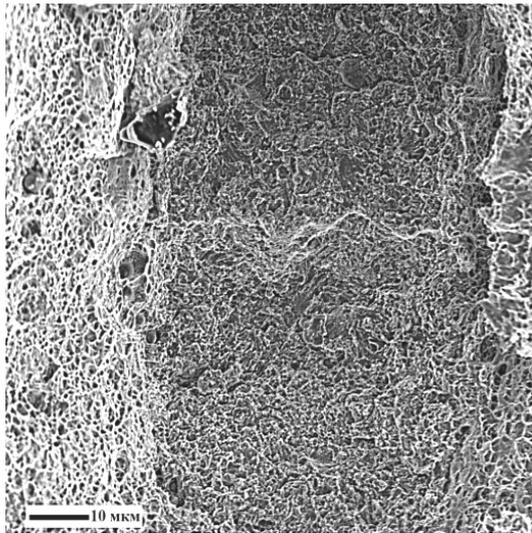
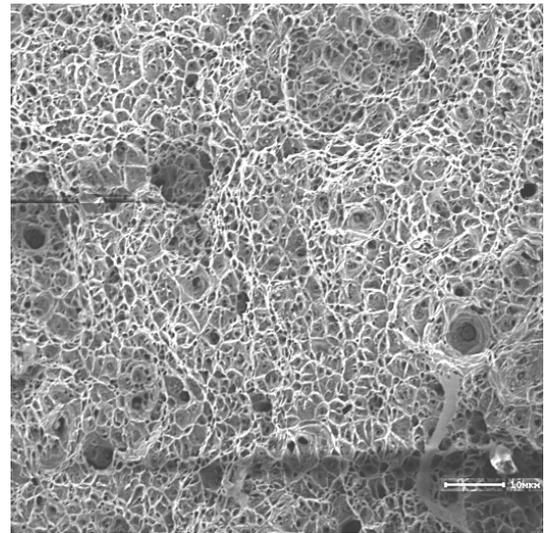


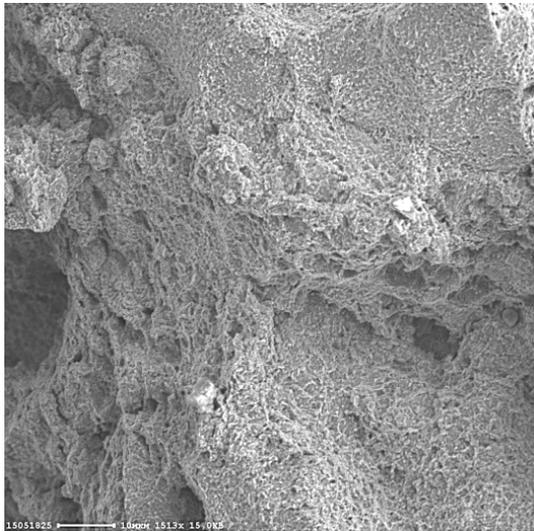
Рисунок 6.17 – Структура участка частичной перекристаллизации стали марок 10ХН4МДФ (а, в) и 10ХН3МДФ (б, г) в зоне разрушения после деформации со скоростями V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 640°C.



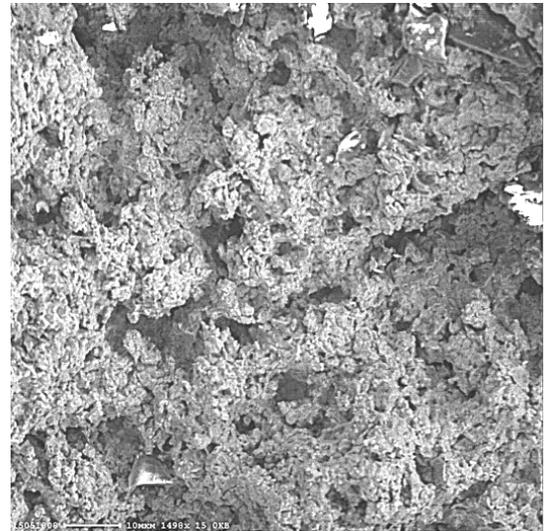
а



б



в



г

Рисунок 6.18 – Поверхность разрушения образцов имитированного участка частичной перекристаллизации ЗТВ стали марок 10XN4МДФ (а, в) и 10XN3МДФ (б, г) после деформации со скоростью V_1 (а, б) и V_3 (в, г) при температуре 640°C.

Относительное удлинение перед разрушением несколько понизилось по сравнению со скоростью V_1 , но сохраняется на очень высоком уровне (с 40% до 33%), таблица 6.1. Излом имеет волокнисто-полосчатую морфологию с расщеплениями, рисунок 6.18 г.

После деформации при температуре 640°C со скоростью V_3 в стали марки 10XN2МДБ происходят те же процессы, что и в стали марки 10XN3МДФ, рисунок 6.9 з.

Металл утрачивает исходную мартенситно-бейнитную структуру и превращается в ферритно-карбидную смесь. Относительное удлинение перед разрушением, так же как и в стали марки 10XN3МДФ, несколько понизилось (с 39 % до 29 %) по сравнению со скоростью V_1 , но сохраняется на очень высоком уровне, таблица 6.1.

Обсуждение результатов. Суммируя результаты проведенных исследований, можно утверждать, что в зоне термического влияния сварных соединений структурными объектами, ответственными за сопротивление воздействию температуры и деформации, следует рассматривать границы зерен и наличие на них препятствий для движения дислокаций, которыми могут быть карбидные частицы или сегрегации атомов внедрения (углерода, азота).

Относительное разупрочнение границ зерен тесно связано с изменением их роли в деформации и разрушении с повышением температуры. При низких и средних температурах границы зерен оказывают упрочняющее действие. Это связано с задержкой границами скользящих дислокаций и с усложнением деформации в приграничных зонах, где действует больше систем скольжения, чем в объеме зерна. Увеличение числа действующих плоскостей скольжения в условиях обычной пластической деформации приводит к повышению степени упрочнения (наклеп).

При повышении температуры, когда наклеп быстро снимается, деформация будет тем больше, чем больше систем скольжения участвует в процессе. Таким образом, множественный характер скольжения в приграничных зонах приводит при высоких температурах к увеличению деформации в приграничной зоне по сравнению с телом зерна. Кроме того, из-за более высокой скорости диффузионного перемещения атомов и вакансий вдоль границ зерен в приграничной зоне быстрее, чем в объеме зерен, протекают процессы разупрочнения. Они связаны с обеднением твердого раствора легирующими элементами, образованием или растворением карбидов под влиянием пластической деформации и рекристаллизацией, зависящей от уровня легирования и микролегирования стали.

Локализация деформации в узкой приграничной зоне облегчает образование несплошностей по границам зерен в процессе проскальзывания их относительно друг друга под действием компонент сдвига, направленных вдоль границ. Чем меньше участвует в деформации тело зерна, тем труднее реализуется проскальзывание. С механизмом разупрочнения границ зерен в условиях ползучести связано и влияние на пластичность величины зерна. Чем крупнее зерно, тем меньше относительный вклад приграничной зоны в общую деформацию до разрушения и, следовательно, тем ниже пластичность, что подтверждается результатами исследований крупнозернистого участка ЗТВ для выбранных марок стали.

Сопоставляя результаты исследования влияния скорости деформирования и температуры отпуска на структуру основного металла и имитированных крупнозернистого участка и участка частичной перекристаллизации ЗТВ стали марок 10ХН2МДБ, 10ХН3МДФ и 10ХН4МДФ можно сделать вывод, что высокие значения пластической деформации разрушения (общее удлинение перед разрушением) обеспечивает мелкозернистая ферритно-карбидная структура, формирующаяся в результате рекристаллизации α -фазы в исходной мартенситной или

мартенситно-бейнитной структуре и интенсивного карбидообразования при совместном воздействии температуры и деформации.

Исходя из результатов исследований микроструктуры и поверхности разрушения образцов имитированного крупнозернистого участка можно заключить, что разрушение металла для исследованных марок стали происходит независимо от скорости деформирования и температуры отпуска с низкими значениями пластичности перед разрушением по механизму зернограничного проскальзывания, для которого характерно образование микротрещин в тройных стыках зерен [62, 107].

Микроструктура участка частичной перекристаллизации сформирована из сильно обедненного α -твердого раствора с утраченной ориентировкой, в которой преобладает верхний бейнит. Значения относительного удлинения перед разрушением стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ показывают, что наиболее устойчива к деформации разрушением при температурах отпуска мелкозернистая структура глобулярного бейнита.

Повышение температуры отпуска приводит к снижению относительного удлинения перед разрушением в основном металле стали марки 10ХН4МДФ и к его повышению в стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ. Для имитированного крупнозернистого участка повышение температуры отпуска не приводит к существенному изменению относительного удлинения перед разрушением для всех марок стали. На имитированных образцах участка частичной перекристаллизации происходит снижение относительного удлинения при повышении температуры отпуска при скорости деформирования V_1 и повышение при низкой скорости деформирования V_3 , что связано с длительной подстройкой структуры к продолжающейся пластической деформации за счет протекания рекристаллизации и интенсивного карбидообразования. Чем меньше степень развития рекристаллизации при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации, тем меньше относительное удлинение перед разрушением, чем интенсивнее развиваются карбидные превращения вследствие диффузии углерода, тем выше относительное удлинение.

Обобщенные зависимости значений относительного сужения образцов после разрушения представлены на рисунке 6.19. Максимальной пластичностью при всех видах испытания характеризуется участок частичной перекристаллизации, а наиболее низкой – участок крупного зерна. Для всех образцов наблюдается снижение относительного сужения с понижением скорости деформирования. Повышение температуры испытания до 640°C практически не оказывает влияния на характер кривых при всех скоростях деформирования.

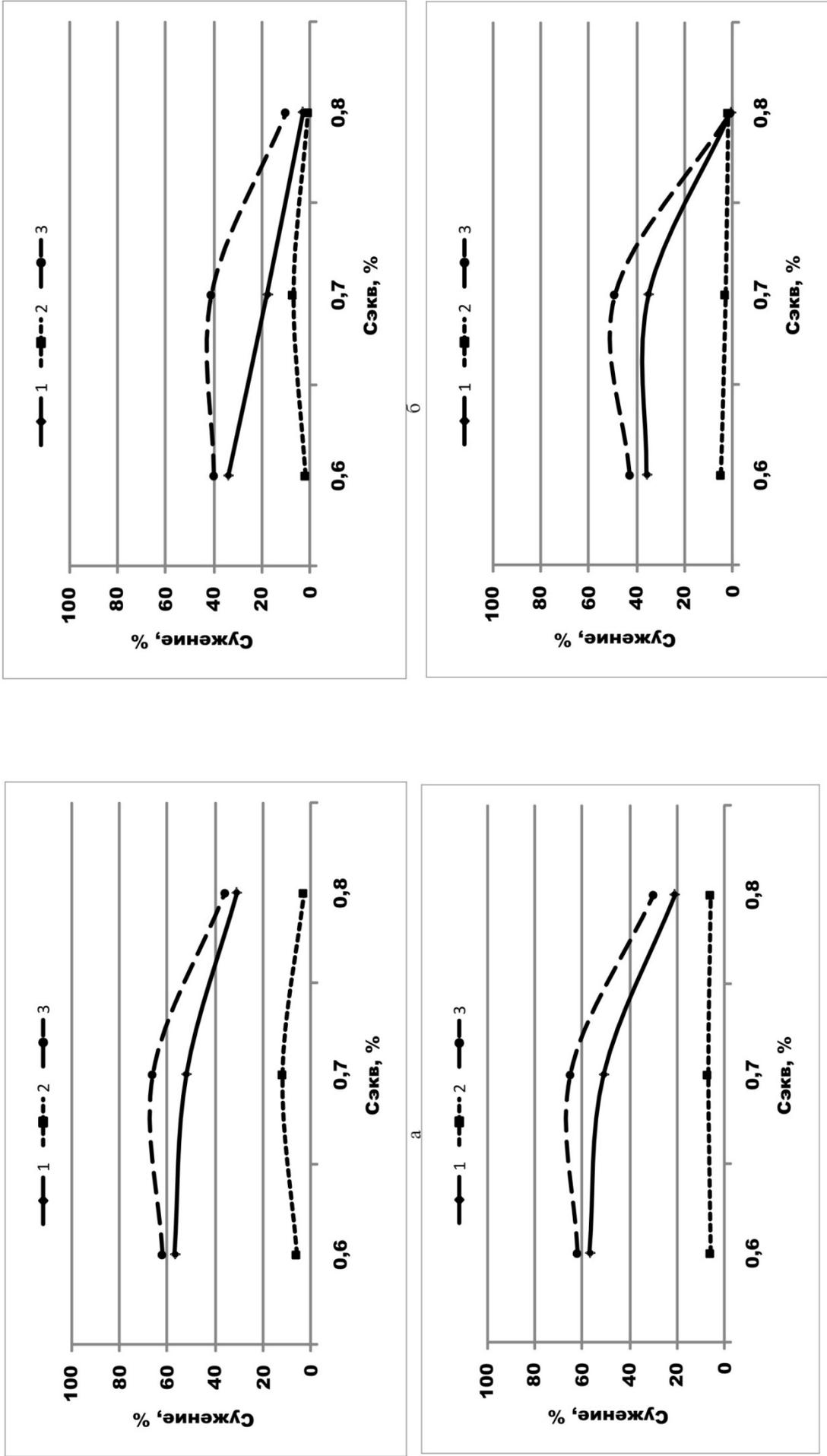


Рисунок 6.19 – Значения относительного сужения образцов из стали легирования после деформации со скоростями V_1 (а, в) и V_3 (б, г) при температуре отпуска 600°C (а, б) и 640°C (в, г)
 1 – основной металл, 2 – крупнозернистый участок ЗТВ, 3 – участок частичной перекристаллизации ЗТВ

При повышении температуры испытания от 600°C до 640°C при более высокой скорости деформирования V_1 величина относительного сужения для образцов основного металла и участков ЗТВ снижается на 5-10 % для стали марки 10ХН4МДФ, для образцов из стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ остается неизменной, рисунок 6.19 а, в. При повышении температуры испытания от 600°C до 640°C при низкой скорости деформирования V_3 величина относительного сужения для всех образцов подчиняется тем же закономерностям, рисунок 6.19 б, г.

При снижении скорости деформирования от V_1 до V_3 при температуре испытания 600°C величина относительного сужения для образцов основного металла и участка частичной перекристаллизации для всех марок снижается на 20 %, для образцов крупнозернистого – не меняется, рисунок 6.19 а, б. Такие же закономерности наблюдаются при снижении скорости деформирования при температуре испытания 640°C, рисунок 6.19 в, г.

Полученные зависимости относительного сужения от температуры и скорости деформирования подтверждают ранее высказанные предположения о подстройке структуры основного металла и участка частичной перекристаллизации к продолжающейся пластической деформации за счет протекания рекристаллизации и интенсивного карбидообразования в сталях марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ. В стали марки 10ХН4МДФ повышение температуры испытания не приводит к изменению величины относительного сужения, а понижение скорости деформирования приводит к ее резкому снижению (до 1 %).

Таким образом, разупрочнение границ является основным фактором снижения пластичности исследованных низкоуглеродистых легированных сталей в условиях ползучести, а повышению пластичности и повышению сопротивлению разрушению способствует структура, состоящая из пластичной матрицы с мелкодисперсными выделениями вторичных фаз.

ВЫВОДЫ К ГЛАВЕ 6

1. Обнаружен эффект резкого снижения деформационной способности высокопрочных сталей марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ при одновременном воздействии температуры 600°C и деформации с низкой скоростью $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (2%/час), при которой на временной базе, соответствующей времени отпуска сварных конструкций больших толщин, могут быть достигнуты ожидаемые деформации разрушения. Значения относительного

удлинения перед разрушением снижаются: для образцов основного металла из стали марки 10ХН4МДФ до 4 %, для имитированного крупнозернистого участка – до 1 %, для участка частичной перекристаллизации – до 7%, для образцов из стали марки 10ХН3МДФ – до 14 %, 1 % и 24 % соответственно, для образцов из стали марки 10ХН2МДБ – до 26 %, 2 % и 27 % соответственно. При этом относительное сужение снижается: для образцов основного металла из стали марки 10ХН4МДФ до 3%, для имитированного крупнозернистого участка – до 1 %, для участка частичной перекристаллизации – до 10%, для образцов из стали марки 10ХН3МДФ – до 18 %, 7 % и 41 % соответственно, для образцов из стали марки 10ХН2МДБ – до 34 %, 2 % и 40 % соответственно.

2. С повышением температуры отпуска до 640°C выявлено снижение деформационной способности при низкой скорости деформирования ($5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$) также и на участке частичной перекристаллизации из стали марки 10ХН4МДФ. Для образцов основного металла и участка частичной перекристаллизации из стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ деформационная способность при повышении температуры отпуска повышается, однако для первого участка ЗТВ деформационная способность во всех случаях снижается.

3. Исследования структуры ЗТВ и основного металла показали связь эффекта снижения деформационной способности с отсутствием процессов рекристаллизации α -фазы в мелкозернистой мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре низкоуглеродистой легированной стали. Чем меньше степень развития рекристаллизации и чем ниже интенсивность процессов карбидообразования при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации, тем ниже значения относительного удлинения перед разрушением. Повышение уровня легирования высокопрочной стали элементами замещения и формирование устойчивых специальных карбидов способствует снижению интенсивности протекания процессов рекристаллизации и развития карбидных превращений, что повышает склонность к охрупчиванию при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации.

4. Резкое снижение деформационной способности в крупнозернистой мартенситной структуре низкоуглеродистой легированной стали при нагреве в области температур высокого отпуска с одновременным приложением деформации вызвано зернограничным проскальзыванием под действием остаточных напряжений с образованием трещин в тройных стыках зерен. Высокие значения пластической деформации разрушения (общее удлинение перед разрушением) при совместном воздействии температуры и деформации на участке частичной перекристаллизации обеспечивает мелкозернистая ферритно-карбидная структура, формирующаяся в результате рекристаллизации α -фазы в исходной мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре и интенсивного карбидообразования.

5. Полученные результаты позволяют предположить, что именно резкое снижение деформационной способности металла у линии сплавления может являться причиной образования трещин в сварных соединениях низкоуглеродистых легированных сталей при послесварочном отпуске.

ГЛАВА 7. ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕСВАРОЧНОГО ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ. ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТ

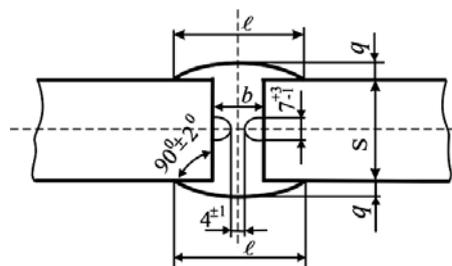
В предыдущих главах изучены основные закономерности изменения структуры и характера разрушения ЗТВ и основного металла низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей под влиянием повышенных температур, близких к температуре высокого отпуска, и нагрузки, имитирующей остаточные и временные напряжения в сварном соединении.

Показано, что независимо от уровня легирования, после повторного нагрева в области температур высокого отпуска с одновременным приложением деформации наблюдается растрескивание в крупнозернистом участке ЗТВ и снижение деформационной способности сварных соединений высокопрочных низкоуглеродистых легированных сталей. Эти исследования легли в основу разработанных «Методических указаний по прогнозированию склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске».

Выявленные закономерности получили подтверждение при исследованиях реальных сварных соединений из высокопрочных низкоуглеродистых легированных сталей, представленных в настоящей главе.

7.1. Структура и свойства ЗТВ сварного соединения из стали 10ХН2МДБ

Из стали марки 10ХН2МДБ были выполнены стыковые сварные соединения методом ручной аргодуговой сварки, рисунок 7.1.1. Сварку проб осуществляли сварочной проволокой марки Св-07ХН3МД диаметром 3 мм. Сварка выполнена по щелевой разделке с предварительной наплавкой гребешков на кромки. Погонная энергия составляла 2,6 кДж/мм.



$$b = 12^{+3} \text{ мм}; l = 20^{+3}_{-1} \text{ мм}; q = 2^{+2}_{-1} \text{ мм}$$

Рисунок 7.1.1 - Конструктивное оформление узла, применяемого при ручной аргодуговой сварке

После сварки были изготовлены образцы для проведения испытаний на ударный изгиб и исследования микроструктуры. Результаты испытаний на ударный изгиб представлены в таблице 7.1.1.

Таблица 7.1.1 – Результаты определения работы удара сварного соединения из стали 10ХН2МДБ

Метод сварки/ сварочный материал	Работа удара, KV^{-40} , Дж			
	Место нанесения надреза			
	ЛС	ЛС+2 мм	ЛС+5 мм	ЛС+20 мм
РАД/Св-07ХНЗМД	158 – 165 - 171	120 – 118 - 136	128 – 114- 129	146 – 131 - 125

Металлографический анализ участков ЗТВ сварного соединения, выполненного ручной аргодуговой сваркой показал, что на первом участке, граничащем с линией сплавления (ЛС), образовалась крупнозернистая мартенситно-бейнитная структура речной морфологии, рисунок 7.1. Структура участка полной перекристаллизации мелкозернистая, рисунок 7.1.2. б, преимущественно бейнитная, причем бейнит двух морфологических типов – гранулярный и речной. Мелкокристаллическая структура участка частичной перекристаллизации соответствует нагреву в области температур межкритического интервала, рисунок 7.1.2 в. Микроструктура основного металла, рисунок 7.1.2 г, представляет собой отпущенную речную мартенситно-бейнитную структуру, содержание бейнита гранулярной морфологии не превышает 10%. Структура однородная и равномерная.

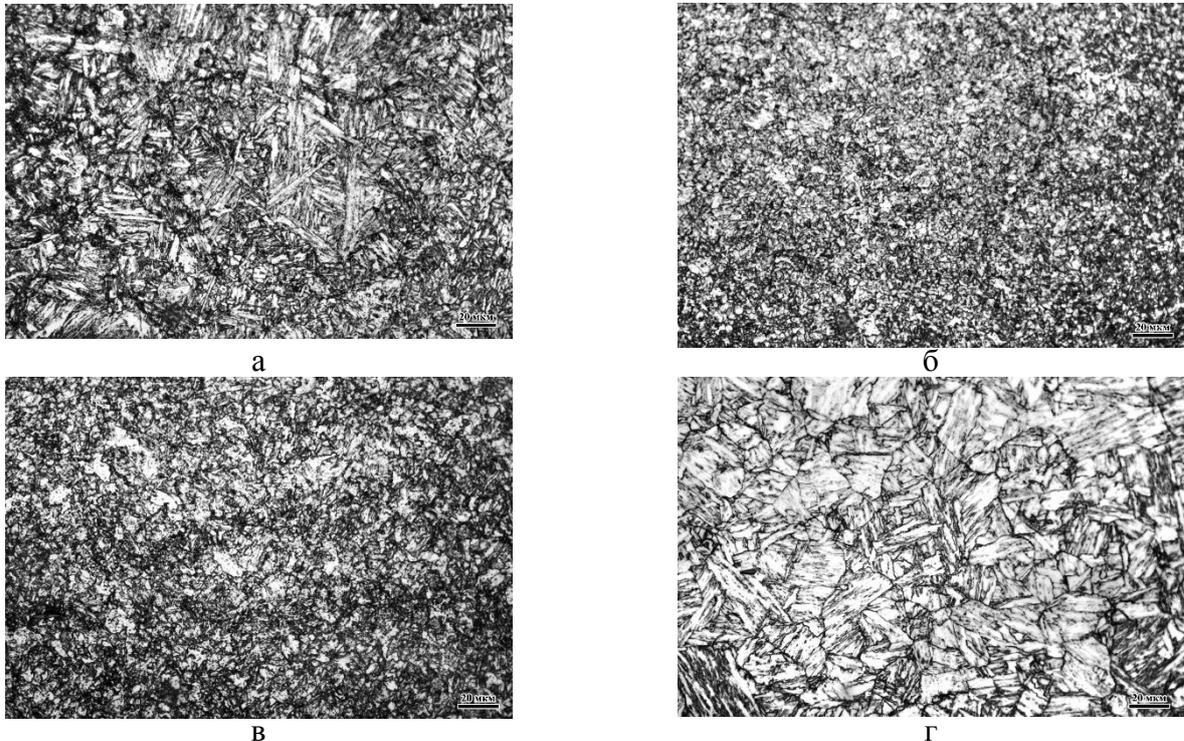


Рисунок 7.1.2 – Микроструктура участков ЗТВ сварного соединения из стали марки 10ХН2МДБ: ЛС и крупнозернистый участок (а), участок полной перекристаллизации (б), участок частичной перекристаллизации (в), основной металл (г)

Полученные результаты хорошо совпадают с результатами моделирования кинетики фазовых превращений в этой стали (см. раздел 3), что позволяет предложить методику моделирования для прогнозирования структуры в ЗТВ сварных соединений для выбранных условий сварки.

7.2. Исследование свойств сварных соединений из стали 10ХН4МДФ

Для оценки влияния послесварочного отпуска для снятия ОСН на структуру и свойства сварного соединения из стали марки 10ХН4МДФ были изготовлены 6 проб. В центр пластины размером 25х300х300 мм вваривали цилиндр диаметром 100 мм, рисунок 2.6.1.1.

Сварку проб осуществляли методом ручной дуговой сварки с использованием электродов марки 48Н-15 диаметром 4 мм с подваркой корня шва ручной аргонодуговой сваркой проволокой марки Св-07ХНЗМД диаметром 4 мм. Разделка кромок – К-образная, угол раскрытия 45°С. Пространственное положение – нижнее.

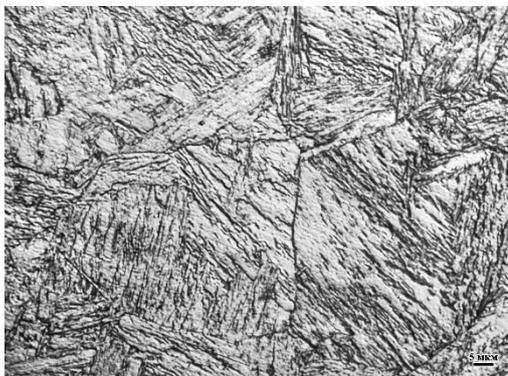
После сварки пробы подвергали отпуску при различных температурах и варьировали скорость их охлаждения после отпуска – с печью и на воздухе, таблица 7.2.1.

После проведения термической обработки из жестких проб были изготовлены образцы для проведения испытаний на ударный изгиб и исследования микроструктуры. Нанесение надрезов на ударных образцах осуществляли точно по участкам ЗТВ. Для этого предварительно на металлографическом микроскопе определяли ширину участков ЗТВ, по которым в дальнейшем наносили надрез, рисунок 2.6.1.2. При исследовании механических свойств рассматривали участок крупного зерна. Образцы испытывали при температурах от плюс 20°С до минус 40°С.

После отпуска при температурах 600°С и 640°С структура металла первого крупнозернистого участка ЗТВ представляет крупнозернистый реечный мартенсит, рисунок 7.2.1. Межзеренные трещины отсутствуют. При более высокой температуре отпуска 640°С, рисунок 7.2.1 в, г, отпущенный мартенсит имеет менее выраженную реечную структуру, по границам и в теле зерен наблюдаются карбиды. После охлаждения с печью доля карбидной фазы несколько выше, что свидетельствует о протекании процессов самоотпуска и выходе углерода из твердого раствора.

Таблица 7.2.1 – Режимы термообработки сварных проб

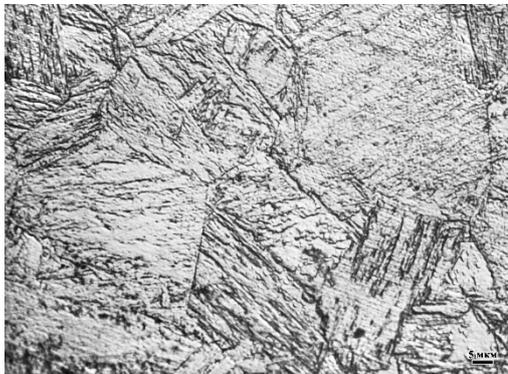
Маркировка проб	Температура отпуска	Время выдержки	Режим охлаждения
1	Без отпуска		
2	600°C	4 часа	С печью
3	600°C	4 часа	На воздухе с обдувом вентиляторами
4	640°C	4 часа	С печью
5	640°C	4 часа	На воздухе с обдувом вентиляторами
6	620°C	4 часа	С печью



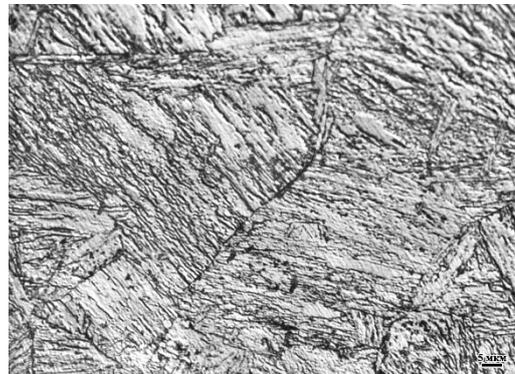
а



б



в



г

Рисунок 7.2.1 – Микроструктура образцов первого участка ЗТВ сварных соединений из стали марки 10ХН4МДФ после отпуска при температуре 600°C (а, б) и 640°C (в, г) и охлаждения с печью (а, в) и на воздухе (б, г).

При изучении влияния скорости охлаждения после сварки на изменение ударной вязкости на крупнозернистом участке ЗТВ, которое проводили на образцах с острым надрезом при температуре испытания -40°C, было установлено, что максимальный уровень ударной вязкости выше после медленного охлаждения, рисунок 7.2.2.

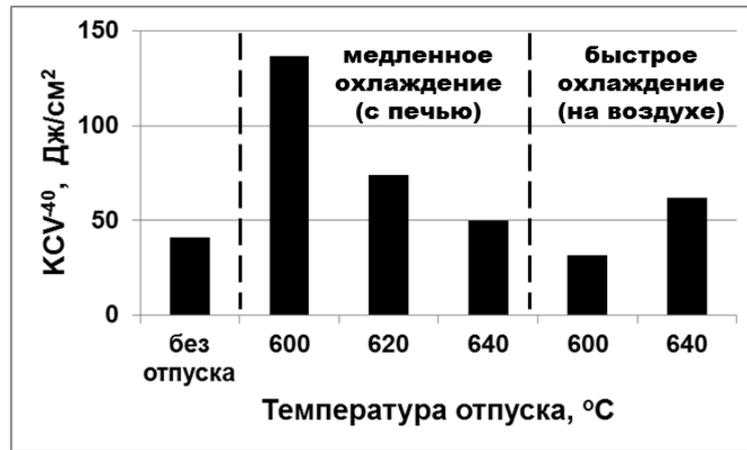


Рисунок 7.2.2 – Зависимость ударной вязкости стали марки 10XN4MДФ от температуры отпуска и скорости охлаждения

Отсутствие трещин на первом крупнозернистом участке ЗТВ сварного соединения после проведения послесварочного отпуска можно объяснить исключением зон высокой концентрации напряжений при выборе конструктивно-технологического оформления сварных соединений, см. рисунок 2.6.1.1.

Иные результаты получены для сварного соединения с более жестким конструктивно-технологическим оформлением, рисунок 7.2.3, в котором наблюдали трещины в ЗТВ после отпуска.

На рисунке 7.2.3 показан эскиз конструкции, которая была подвергнута высокотемпературному отпуску при температуре 600°С в течение 6 часов. После термообработки были обнаружены трещины в каждом из четырех углов конструкции, локализованные вдоль ЛС (схематично показано на рисунке 7.2.3 в, общий вид трещин – на рисунке 7.2.3 б). Микротрещина, рисунок 7.2.3 г, проходит вблизи линии сплавления.

Для предотвращения снижения деформационной способности и растрескивания в крупнозернистом участке ЗТВ сварных соединений необходимо предпринять меры по исключению возможности протекания процессов пластического деформирования металла ЗТВ сварных соединений в ходе термического цикла высокотемпературного отпуска. Для этого должны соблюдаться следующие условия:

- исключение неравномерности при нагреве, выдержке и охлаждении сварных соединений;
- исключение зон высокой концентрации напряжений при выборе конструктивно-технологического оформления сварных соединений.

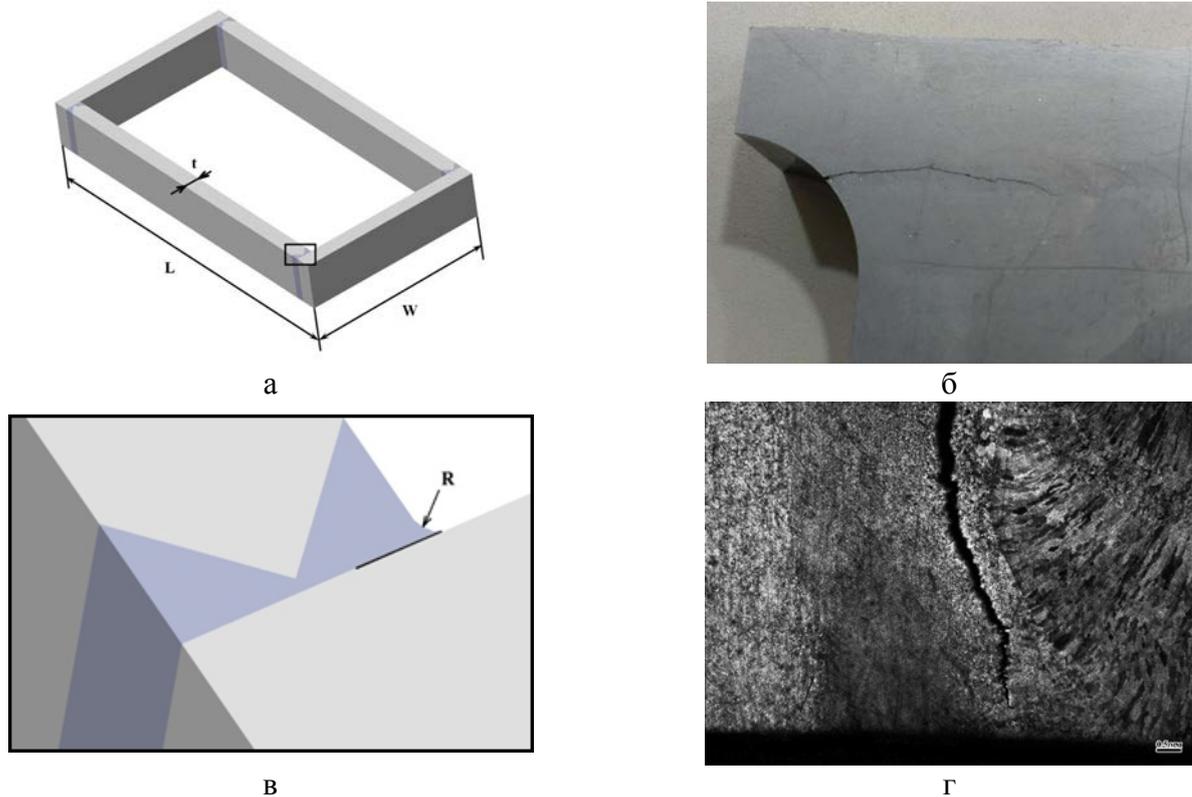


Рисунок 7.2.3 – Общий вид сварного соединения стали марки 10XН4МДФ с неоптимальным конструктивно-технологическим оформлением (а), трещина, локализованная вдоль линии сплавления (б) и ее схематическое изображение (в), микроструктура вблизи линии сплавления (г)

7.3. Внедрение результатов работы

7.3.1. Проведенный в ходе выполнения работы комплекс научных-исследований и промышленных опытов позволил разработать температурно-деформационные схемы горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева с последующим высоким отпуском для повышения прочностных характеристик листового проката из низкоуглеродистой легированной стали.

Разработанные схемы пластической деформации стали марки 10XН2МДБ были включены в технологическую инструкцию на изготовление листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа в условиях опытно-промышленного производства. Акт внедрения представлен в приложении А.

Разработанные технологические схемы опробованы при производстве стали марки 10XН2МДБ и подтвердили свою эффективность для измельчения зерна аустенита, формирования субзеренной структуры и повышения прочностных свойств листового проката толщиной до 40 без изменения уровня легирования низкоуглеродистой высокопрочной стали с $S_{экв} = 0,6-0,7 \%$.

На ООО «ОМЗ-Спецсталь» в рамках государственного контракта от 20.10.2016 г. № 16411.1810190019.09.003 шифр «Арктическая сталь» была изготовлена партия листового проката толщиной 20-40 мм объемом 70 т по разработанной технологической инструкции из стали марки 10ХН2МДБ с гарантированным пределом текучести 750 МПа и хладостойкостью до -40°C . Это позволяет рекомендовать предложенный подход для совершенствования действующих технологий заковки с прокатного нагрева с отпуском для хромоникельмолибденовых сталей различного назначения.

Применение усовершенствованных режимов горячей пластической деформации для завершающей стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева с целью повышения гарантированной прочности стали до 750 МПа позволяет достичь снижения стоимости сталей по отношению к имеющимся аналогам среди сталей повышенной хладостойкости не менее чем на 15%.

Внедрение новых технологических процессов позволит обеспечить проектирование и строительство подводных технических средств, в частности, глубоководных водолазных комплексов и некоторых других. Кроме того, применение более прочных материалов позволяет достичь не только снижения толщины корпусных связей за счет облегчения конструкции, но и повышения ее надежности по отношению к опасности хрупких разрушений, что делает перспективным применение новой стали и в надводных конструкциях морской техники (в том числе, для подкрепляющего набора и ледового пояса ледоколов и нового класса кораблей ледового плавания). Повышенная коррозионная стойкость позволяет ставить задачу снижения запасов на коррозию стали, обеспечивая снижение металлоемкости сварных конструкций.

7.3.2. На основе выполненных исследований деформационной способности в ЗТВ сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей разработаны «Методические указания по прогнозированию склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске».

Разработанная методика позволяет оценить влияние кинетики фазовых превращений на различных участках ЗТВ, влияние отпуска при выбранной температуре, в том числе с приложением деформации, на изменение структуры и склонность к охрупчиванию сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей и предложить концепцию проведения отпуска сварных конструкций. Разработанная методика внедрена для использования на исследовательском комплексе GLEEBLE 3800 лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» СПбПУ Петра Великого. Акт внедрения представлен в Приложении Б.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Выполнены экспериментальные исследования, позволившие на основе изучения формирования структуры при изготовлении листового проката толщиной до 40 мм из стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа и при отпуске сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей и взаимосвязи ее с физико-механическими свойствами предложить технологические приемы горячей пластической деформации, рекомендации по проведению послесварочного отпуска и сделать следующие выводы:

- в области разработки технологии изготовления листового проката

1. Исследования фазовых и структурных превращений, в том числе под влиянием предшествующей пластической деформации, в высокопрочных низкоуглеродистых сталях марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ с Сэкв 0,6-0,8%, показали, что при снижении уровня легирования в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуются мартенситно-бейнитные структуры. Предварительная деформация 30 % при температуре 950°С (ниже температуры рекристаллизации) повышает температуры начала и конца бейнитного и мартенситного превращений на 15-20°, но практически не оказывает влияния на морфологию бейнита: реечного – после охлаждения со скоростями 6-20°С/с и гранулярного – при более низких скоростях охлаждения, в стали 10ХН2МДБ.

2. Установлено влияние режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на формирование структуры низкоуглеродистой легированной стали после закалки с прокатного нагрева. Показано, что если дробная прокатка на завершающей стадии прокатки проводится при повышающейся температуре и завершается выше температурного порога рекристаллизации аустенита, то формируется крупнозернистая аустенитная структура. При последующем ее превращении в полной мере проявляются ориентационные соотношения, характерные для реечного бейнита; в частности, внутри пакетов преобладают большеугловые границы между блоками, но твердость такой крупнозернистой структуры невысока. При понижающихся температурах прокатки и ее завершении ниже температуры рекристаллизации на 50-70°С для структуры аустенита характерны более мелкие зерна, внутри которых формируется деформационная субструктура с малоугловыми границами. При дальнейшем понижении температуры завершения деформации, на 70-100°С ниже температурного порога рекристаллизации аустенита, и, соответственно, с повышением плотности дислокаций в аустените, увеличивается доля гранулярного бейнита и снижается твердость.

3. Для прогнозирования структуры и механических свойств низкоуглеродистой высокопрочной экономнолегированной стали в зависимости от температурных режимов горячей пластической деформации при имитационном моделировании на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800 предложен комплексный подход к оценке микроструктуры, микротвердости, морфологии и размерных параметров, восстановленных по данным EBSD-анализа, как для аустенитной, так и для превращенной (пакетно-блочной) структур, спектров разориентировок между элементами конечной структуры. Результаты этих исследований позволяют аттестовать структуру и свойства стали и на этой основе дать рекомендации по режимам горячей прокатки.

4. Разработаны и внедрены в опытно-промышленном производстве технологические схемы горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева с последующим высоким отпуском для повышения прочностных характеристик листового проката из низкоуглеродистой легированной стали. Рекомендации по горячей прокатке, касающиеся термомодеформационных схем, внесены в технологическую инструкцию на изготовление листового проката из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа, что оформлено актом внедрения, разработаны технические условия «Прокат толстолистовой из высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 750 МПа. ИНДЕКС «СТАЛЬ 750».

- в области исследования свойств в ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей

5. Обнаружен эффект резкого снижения деформационной способности основного металла и крупнозернистого участка ЗТВ высокопрочных сталей марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ при одновременном воздействии температуры высокого отпуска (600-640°C) и деформации с низкой скоростью, составляющей ($5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$), при которой на временной базе, соответствующей времени отпуска сварных конструкций больших толщин, могут быть достигнуты ожидаемые деформации разрушения. С повышением температуры отпуска до 640°C выявлено снижение деформационной способности при низкой скорости деформирования ($5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$) также и на участке частичной перекристаллизации из стали марки 10ХН4МДФ. Для образцов основного металла и участка частичной перекристаллизации из стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ деформационная способность при повышении температуры отпуска выше, однако для первого участка ЗТВ деформационная способность во всех случаях снижается.

6. Исследования структуры ЗТВ и основного металла показали связь эффекта снижения деформационной способности с отсутствием процессов рекристаллизации α -фазы в мелкозернистой мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре низкоуглеродистой легированной стали. Чем меньше степень развития рекристаллизации и чем ниже

интенсивность процессов карбидообразования при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации, тем ниже значения относительного удлинения перед разрушением. Повышение уровня легирования высокопрочной стали элементами замещения и формирование устойчивых специальных карбидов способствует снижению интенсивности протекания процессов рекристаллизации и развития карбидных превращений, что повышает склонность к охрупчиванию при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации.

7. Резкое снижение деформационной способности в крупнозернистой мартенситной структуре низкоуглеродистой легированной стали при нагреве в области температур высокого отпуска с одновременным приложением деформации вызвано зернограничным проскальзыванием под действием остаточных напряжений с образованием трещин в тройных стыках зерен. Высокие значения пластической деформации разрушения (общее удлинение перед разрушением) при совместном воздействии температуры и деформации на участке частичной перекристаллизации обеспечивает мелкозернистая ферритно-карбидная структура, формирующаяся в результате рекристаллизации α -фазы в исходной мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре и интенсивного карбидообразования.

8. Для предотвращения снижения деформационной способности сварных соединений и растрескивания в крупнозернистом участке ЗТВ необходимо исключить возможность протекания процессов пластического деформирования металла ЗТВ в ходе термического цикла высокотемпературного отпуска. Для этого необходимо предпринять меры по обеспечению равномерности нагрева, выдержки и охлаждения сварных соединений, а также обеспечить отсутствие зон высокой концентрации напряжений при выборе конструктивно-технологического оформления сварных соединений.

9. Разработаны и внедрены в организациях, располагающих пластометрическими комплексами GLEEBLE, методические указания по прогнозированию склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске; определены перспективы использования предложенного способа моделирования структуры в ЗТВ сварных соединений для низкоуглеродистых высокопрочных сталей.

Для обеспечения добычи углеводородов на арктическом шельфе разработана технология производства высокопрочной стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа и даны рекомендации по проведению послесварочного отпуска сварных соединений, обеспечивающие строительство мобильных буровых установок, буровых судов ледового плавания, обитаемых и необитаемых роботизированных подводных аппаратов, водолазных комплексов, барокамер и др., эксплуатирующихся в Арктике.

Список литературы

1. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. -М.: Машиностроение, 1989. - 336 с.
2. Винокуров В.А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. -М.: «Машиностроение», 1973. - 213 с.
3. Крошкин А.А. Судостроительные корпусные стали. – Л.: Судпромгиз, 1957.
4. Бусыгин В.В., Легостаев Ю.Л., Маслеников А.В. и др. Современное состояние и перспективы применения стали повышенной прочности в зарубежном судостроении. Обзорно-аналитическая информация. Изд-во: ЦНИИ «Румб», 1983.-92с.
5. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Семичева Т.Г., Шерохина Л.Г. Превращения дислокационного мартенсита при отпуске вторичнотвердеющей стали//МиТОМ.- 1999. - №9. - с.13-32.
6. Рыбин В.В., Белозерский Г.Н., Малышевский В.А. и др. Влияние дислокаций на механизм вторичного твердения// ФММ. -1982. т.54, вып.5. - с.990-999.
7. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Олейник В.Н. и др. Структурные превращения при вторичном твердении низкоуглеродистых вторичнотвердеющих сталей//ФММ. -1976.- т.41, вып.4. - с.796-804.
8. Малышевский В.А., Рыбин В.В., Олейник В.Н. и др. Карбидные превращения в сорбитотвердеющей стали//Вопросы судостроения. Сер. Металловедение. -1975. вып.21. - с.37-45.
9. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Семичева Т.Г. Развитие теории вторичного твердения при создании высокопрочных корпусных марок стали//Вопросы материаловедения. – 2005. - №2(42). - с.
10. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Легостаев Ю.Л., Семичева Т.Г. Основные аспекты создания и применения высокопрочной конструкционной стали//Вопросы материаловедения. -1999. - №3(20). - С.7-21.
11. Хлусова Е. И., Голосиенко С. А., Мотовилина Г. Д., Пазилова У. А. Влияние легирования на структуру и свойства высокопрочной хладостойкой стали после термической и термомеханической обработки // Вопросы Материаловедения. – 2007. - №1(49). – С. 20-32.
12. Садовский В.Д. Что такое ВТМО?// МиТОМ. 1983, №11 с.48-50.

13. Малышевский В.А., Рыбин В.В. Влияние температуры и степени деформации хромоникельмолибденовой стали на вторичное твердение. «Вопросы судостроения», сер. Металловедение, вып.19, 1974, с.28-3
14. Круглова А.А., Легостаев Ю.Л., Хлусова Е.И. Исследование температурно-деформационных режимов динамической рекристаллизации стали марки АБ-1. «Судостроительная промышленность», сер. Металловедение и металлургия, 1988, № 8.
15. Эфрон Л.И., Литвиненко Д.А., Мельник Н.П., Сторожев С.Б. Особенности формирования структуры низколегированной V-Ti-N содержащей стали при рекристаллизационной контролируемой прокатке // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1993. – № 7. – С. 50-53.
16. Эфрон Л.И., Литвиненко Д.А., Герцев А.М. и др. Улучшение прочностных и вязкостных свойств низколегированной стали контролируемой прокаткой и ускоренным охлаждением проката // Сталь. – 1984. – №32. – С. 37-39.
17. Круглова А.А., Легостаев Ю.Л., Хлусова Е.И. Исследование температурно-деформационных режимов динамической рекристаллизации стали марки АБ-1. // Судостроительная промышленность, сер. «Металловедение и металлургия», №8, 1988, с.12-16.
18. Сошина Т. В., Зисман А. А., Хлусова Е. И. Исследование рекристаллизации аустенита стали 09ХН2МД в условиях горячей прокатки методом релаксации напряжений // Вопросы материаловедения.- 2012. - №2. – С.16-24.
19. Сошина Т. В., Зисман А. А., Хлусова Е. И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей. // Вопросы материаловедения.- 2013. - №1 (73). – С. 31-36
20. Morito S., Saito H., Ogawa T., Furuhashi T., Maki T. Effect Of Austenite Grain Size On The Morphology And Crystallography Of Lath Martensite In Low Carbon Steels // ISIJ International. – 2005. – Vol. 45. – No. 1. – P. 91–94.
21. M. Olasolo, P. Uranga, J.M. Rodriguez-Ibabe, B. Lypetz Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel// Materials Science and Engineering A 528 (2011) — P.2559–2569
22. C.L. Miao, C.J. Shang, G.D. Zhang, S.V. Subramanian Recrystallization and strain accumulation behaviors of high Nb-bearing line pipe steel in plate and strip rolling// Materials Science and Engineering A 527 (2010) — P.4985–4992
23. Miyamoto G., Iwata N., Takayama N., Furuhashi T. Quantitative analysis of variant selection in ausformed lath martensite//Acta Mater. 2012. V. 60. P.1139-1148

24. Miyamoto G., Iwata N., Takayama N., Furuhashi T. Mapping The parent austenite orientation reconstructed from the orientation of martensite by EBSD and its application to ausformed martensite// *Acta Mater.* 2010. V. 58. P.6393-6403
25. Iwata N., Miyamoto G., Takayama N., Furuhashi T. Reconstruction of parent austenite grain structure based on crystal orientation map of bainite with and without ausforming// *ISIJ International.* 2011. V. 51. P. 1174-1178
26. Коротовская С.В., Нестерова Е.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние параметров пластической деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низколегированных бейнитных сталях // *Вопросы материаловедения.* -2011. -№1 (65). -С. 110-118
27. Нестерова Е.В., Золоторевский Н.Ю., Титовец Ю.Ф., Хлусова Е.И. Наследование разориентаций и модель формирования структуры бейнита в низкоуглеродистых сталях под влиянием деформации аустенита // *Вопросы материаловедения.* – 2011. - №4(68). – С. 17-26
28. Коджаспиров Г.Е. Роль мезоструктуры при термомеханической обработке // *Вопросы материаловедения.* -2002. -№1 (29). -С. 193-199
29. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М: *Металлургия*, 1986. – 224 с.
30. Рыбин В. В., Рубцов А.С., Коджаспиров Г. Е. Структурные превращения в стали при прокатке с различной степенью и дробностью деформации // *Физика металлов и материаловедение.* - 1984. - Т.58, №4. - С. 774-781.
31. Рыбин В. В., Кучкин В. В., Рыбин Ю. И., Паршиков Р.А. Фрагментация металлов при интенсивной пластической деформации и особенности пластического течения в условиях равноканального углового прессования // *Вопросы материаловедения.* – 2009. – №3. – С. 193-203.
32. Byounchul Hwang, Chang Gil Lee, Sung-Joon Kim Low-Temperature Toughening Mechanism in Thermomechanically Processed High-Strength Low-Alloy Steels// *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2011. -Volume 42A. p. 717-728
33. Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Besson J. et. al. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2004. -Volume 35A. p. 1039-1053
34. Guo Z., Lee C.S., Morris J.W.Jr. On coherent transformations in steel // *Acta Mater.* 2004. –V.52. p.5511-5518
35. Liu D., Cheng B., Chen Y. Strengthening and toughening of a heavy plate steel for shipbuilding with yield strength of approximately 690 MPa // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2013, V. 44A, No. 1. – P.440-455.

36. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. Б.Е.Патона. - М.: «Машиностроение», 1974. - 767 с.
37. Горынин И.В., Малышевский В.А., Легостаев Ю.Л., Грищенко Л.В. Высокопрочные свариваемые стали//Вопросы материаловедения. – 1999. – 3(20). – С.21-29.
38. Р.В. Бишоков, А.П. Барышников, А.В. Гежа, П.В. Мельников Сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных сталей//Вопросы материаловедения. – 2014. – 2(78). – С.128-
39. А.С. Орыщенко, Р.В. Бишоков, А.В. Гежа, А.В. Шаталов Перспективы развития автоматической сварки под флюсом в судостроении//Судостроение. – 2013. - № 6. - с. 73-
40. Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние легирования на структуру и свойства зоны термического влияния сварного соединения из высокопрочной стали//Вопросы материаловедения. - 2006. - №1(45). - С.54-63.
41. Материалы для судостроения и морской техники: Справ.: В 2т. Т. 1; под ред. И.В.Горынина.-СПб.: НПО «Профессионал», 2009. – 776 с.: ил.
42. Ардентов В.В., Малышевский В.А., Правдина Н.Н., Рыбин В.В., Семичева Т.Г. Структура и свойства зоны термического влияния высокопрочной конструкционной стали//Физика и химия обработки материалов. -1985. -№5. -С.119-125
43. Иванов А.Ю., Сулягин Р.В., Орлов В.В., Круглова А.А. Формирование структуры в зоне термического влияния и свойства сварных соединений трубных сталей классов прочности Х80, Х90, К70//Сталь. -2011.- №7. - с.85-90.
44. Изотов В.И., Киреева Т.С., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние отпуска на структуру и свойства в зоне термического влияния высокопрочной хромоникельмолибденовой стали//Вопросы материаловедения. – 2013. - № 3(75). С. 21-32.
45. Костин В.А., Григоренко Г.М., Соломийчук Т.Г., Жуков В.В., Зубер Т.А. Микроструктурные исследования сварных швов высокопрочной конструкционной стали WELDOX 1300 с пределом текучести 1700 МПа//Автоматическая сварка. – 2013. - №3. – с.7-14
46. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. К.: «Наук. Думка», 1978. -276 с.
47. Величко А.А., Орлов В.В., Пазилова У.А., Сулягин Р.В., Хлусова Е.И. Влияние способа сварки на структуру и свойства в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей//Сварочное производство. -2014. -№ 9. -С.8-13
48. Hamada M. Control of strength and toughness at the heat affected zone, welding international, No. 17(4). -2003.- pp.265-270

49. Shi Y., Han Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel// J. Mater. Proc. Technol., 207. -2008. - pp.30-39
50. Lamberte-Perlade A., Gourgues A.F., Besson J., Sturel T., Pineau A. Mechanism and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel, Metall. Trans. A, -2004. -vol. 35A. - pp. 1039-1053
51. Lee S., Kim B.C., Kwon D. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat-affected zones of thermomechanically controlled processed steels// Metall. Trans. A. - 1992. -vol. 23A. - pp. 2803-2816
52. Laitinen R. Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents//Acta. Univ. Oul. C 234. -2006, - 204 p.
53. Davis C.L., King J.E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone: Part I. Fractographic evidence, Metall. Trans. A. 1994.- vol. 25A. -pp.563-573
54. Li Y., Crowther D.N., Green M.J.W., Mitchell P.S., T.N. Baker The effect of vanadium and niobium on properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat-affected zone in low carbon microalloyed steels, ISIJ Int., 41 (2001). No.1. -pp.46-55
55. Matsuda F., Fukada Y., Okada H., C. Shiga Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan, Welding in the World, No.3, Vol.37.- 1996. pp.134-154
56. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. – М.: Изд-во «Наука», 1972, - 219 с.
57. Назаров А.В., Якушев Е.В., Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Киреева Т.С. Сравнение свариваемости высокопрочных трубных сталей, микролегированных ниобием, ниобием и ванадием//Металлург. -2013. -№10. –с.56-61
58. Костин В.А., Григоренко Г.М., Позняков В.Д., Жданов С.Л., Соломийчук Т.Г., Зубер Т.А., Максименко А.А. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей//Автоматическая сварка. – 2012. - №12. – с.10-16
59. Николаев Г.А., Прохоров Н.Н. Напряжения в процессе сварки. М.: Изд-во АН СССР, 1948. -88 с.
60. Прохоров Н.Н. Горячие трещины при сварке. М.: Машгиз, 1952. -220 с.
61. Макара А.М. Исследование природы холодных околошовных трещин при сварке закаляющихся сталей//Автоматическая сварка. – 1960. - №2. – с.9-33
62. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение. Ленинг. Отд-ние., 1978. – 367 с.

63. Грищенко Л.В., Петров Г.Л., Рылов А.Ф. Холодные трещины при сварке конструкционных сталей повышенной прочности и изменение свойств металла околошовных зон при воздействии сварочных термических циклов//Сварка. Сб.статей. - №9. –Л.: Судостроение, 1966
64. Г.Л. Петров, А.С. Тумарев Теория сварочных процессов (с основами физической химии). Учебник для вузов. Изд. 2-е, перераб. М.: «Высшая школа». 1977. -392 с.
65. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки сталей и сплавов титана. М.: «Наука», 1965
66. Выбойщик Л.М., Иоффе А.В. Формирование структуры и свойств сварных соединений нефтепроводных труб//МиТОМ.- 2012.- №10 (688).- с.44-48
67. Земзин В.Н. Жаропрочность сварных соединений. Л., 1972.
68. Горицкий В. М. Диагностика металлов – М.: Metallurgizdat, 2004. – 408 с.
69. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Т.2. Строение стали и чугуна: Справочник (в 3-х томах) под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. – М.: Интермет инжиниринг, 2005. – 528 с.
70. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Metallurgiya, 1986. – 480 с.
71. Тихонцева Н.Т., Софрыгина О.А., Жукова С.Ю., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М. Исследование обратимой отпускной хрупкости современных конструкционных сталей//Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 2012. - №5. - с.60-64
72. Малышевский В.А. Развитие свариваемых высокопрочных корпусных сталей// По пути созидания: Сборник исторических очерков о научном вкладе института в развитие отечественной промышленности: В двух томах./ Под ред. И.В. Горынина. Т.1. – СПб: ЦНИИ КМ «Прометей», 2009. С.67-75
73. Mullery F., Cadman R.O.L. Cracking of welded joints in ferritic heat-Resisting Steel // British Welding Journal. 1962. № 4. P.212-220
74. Use of acoustic emission to detect reheat cracks during post-weld heat treatment/V.A.Ferraresi, P.J.Modenesi, N.Mastelari et. al.//Science and Technology of Welding&Joining. 1999. Vol. 4. № 4. P. 214-218
75. Махненко В.И., Махненко О.В., Великоиваненко Е.А., Розылко Г.Ф., Пивторак Н.И. Учет порообразования при термической обработке сварных узлов из сталей, склонных к образованию трещин отпуска//Автоматическая сварка. – 2013.- № 3. С.3-6.
76. Nakamura H., Naiki T., Okabayashi H. Stress relief cracking in the HAZ. – 14 p. – Intern. Inst. Of Welding, Doc. IX-648-69, Doc. X-531-69

77. Гривняк И. Свариваемость сталей / Пер.со словац. Л.С.Гончаренко/Под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.
78. Зубченко А.С., Федоров А.В., Нечаев Ю.В. Исследование причин растрескивания сварных соединений толстостенных сосудов давления при последующей термической обработке// Сварка и диагностика. – 2009. - № 2. С.21-25
79. Зубченко А.С., Федоров А.В., Сулова Е.А. Исследование влияния повторного нагрева на упрочнение и растрескивание сварных соединений перлитных сталей// Сварка и диагностика. – 2009. - № 24. С.2-5
80. Патент РФ №2507295 «Высокопрочная хладостойкая arc-сталь»
81. Takayama N., Miyamoto G., Furuhashi T. Effects of transformation temperature on variant pairing of bainitic ferrite in low carbon steel//Acta Materialia. – 2012. - 60 (2012), pp. 2387–2396.
82. Смирнова А.В. и др. Электронная микроскопия в металловедении. Справочное издание. – М. Металлургия, 1985, 192 с.; Хирш П. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. Пер.с англ. – М.: Мир, 1968, 574 с.
83. Металлы и сплавы. Анализ и исследование. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения: Справ./ Барахтин Б.К., Немец А.М.; Под ред Барахтина Б.К. – СПб.: НПО «Профессионал», 2006. – 490 с.
84. Физические основы электротермического упрочнения стали / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкарев, В. И. Трефилов. – Киев: Наукова думка, 1973. – 335 с.
85. Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр., вып. 2 / Под ред. В.Н.Урцева – Магнитогорск, 2002. – 452 с
86. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., Lypetz B. Effect of austenite microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb–V microalloyed steel// Materials Science and Engineering A – 2011. -528 (2011) — P. 2559–2569
87. Miao C.L., Shang C.J., Zhang G.D., Subramanian S.V. Recrystallization and strain accumulation behaviors of high Nb-bearing line pipe steel in plate and strip rolling// Materials Science and Engineering A. – 2010. - 527 (2010) — P.4985–4992
88. Зисман А. А., Сошина Т. В., Хлусова Е. И. Построение и использование карт структурных изменений при горячей деформации аустенита низкоуглеродистой стали 09ХН2МДФ для оптимизации промышленных технологий // Вопросы материаловедения.- 2013. - №1 (73). – С.37-48
89. Сошина Т.В. Разработка технологических методов эффективного измельчения зерна аустенита при горячей прокатке хладостойких высокопрочных сталей : диссертация на

соискание ученой степени канд.техн.наук : 05.16.01 / Сошина Татьяна Викторовна. – СПб., 2013. – 214 с.

90. Bernier N., Bracke L., Malet L., Godet S. Crystallographic Reconstruction Study of the Effects of finish rolling temperature on the variant selection during bainite transformation in C-Mn high-strength steels // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014, V. 45A, No. 13. – P.5937-5955.

91. Yu C., Yang T.C., Huang C.Y., Shue R.K. Low temperature toughness of the austempered offshore steel // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013, V. 47A, No. 10. – P.4777-4783.

92. Terasaki H., Komizo Y. Morphology and crystallography of bainite transformation in a single prior-austenite grain of low-carbon steel // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2013, V. 44A, No. 5. – P.2683-2689.

93. Коротовская С.В., Орлов В.В., Хлусова Е.И. Влияние дробности деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры в низкоуглеродистой структуры в низкоуглеродистых низколегированных сталях // Металлург. – 2013. – № 11. – С. 78-82.

94. Башаев В.К., Сыч О.В., Мотовилина Г.Д., Рябов В.В., Гусев М.А. Исследование хладостойкости высокопрочной легированной стали с гарантированным пределом текучести 500 МПа//Науч.-техн. Сб. Российского морского регистра судоходства. – Вып.№37, 2014. – С.29-38.

95. Пазилова У.А., Хлусова Е.И., Князюк Т.В. Влияние режимов горячей пластической деформации при закалке с прокатного нагрева на структуру и свойства экономнолегированной высокопрочной стали // Вопросы материаловедения. – 2017. - № 3(91). – С.7-19.

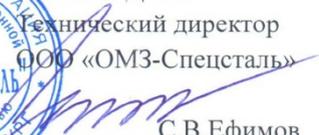
96. Золоторевский Н.Ю., Зисман А.А., Панпурин С.Н., Титовец Ю.Ф., Голосиенко С.А., Хлусова Е.И. Влияние размера зерна и деформационной субструктуры аустенита на кристаллогеометрические особенности бейнита и мартенсита низкоуглеродистых сталей // МиТОМ. – 2013. - № 10 (700). – С. 39-48.

97. Хлусова Е.И., Семичева Т.Г., Шерохина Л.Г. Процессы карбидообразования и хрупкость при отпуске судостроительной стали.// Вопросы материаловедения, № 2 (42), 2005, с.69-78.

98. Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И., Пазилова У.А. Влияние скорости охлаждения при закалке высокопрочной хромоникельмедьмолибденовой стали на изменение структуры и механических свойств в процессе отпуска. Вопросы материаловедения, 2003, № 2 (34), С.5-13.

99. Малышевский В.А., Правдина Н.Н., Рыбин В.В., Семичева Т.Г., Шерохина Л.Г. О природе охрупчивания низкоуглеродистой хромоникельмолибденовой стали при отпуске в интервале температур 350-500^oC// Проблемы прочности, 1984, № 4, с.55-61.
100. Леонов В.П., Маннинен Т.П. Исследование фазовой дилатации в хромоникельмолибденовых сталях при моделировании сварочных термических циклов//Вопросы материаловедения. – 2003. -№4(36). – С. 50-66.
101. Леонов В.П., Маннинен Т.П., Мизецкий А.В. Особенности локальных остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях сталей, претерпевающих структурные превращения в зоне термического влияния// Вопросы материаловедения. – 2004. -№4(40). – С. 61-81.
102. Леонов В.П., Мизецкий А.В. Влияние отжигающих валиков и аргонодугового оплавления на формирование локальных остаточных сварочных напряжений// Вопросы материаловедения. – 2004. -№4(40). – С. 82-92.
103. Cao R., Li J., Liu D.S., Ma J.Y., Chen J.H. Micromechanism of decrease of Impact Toughness in coarse-grain heat-affected zone of HSLA steel with increasing welding heat input // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015, V. 46A, No. 7. – P.2999-3014.
104. Ильин А.В., Круглова А.А., Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние температуры и скорости деформации на структуру и характер разрушения высокопрочных сталей при имитации термического цикла сварки и послесварочного отпуска// Физика металлов и материаловедение, 2015, том 116, № 6, с.642-651.
105. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Ключева С.Ю., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки // Физика металлов и материаловедение. 2013. №5. С.457-467.
106. Физическое материаловедение в 3-х томах под ред. Р.У.Кана и П. Хазена, 3-е изд. Т.3. М.: Металлургия, 1987. 663 с.
107. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. М.: Металлургия, 1980. 156 с.

Приложение А


 УТВЕРЖДАЮ
 Технический директор
 ООО «ОМЗ-Спецсталь»

 С.В.Ефимов
 «16» 08 2017г.

АКТ

внедрения результатов диссертационной работы У.А.Пазиловой на тему: **«Формирование структуры при изготовлении листового проката и отпуске сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных сталей и взаимосвязь ее с физико-механическими свойствами»**, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Пазиловой У.А. в рамках выполнения диссертационной работы разработаны усовершенствованные режимы горячей пластической деформации для завершающей стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева с последующим отпуском, обеспечивающие формирование мелкого аустенитного зерна и дисперсной субзеренной структуры для повышения прочности листового проката на 50-100 МПа без изменения уровня легирования низкоуглеродистой высокопрочной стали с Сэкв = 0,6-0,7%.

Предложенные Пазиловой У.А. технологические режимы изготовления листового проката толщиной до 40 мм из стали с гарантированным пределом текучести 750 МПа с техническими требованиями по ТУ24.10.35-183-07516250-2017 внедрены в процессе создания технологии опытно-промышленного производства на ООО «ОМЗ-Спецсталь» и внесены в технологическую инструкцию ТИ № 32/4АСТ-2016.

Изготовленная с применением разработанных режимов горячей прокатки в условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» опытная партия листового проката толщиной до 40 мм из новой стали марки E750W обладает высоким комплексом свойств, включая хладостойкость при температурах до -40°C.

Применение усовершенствованных режимов горячей пластической деформации для завершающей стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева с целью повышения гарантированной прочности стали до 750 МПа позволяет достичь снижения стоимости сталей по отношению к имеющимся аналогам среди сталей повышенной хладостойкости не менее чем на 15%.

Начальник УНВПТ



Попков А.Г.

Главный специалист УНВПТ



Павлова А.Г.

Приложение Б



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого»
(ФГАОУ ВО «СПбПУ»)

ИНН 7804040077, ОГРН 1027802505279,
ОКПО 02068574

Политехническая ул., 29, С.-Петербург, 195251
Телефон (812) 297-20-95, факс 552-60-80
E-mail: office@spbstu.ru

№ _____

на № _____ от _____

«УТВЕРЖДАЮ»

проректор по научной работе

чл.-корр. РАН

В.В. Сергеев



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы У.А. Пазиловой, выполненной на тему **«Формирование структуры при изготовлении листового проката и отпуске сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных сталей и взаимосвязь ее с физико-механическими свойствами»**, представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

В диссертационной работе У.А. Пазиловой изучены основные закономерности изменения структуры и характера разрушения стали в зоне термического влияния (ЗТВ) и по основному металлу под влиянием нагрева и выдержки при температурах, близких к температуре высокого отпуска, и нагрузки, имитирующей остаточные временные напряжения в сварном соединении.

На основе выполненных исследований разработаны «Методические указания по прогнозированию склонности к охрупчиванию в ЗТВ сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей при послесварочном отпуске»

Разработанная методика позволяет оценить влияние кинетики фазовых превращений на различных участках ЗТВ, влияние отпуска при выбранной

температуре, в том числе с приложением деформации, на изменение структуры и склонность к охрупчиванию сварных соединений из низкоуглеродистых высокопрочных легированных сталей и предложить концепцию технологии проведения отпуска сварных конструкций.

Разработанная методика внедрена для использования на исследовательском комплексе *Gleeble-3800* лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» СПбПУ Петра Великого.

Заместитель заведующего лабораторией
«Исследование и моделирование структуры
и свойств металлических материалов»
доцент, к.т.н.
e-mail: zog-58@mail.ru, моб.т.: +7 9216586931.



О.Г. Зотов