

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»

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Хлусова Елена Игоревна

Санкт-Петербург
2017г.

Работа выполнена в Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт».

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Хлусова Елена Игоревна

Официальные оппоненты: доктор технических наук, с.н.с.
Родионова Ирина Гавриловна, заместитель
директора Центра физической химии,
материаловедения, биметаллов и специальных видов
коррозии ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина»

доктор физико-математических наук, с.н.с.
Кайбышев Рустам Оскарович, профессор кафедры
материаловедения и нанотехнологий
Белгородского государственного национального
исследовательского университета

Ведущее предприятие: Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС»

Защита диссертации состоится «06» декабря 2017 г. в 11⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д411.006.01 при Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» по адресу: 191015, г. Санкт – Петербург, ул. Шпалерная, д.49.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке НИЦ «Курчатовский институт - ЦНИИ КМ «Прометей» и на сайте: <http://dissovet.crismprometey.ru/edit/ThesisEdit.aspx?action=edit&idt=20>

Автореферат разослан «___» _____ 2017 г.

Ученый секретарь диссертационного совета Д411.006.01
Заслуженный деятель науки РФ,
доктор технических наук, профессор



Малышевский В.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Конструкционные свариваемые стали благодаря сочетанию низкой стоимости и высокой технологичности как в настоящее время, так и в ближайшей перспективе продолжают обеспечивать 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 их прочности 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. Сочетание экономного легирования, высокой прочности и достаточной хладостойкости позволит достичь не только снижения толщины корпусных сталей (в том числе, для ледоколов и нового класса кораблей ледового плавания) за счет облегчения конструкции, но и повышения ее надежности по отношению к опасности хрупких и коррозионно-механических разрушений, а также обеспечит снижение трудоемкости сварочных работ на судостроительных заводах.

К настоящему времени в ЦНИИ КМ «Прометей» применительно к судокорпусным конструкциям разработан целый спектр высокопрочных сталей, отличающихся уровнем легирования и прочностными свойствами. В частности, запатентована экономнолегированная низкоуглеродистая хладостойкая сталь с гарантированным пределом текучести 690 МПа (10ХН2МДБ) 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 термдеформационной обработки (заковки с прокатного нагрева с отпуском) позволит достичь дополнительного повышения прочностных характеристик конструкционной стали при сохранении хладостойкости.

Часто для сварных конструкций из высокопрочных легированных 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 поводок 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. Для увеличения эффекта снятия ОСН температуру отпуска выбирают как можно выше, время отпуска достигает нескольких часов, а охлаждение после отпуска обычно стремятся проводить как можно быстрее из соображений быстрого прохождения интервала температур отпускной хрупкости.

Однако в результате проведения отпуска сварных изделий и конструкций из высокопрочных свариваемых легированных 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. Возможности внедрения в серийное производство и вопросы применения новой стали в различных сварных конструкциях, в том числе для тех, для которых требуется проведение послесварочного отпуска, ставит задачи изучения процессов формирования структуры и свойств при изготовлении листового проката и в зоне термовлияния сварных конструкций для разработки соответствующих рекомендаций.

Целью настоящей работы является разработка термомодеформационных 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 были поставлены следующие **задачи**:

- в области разработки технологии изготовления листового проката:

1) путем построения термокинетических диаграмм превращений аустенита стали марки 10ХН2МДБ изучить кинетику фазовых превращений, в том числе с учетом предварительной пластической деформации в аустенитной области; 2) исследовать с использованием имитационного моделирования на пластометрическом комплексе GLEEBLE 3800 влияние термомодеформационных режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на особенности конечной структуры стали марки 10ХН2МДБ; 3) 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; 4) исследовать структуру и механические свойства изготовленного листового проката стали марки 10ХН2МДБ.

- в области исследования свойств ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей изучить: 1) кинетику фазовых превращений аустенита высокопрочных марок стали, в том числе в результате действия термического цикла сварки; 2) закономерности формирования структуры ЗТВ сварного соединения в зависимости от уровня легирования на основе комплексных экспериментальных исследований; 3) влияние послесварочного отпуска на изменение структуры, формирующейся в ЗТВ, и механических свойств; 4) 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.

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

1. Установлено, что для низкоуглеродистой высокопрочной стали с Сэкв = 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 (Сэкв = 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 Сэкв = 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 зернограницным 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.

Основные положения, выносимые на защиту.

1. Термодеформационные 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.

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** для использования на комплексе GLEEBLE 3800 лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» СПбПУ Петра Великого; **определены** перспективы использования предложенного способа моделирования структуры в ЗТВ сварных соединений для низкоуглеродистых высокопрочных сталей.

Достоверность результатов обеспечена большим объемом выполненных экспериментов с применением комплекса стандартных и современных методов

исследования. Полученные результаты согласуются с известными экспериментальными данными других исследований.

Личный вклад автора заключается в:

- 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении приведено обоснование актуальности темы диссертации, сформулирована цель работ и основные задачи исследований, описаны объект, предмет и методы исследований, сформулирована научная новизна и практическая значимость полученных результатов, приведены сведения об апробации, публикациях по теме диссертации с указанием собственного вклада автора, структуре и объеме диссертации.

В первой главе приводится литературный обзор, первая часть которого посвящена обобщению известных данных о низкоуглеродистых высокопрочных сталях и технологических процессах производства листового проката, применяемых в настоящее время в России, также рассмотрены принципы легирования высокопрочных сталей. Во второй части литературного обзора рассматриваются свариваемость высокопрочных сталей, структурные особенности ЗТВ сварных соединений легированных сталей и их взаимосвязь с механическими свойствами. Проанализированы проблемы, относящиеся к свойствам сварного соединения, причины образования трещин, в т.ч. локализованных в ЗТВ или непосредственно вдоль линии сплавления. Сформулированы цели и задачи исследования.

Во второй главе приведены характеристики исследованных низкоуглеродистых высокопрочных сталей с $S_{экв} = 0,6-0,7\%$. Представлены методы исследования кинетики превращения аустенита и определения температур фазовых превращений на дилатометре DIL 805, методы имитации термомеханического цикла сварки на комплексе «GLEEBLE 3800», методики комплексных исследований структуры, в том числе с использованием EBSD-анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. В разделе описаны стандартные методы исследования качества листового проката, принятые в судостроении (испытания на растяжение, ударный изгиб, крупногабаритных проб на излом статическим изгибом, определение критических температур хрупкости $T_{кб}$, NDT, и характеристики трещиностойкости CTOD), методы испытаний на коррозионно-механическую прочность, оценки свариваемости, в т.ч. на крупногабаритных пробах.

В третьей главе представлены результаты исследования фазовых превращений в основном 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 экономнолегированной стали марки 10ХН2МДБ.

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

Исследованы фазовые и структурные превращения в высокопрочных сталях марок 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ, в том числе под влиянием предшествующей пластической деформации в аустенитной области, и показано, что и при снижении уровня легирования в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуются мартенситно-бейнитные структуры. Предварительная деформация 30 % при температуре 950°C повышает температуры начала и конца бейнитного и мартенситного превращений в стали 10ХН2МДБ на 15-20°, рисунок 1, но практически не оказывает влияния на морфологию бейнита, которая остается реечной после охлаждения со скоростями более 20°C/с.

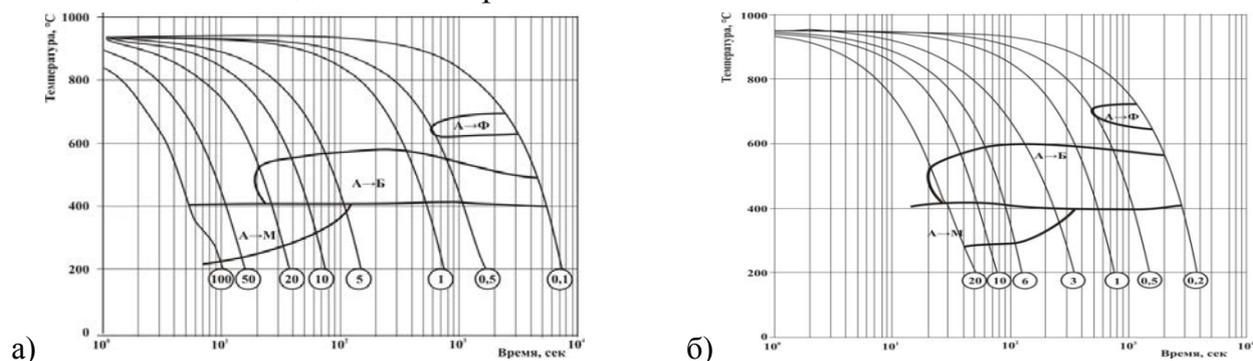


Рисунок 1 – Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марки 10ХН2МДБ после нагрева до температуры 950°C со скоростью 5°C/с без предварительного пластического деформирования (а) и с учетом предварительной пластической деформации 30% при температуре 950°C (б)

Структура основного металла стали марки 10ХН4МДФ представляет мартенсит и бейнит различной морфологии. При охлаждении от температуры 1350°C после высокоскоростного нагрева, имитирующей участок крупного зерна ЗТВ, в высокопрочной стали марки 10ХН4МДФ во всем интервале скоростей охлаждения формируется грубая реечная мартенситно-бейнитная структура, рисунок 2, а.

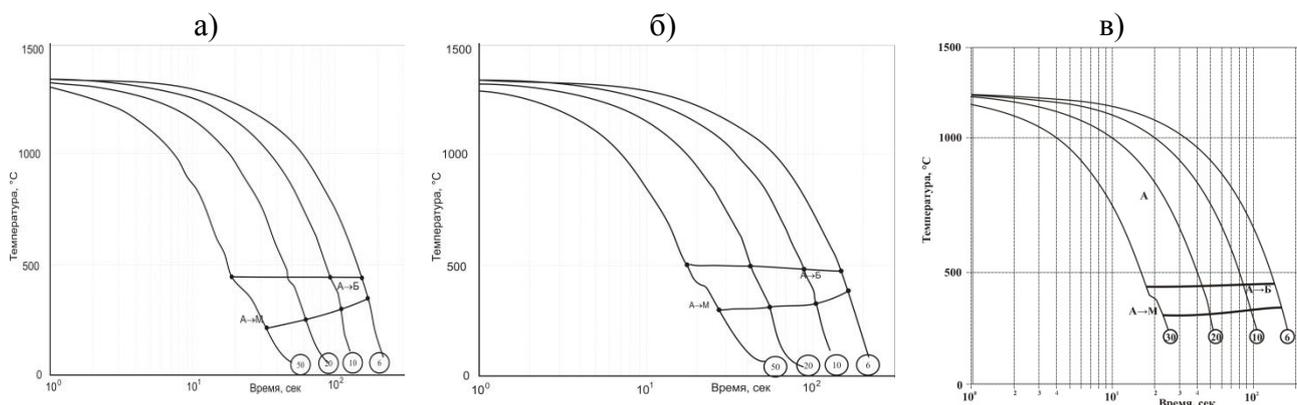


Рисунок 2 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита стали марок 10ХН4МДФ (а), 10ХН3МДФ (б) и 10ХН2МДБ (в) при охлаждении от температуры 1350°C после нагрева со скоростью 100°C/с

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 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, рисунок 2, б.

Структура основного металла стали марки 10ХН2МДБ также 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. После охлаждения со скоростью 20°С/с от температуры 1350°С, имитирующей участок крупного зерна ЗТВ, структура стали марки 10ХН2МДБ преимущественно мартенситная, а с понижением скорости охлаждения в структуре преобладает нижний бейнит с небольшим количеством мартенсита, рисунок 2, в.

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 доля 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°С. Наряду с образовавшейся после охлаждения бейнитно-мартенситной структурой присутствует большая доля «старой» сильно отпущенной структуры. После нагрева до температуры 820°С структура представляет смесь верхнего и нижнего бейнита, участки «старой» структуры практически исчезают.

Обобщенные зависимости изменения твердости исследованных образцов после нагрева со скоростью 100°С/с до различных температур, характерных для ЗТВ, и охлаждения со скоростями 20°С/с, 10°С/с и 6°С/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 речного 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 $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и 310-330 НV после охлаждения со скоростями менее $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$. На участке частичной перекристаллизации низкие значения твердости определяются в значительной мере степенью отпуска «старой» структуры и претерпевшей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение вновь образовавшейся структуры и составляют для сталей 10ХН4МДФ, 10ХН3МДФ и 10ХН2МДБ 327-388, 247-351 и 306-363 НV соответственно.

Как известно, при оценке склонности стали к образованию холодных трещин принят уровень твердости, превышающий 420 НV, однако склонность к трещинообразованию, главным образом, определяется содержанием углерода. Тем не менее, поскольку для сталей марок 10ХН4МДФ и 10ХН3МДФ критические значения твердости достигаются во всем интервале скоростей охлаждения после высокоскоростного нагрева до температур выше 900°C , в главе 5 было исследовано влияние отпуска на структуру и свойства этого участка.

В четвертой главе представлены результаты исследования условий формирования структуры и свойств в стали 10ХН2МДБ после закалки с прокатного нагрева с отпуском, а также разработки и промышленного опробования новой технологии производства листового проката толщиной до 40 мм, обеспечивающей получение высокой прочности при сохранении требуемых вязко-пластических свойств и сопротивления хрупкому разрушению.

Установлено влияние режимов горячей пластической деформации на завершающей стадии прокатки на формирование структуры низкоуглеродистой легированной стали после закалки с прокатного нагрева. Показано, что если деформация аустенита завершается выше температурного порога его рекристаллизации, то при последующем превращении в полной мере проявляются характерные ориентационные соотношения, присущие речному бейниту, в частности, преобладание большеугловых границ блоков внутри пакетов. Вышеупомянутые закономерности нарушаются, если деформация аустенита завершается ниже температурного порога его рекристаллизации. При этом аустенит оказывается сильно наклепанным, а в его зернах наблюдается выраженная неоднородность ориентации решетки. Анализ восстановленных границ блоков α -фазы, основанный на ориентационном соотношении между исходными зернами и возникающими в них кристаллами новой фазы, подтвердил вышесказанное. Чем сильнее наклепан аустенит, т.е. чем ниже температура завершения деформации, тем больше изменяется морфология бейнита, увеличивается доля гранулярного бейнита.

После завершения деформации на $70-100^{\circ}\text{C}$ ниже температурного порога рекристаллизации аустенита структура стали 10ХН2МДБ полностью глобулярная, мелкодисперсная, однако микротвердость такой структуры невысока и составляет 476

HV. После завершения деформации выше температурного порога рекристаллизации аустенита в конечной структуре преобладает бейнит реечной морфологии, рисунок 3 а, размер аустенитного зерна возрастает до 20 мкм, рисунок 3 б, доля малоугловых границ составляет 8-15 %, рисунок 3 в, а микротвердость повышается до 501 HV.

Установлено, что после деформации стали 10ХН2МДБ в аустенитной области при постоянной температуре 950°C формируется мелкозернистая аустенитная структура со средним размером зерна 16 мкм, рисунок 3 е. После деформации при 950°C и охлаждения со скоростью 10°C/сек конечная мартенситно-бейнитная структура характеризуется преимущественно реечным строением, рисунок 3 д, со средним размером структурного элемента (блока) 7,4 мкм, рисунок 3 ж, при этом относительная протяженность малоугловых границ составляет 15 %, рисунок 3 з. Структура реечного бейнита с преобладанием большеугловых границ между пакетами и блоками, возникающая при превращении мелкозернистого аустенита, затрудняет распространение трещин за счет их торможения на границах раздела.

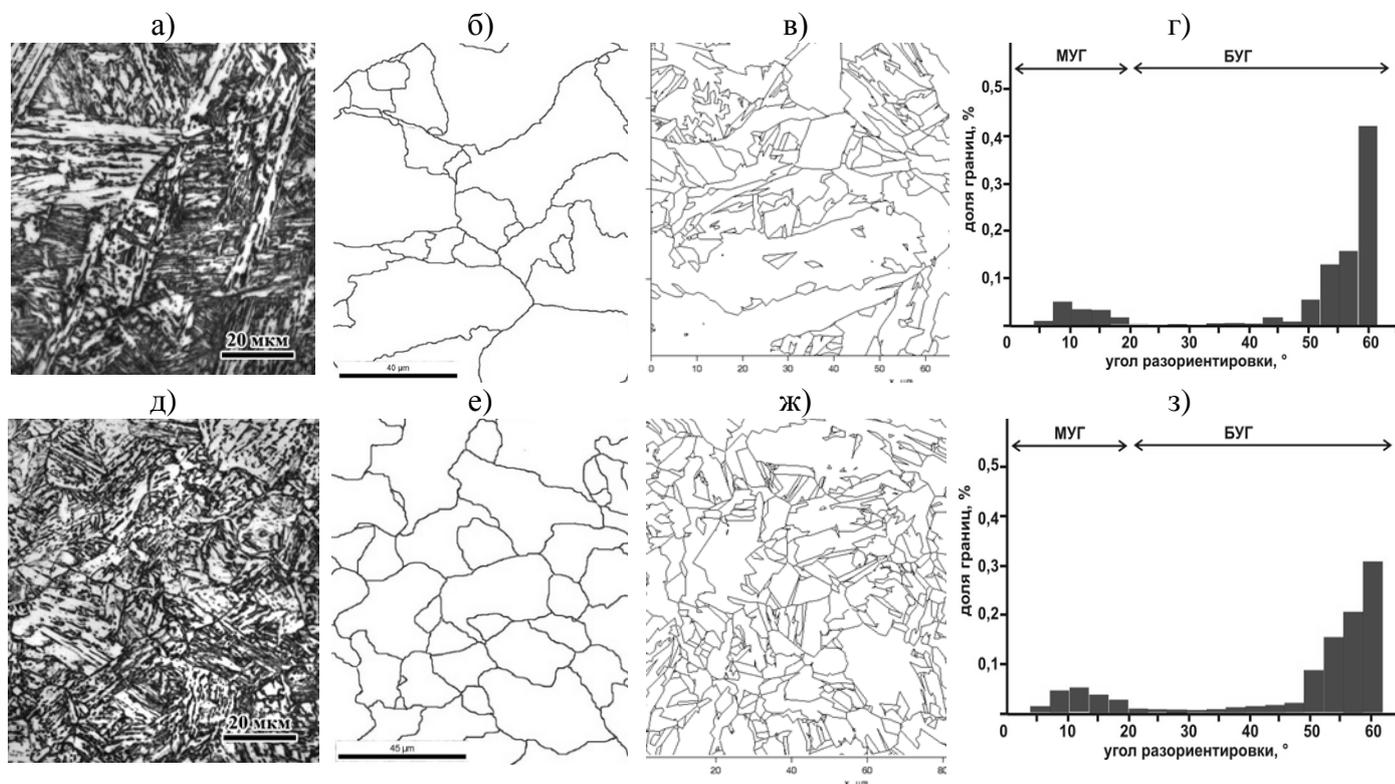


Рисунок 3 – Структура (а, д), восстановленные границы бывших аустенитных зерен (б, е), восстановленные границы блоков α -фазы (в, ж), спектр разориентировок между структурными элементами (г, з) для образцов из стали 10ХН2МДБ, подвергнутых горячей пластической деформации при 1100°C (а-г) 950°C (д-з)

Показано, что для выбора термомеханических режимов горячей пластической деформации должен использоваться 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.

По результатам моделирования 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 бейнитно-мартенситной структуры, формирующейся из мелкозернистого аустенита в низкоуглеродистой легированной стали 10ХН2МДБ. Для завершающей стадии прокатки предложена схема при постоянной 950°С с величиной относительной деформации не менее 10 % за проход. Окончательные свойства листового проката формируются после высокого отпуска, выбор температур которого осуществлен с учетом соотношения структурных составляющих в хромоникельмолибденовой стали 10ХН2МДБ.

По разработанным режимам была изготовлена опытная партия листового проката толщиной 25-40 мм. Результаты испытаний механических свойств, включающие весь необходимый комплекс свойств, в том числе определение ударной вязкости и трещиностойкости, а также оценку сопротивления коррозионно-механическим нагрузкам, соответствует предъявляемым требованиям, а значения критических температур хрупкости свидетельствует о высокой сопротивляемости стали хрупким разрушениям, таблица 1.

Таблица 1 – Механические свойства опытной стали марки 10ХН2МДБ

Толщина мм	Место отбора	σ_B МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ_5 , %	δ_p , %	Ψ , %	KV ⁻⁴⁰ , Дж			Вид излома	Ткб ¹ , °С	NDT ² , °С
25	В	834 818	758 755	19,7 21,8	6,2 6,7	65,4 68,1	111,2	91,4	102,5	1-2-1	-60	-80
	Н	821 808	753 750	19,6 20,6	6,4 6,6	66,6 70,3	144,7	153,4	146,9	1-2-1		
40	В	822 838	750 760	19,7 20,9	6,6 6,7	67,6 66,8	139,2	132,0	96,0	1-2-1	-55	-75
	Н	818 830	750 755	21,2 20,2	6,7 6,6	71,5 71,7	115,8	110,4	132,6	1-3-1		
Требования нормативной документации		800- 970	≥750	≥15	≥6	≥55	≥80			2-3-2	-10	-35

Вопросы растрескивания сварных соединений при отпуске представляли особый интерес. Исследование фазовых превращений при имитации различных участков ЗТВ не выявило проблем с фазовым составом и твердостью для новой стали. Доля остаточного аустенита в исследуемых сталях не превышает 7-9%. При дальнейших исследованиях последовательно было уточнено влияние высокого отпуска на фазовые и структурные превращения (глава 5), а также одновременное влияние отпуска и

¹ Ткб - критическая температура вязко-хрупкого перехода, при которой в изломе образца натурной толщины присутствует 65...75% волокнистой составляющей после испытания статическим изгибом.

² NDT - критическая температура нулевой пластичности - максимальная температура, при которой происходит разрушение образца с хрупкой наплавкой и надрезом для инициации трещины при испытании падающим грузом.

приложенной нагрузки на структуру и характер разрушения исследованных сталей (глава 6).

В пятой главе представлены результаты исследований влияния кратковременного и длительного отпуска на структуру, твердость и механические свойства различных участков ЗТВ стали исследуемых марок после имитации термического цикла сварки. Отпуск от влияния следующего валика является кратковременным. Для ряда конструкций выполняют длительный послесварочный отпуск с целью снятия ОСН 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. Однако процессы отпуска, протекающие в ЗТВ с разнородной структурой, обычно не учитывают.

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, как показано в работе.

Кратковременный высокий отпуск при температуре 640°C (в течение 4 мин) для металла крупнозернистого участка ЗТВ высокопрочных сталей, полученного после высокоскоростного индукционного нагрева заготовок под ударные образцы 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 , рисунок 4.

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.

При длительном послесварочном отпуске (в течение 4-5 часов) на 1, 2 и 3-ем участках ЗТВ в стали марок 10ХН3МДФ и 10ХН4МДФ происходят фазовые и структурные превращения, характер которых определяется как температурой нагрева выше A_{c1} , так и скоростью охлаждения.

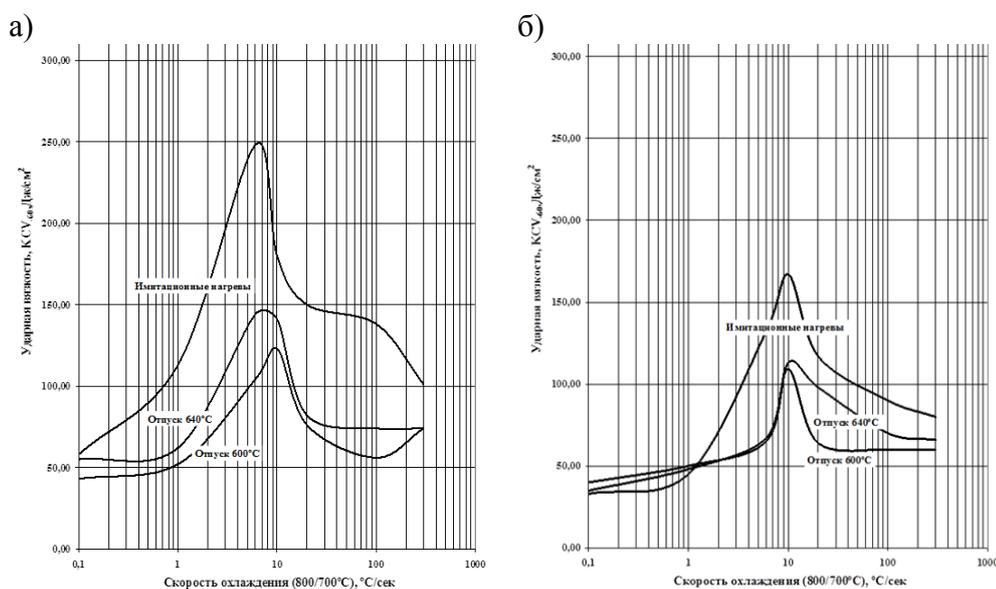


Рисунок 4 - Влияние исходного состояния (до и после отпуска) на изменение ударной вязкости при температуре испытания -60°C металла крупнозернистого участка ЗТВ стали марки 10ХН4МДФ (а) и 10ХН3МДФ (б) в зависимости от скорости охлаждения при имитационном моделировании

Анализ дилатометрических зависимостей показывает, что 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 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 фазовые напряжения по сравнению с ускоренным охлаждением. Однако уровень фазовых напряжений, обусловленный распадом остаточного аустенита по мартенситному механизму, не может быть значительным, поскольку доля остаточного аустенита в исследуемых сталях не

превышает 7-9%, т.е. распад остаточного аустенита не вызовет разрушений сварных соединений.

В шестой главе представлены исследования изменения структуры основного металла и металла двух участков ЗТВ с наибольшей структурной неоднородностью (крупнозернистого участка и частичной перекристаллизации) под влиянием нагрузки, имитирующей релаксацию остаточных напряжений в сварном соединении, и одновременном воздействии температуры при высоком отпуске. Растяжение при заданной температуре выполняли со скоростями $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (20%/мин), $V_2=5,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (20%/час) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (2%/час).

При анализе диаграмм деформирования растяжением, рисунок 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 $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (2%/час), при которой на временной базе, соответствующей времени отпуска сварных конструкций больших толщин, могут быть достигнуты ожидаемые деформации разрушения.

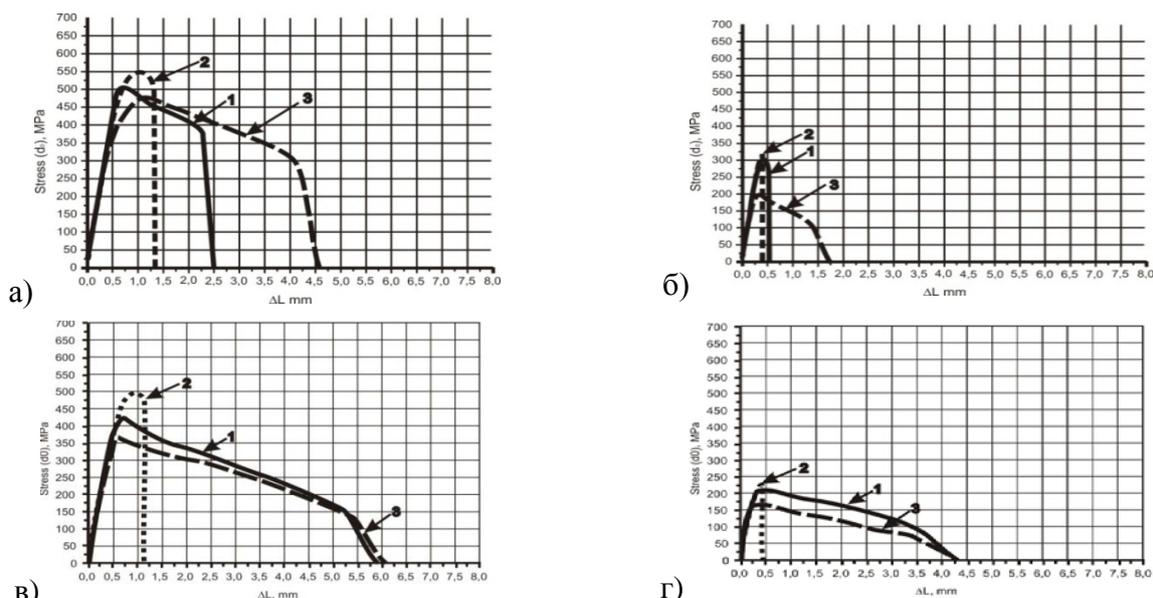


Рисунок 5 - Диаграммы испытаний на растяжение при температуре 600°C со скоростями деформирования $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (а, в) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ (б, г) образцов от основного металла (1), имитированного крупнозернистого участка (2) и участка частичной перекристаллизации (3) ЗТВ из стали марок 10ХН4МДФ (а, б) и 10ХН2МДБ (в, г)

С повышением температуры отпуска до 640°C выявлено снижение деформационной способности при низкой скорости деформирования V_3 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.

Обобщенные зависимости значений относительного сужения представлены на рисунке 6.

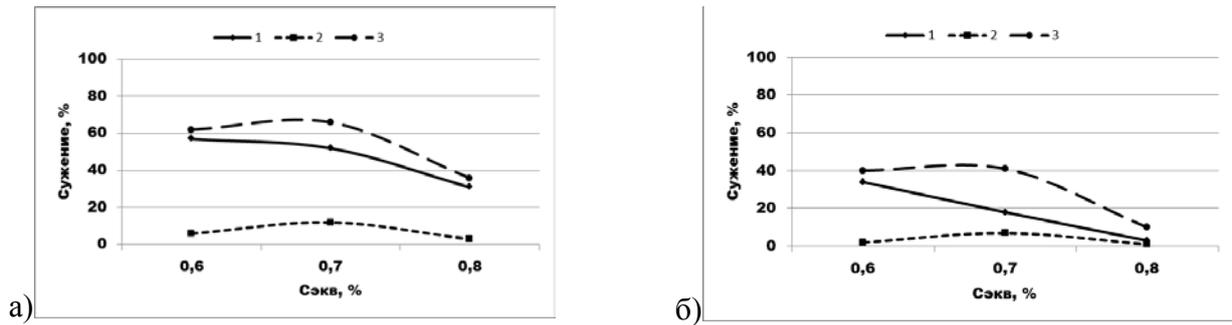


Рисунок 6 - Значения относительного сужения образцов из стали различного уровня легирования после деформации со скоростями $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ (б) при температуре отпуска 600°C : 1 – основной металл, 2 – крупнозернистый участок ЗТВ, 3 – участок частичной перекристаллизации ЗТВ

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 удлинения перед разрушением.

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, рисунок 7.

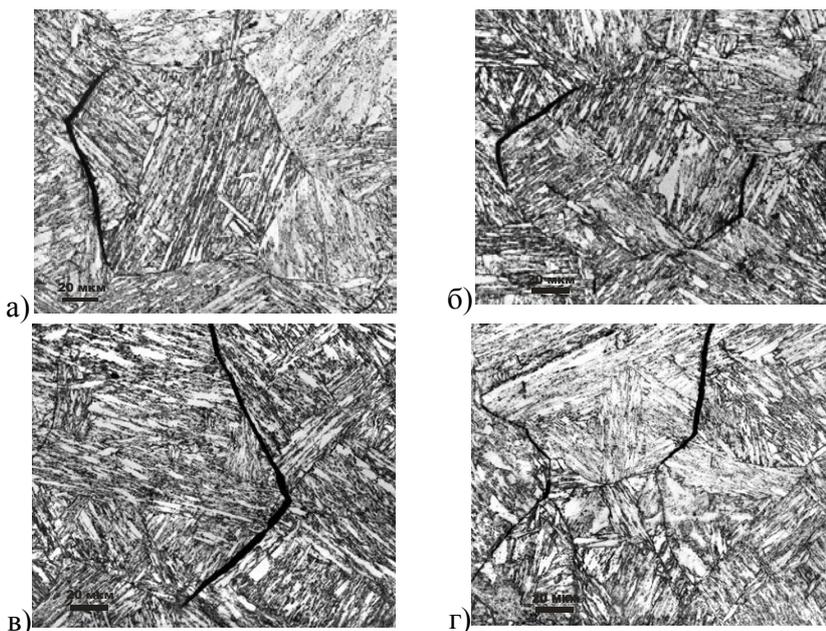


Рисунок 7 – Структура имитированного на GLEEBLE-3800 крупнозернистого участка ЗТВ стали марок 10XN4MДФ (а, б) и 10XN2MДБ (в, г) после деформации со скоростью $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а, в) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ (б, г) при температуре 600°C

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.

Разрушение образцов, имитирующих структуру крупнозернистого участка ЗТВ исследованных сталей, независимо от скорости деформирования происходит преимущественно хрупко по границам зерен, рисунок 8.

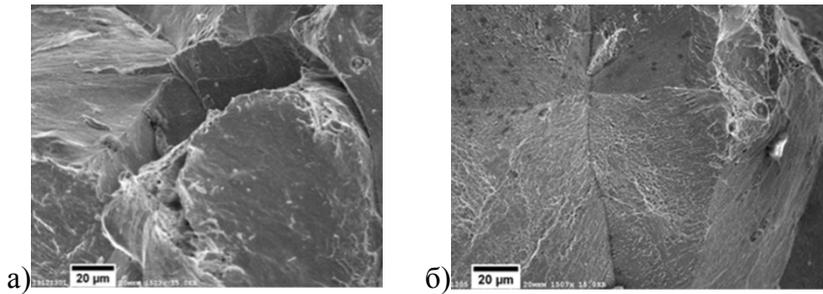


Рисунок 8 – Поверхность разрушения образцов имитированного крупнозернистого участка ЗТВ стали 10XN4MДФ после деформации со скоростью $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ (б) при температуре 600°C

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, рисунок 9.

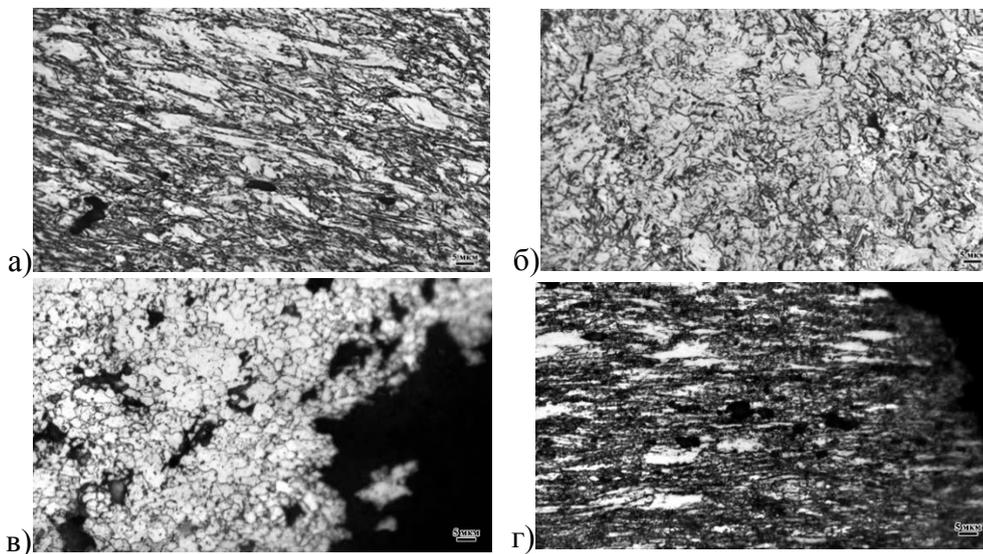


Рисунок 9– Структура участка частичной перекристаллизации стали марок 10XN4MДФ (а, б) и 10XN2MДБ (в, г) в зоне разрушения после деформации со скоростями $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а, в) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ (б, г) при температуре 600°C

Многочисленные микротрещины между отдельными зернами позволяют сделать вывод о преимущественно межзеренном характере разрушения, что и подтверждается данными фрактографического исследования, рисунок 10.

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.

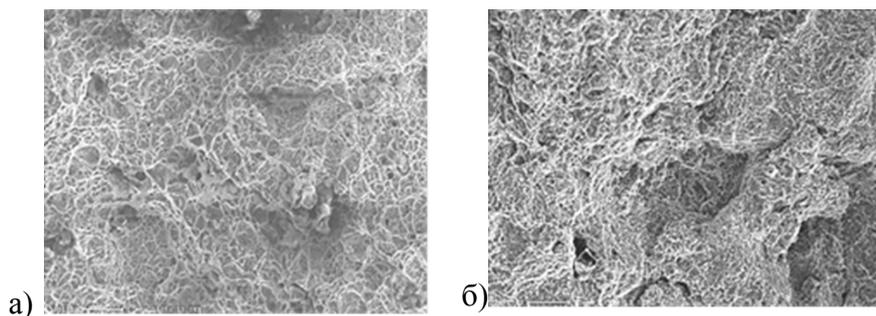


Рисунок 10 – Поверхность разрушения образцов имитированного участка частичной перекристаллизации ЗТВ стали марки 10ХН4МДФ после деформации со скоростью $V_1=3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а) и $V_3=5,5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ (б) при температуре 600°C

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 зависимостей при всех скоростях деформирования.

В седьмой главе представлены результаты исследования сварных соединений из высокопрочных низкоуглеродистых легированных сталей и результаты внедрения.

Из стали марки 10ХН2МДБ были выполнены стыковые сварные соединения методом ручной аргодуговой сварки по щелевой разделке, рисунок 11. Сварку проб осуществляли сварочной проволокой марки Св-07ХН3МД диаметром 3 мм. После сварки были изготовлены образцы для проведения испытаний на ударный изгиб и исследования микроструктуры. Результаты испытаний на ударный изгиб представлены в таблице 2.

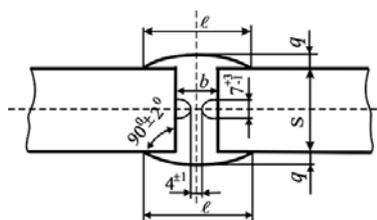


Рисунок 11 – Стыковое соединение из стали 10ХН2МДБ

Таблица 2 - Результаты определения работы удара сварного соединения

Работа удара, KV^{-40} , Дж			
Место нанесения надреза			
ЛС	ЛС+2 мм	ЛС+5 мм	ЛС+20 мм
158, 165, 171	120, 118, 136	128, 114, 129	146, 131, 125

Результаты исследования микроструктуры, рисунок 12, хорошо совпадают с результатами моделирования кинетики фазовых превращений в этой стали, что позволяет предложить методику моделирования для прогнозирования структуры в ЗТВ сварных соединений для выбранных условий сварки.

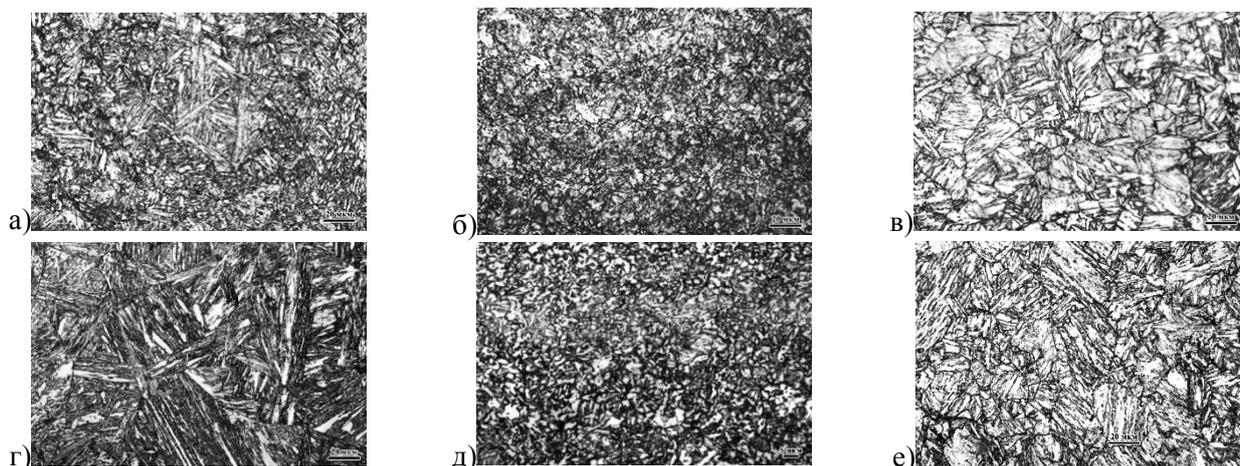


Рисунок 12 – Микроструктура участков ЗТВ сварного соединения из стали марки 10XН2МДБ (а-в) и имитированных на dilatометре участков (г-е): крупнозернистый участок (а, г), участок частичной перекристаллизации (б, д), основной металл (в, е)

Для оценки влияния послесварочного отпуска для снятия ОСН на структуру и свойства сварного соединения из стали марки 10XН4МДФ были изготовлены 6 проб. В центр пластины вваривали цилиндр диаметром 100 мм, рисунок 13. Сварку проб осуществляли методом ручной дуговой сварки. После сварки пробы подвергали отпуску при различных температурах и варьировали скорость их охлаждения после отпуска – с печью и на воздухе. В выбранном сварном соединении ОСН практически отсутствуют. Трещины в крупнозернистом участке ЗТВ не наблюдали, рисунок 14, а ударная вязкость была выше после медленного охлаждения.

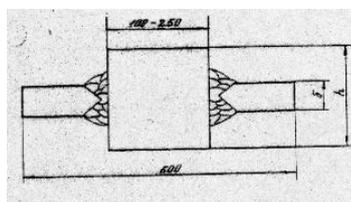
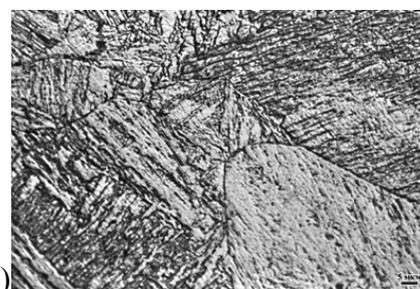


Рисунок 13 – Жесткая проба типа «вварыш»



а)



б)

Рисунок 14 – Микроструктура первого участка ЗТВ после отпуска при температуре 600°C и охлаждения с печью (а) и на воздухе (б)

Иные результаты получены для сварного соединения с более жестким конструктивно-технологическим оформлением, рисунок 15, в котором наблюдали трещины в ЗТВ после отпуска.

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.

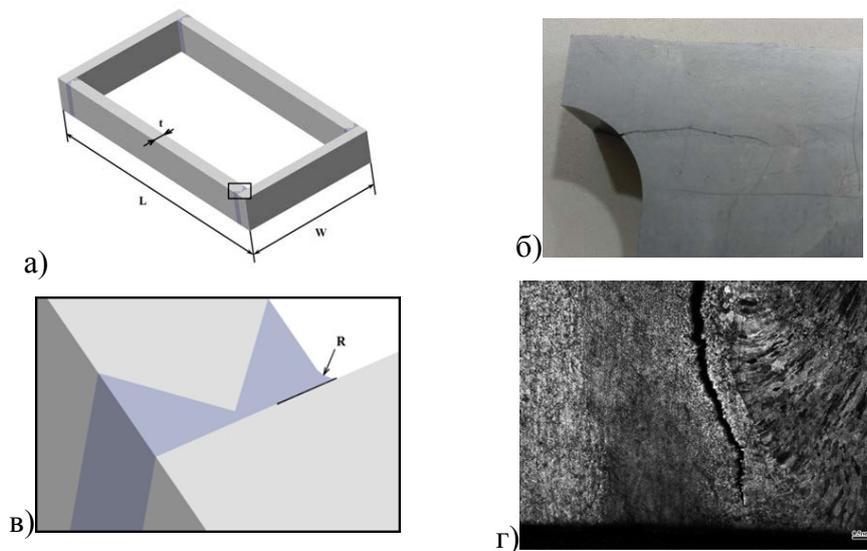


Рисунок 15 – Общий вид сварного соединения с неоптимальным конструктивно-технологическим оформлением (а), трещина, локализованная вдоль линии сплавления (б) и ее схематическое изображение (в), микроструктура вблизи линии сплавления (г)

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 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 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.

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.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние скорости охлаждения при закалке высокопрочной хромоникельмолибденовой стали на изменение структуры и механических свойств в процессе отпуска// **Вопросы материаловедения**, 2003, № 2 (34), с.5-13.

2. 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**, №1(45), 2006, с.54-63.

3. Голосиенко С.А., Мотовилина Г.Д., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние легирования на структуру и свойства высокопрочной хладостойкой стали после термической и термомеханической обработки// **Вопросы материаловедения**, 2007, № 1(49), с.20-31.

4. Круглова А.А., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Структура и свойства сварных соединений из высокопрочных сталей// Сб. трудов XIV международной научно-технической конференции «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций», СПбГУНиПТ, 2008, с.259-264.

5. Круглова А.А., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Исследование влияния температуры отпуска на структуру и свойства сварных соединений из высокопрочных сталей// Международная научно-техническая конференция «Современные металлические материалы и технологии (СММТ 2009)» СПбГПУ, 24-26 июня 2009 г., с.517-518.

6. Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Исследование влияния режимов отпуска на структуру и свойства сварных соединений из высокопрочных сталей// XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии, сб. тезисов, Волгоград, 25-30 сентября 2011г, с.318

7. 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.
8. 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
9. Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Дельгадо-Рейна С.Ю., Голосиенко С.А., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. Влияние термомеханической обработки на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой низколегированной стали// **Физика металлов и материаловедение**, 2015, т.116. №2, с.199-209.
10. 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.
11. 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
12. Патент № 2397255. Способ производства листов из легированной стали.// Горынин И.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Пазилова У.А. и др. Бюллетень изобретений № 23 от 20.08. 2010.
13. Патент № 2507295. Высокопрочная хладостойкая АРС-сталь// Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Пазилова У.А. и др. Бюллетень изобретений №5 от 20.02.2014