

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

УДК 669.14.018.41:621.791

ГРНТИ 53.49

На правах рукописи



ГОЛУБЕВА МАРИНА ВАСИЛЬЕВНА

**«ХЛАДОСТОЙКАЯ СВАРИВАЕМАЯ СТАЛЬ КЛАССА ПРОЧНОСТИ 690 МПа
ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННОЙ ТЕХНИКИ»**

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

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук
Сыч Ольга Васильевна

Санкт-Петербург

2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТОК В ОБЛАСТИ СОЗДАНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ.....	12
1.1 Опыт производства сталей с пределом текучести 690 МПа и более в России.....	12
1.1.1 Стали для грузоподъемной техники	20
1.1.2 Стали для судостроения	23
1.1.3 Стали для труб большого диаметра	24
1.1.4 Стали для строительства большегрузных автомобилей БелАЗ	25
1.1.5 Обзор существующих технологий производства высокопрочного листового проката из сталей с пределом текучести не менее 690 МПа	27
1.2 Опыт производства сталей с пределом текучести 690 МПа и более за рубежом	32
1.2.1 Обзор существующих технологий производства высокопрочного листового проката из сталей с пределом текучести не менее 690 МПа	33
1.3 Свариваемость высокопрочных сталей	35
Постановка задачи	39
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	43
2.1 Методы исследования фазовых и структурных превращений.....	44
2.1.1 Исследования фазовых превращений	44
2.1.2 Методы исследования структуры	45
2.1.2.1 Оптическая металлография.....	45
2.1.2.2 Просвечивающая электронная микроскопия	45
2.1.2.3 Растровая электронная микроскопия	46
2.1.2.4 Метод дифракции обратно отраженных электронов (EBSD-анализ).....	46
2.1.2.5 Метод атомно-зондовой томографии	47
2.2 Термическая обработка образцов.....	47
2.3 Методы определения механических характеристик	47
2.3.1 Испытание на растяжение.....	47
2.3.2 Испытание на ударный изгиб	48
2.3.3 Испытания на склонность к механическому старению	48
2.3.4 Испытание технологических проб на излом.....	49
2.3.5 Измерение твердости по Виккерсу	49

2.3.6 Измерение микротвердости по Виккерсу.....	49
2.3.7 Испытания на свариваемость	50
Выводы к главе 2.....	51
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	52
3.1 Влияние легирующих элементов на кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении.....	53
3.2 Сравнительный анализ термокинетических диаграмм превращения мелкозернистого аустенита стали	65
Выводы к главе 3.....	71
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	73
4.1 Влияние легирующих элементов на размер действительного аустенитного зерна при закалке стали	73
4.2 Влияние температуры закалки на структуру исследуемой стали.....	78
4.3 Влияние температуры нагрева под закалку на механические свойства исследуемой стали	82
4.4 Исследование влияния температуры промежуточного превращения на морфологию бейнита в стали выбранного химического состава	84
4.5 Влияние температуры отпуска на структуру исследуемой стали.....	88
4.6 Влияние температуры отпуска на механические свойства исследуемой стали.....	97
4.7 Влияние температуры отпуска и времени выдержки на механические свойства исследуемой стали опытно-промышленных образцов	100
Выводы к главе 4.....	103
ГЛАВА 5 ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЙ ПАРТИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА	106
5.1 Изготовление опытно-промышленной партии листового проката	106
5.1.1 Изготовление опытно-промышленной плавки стали.....	107
5.1.2 Анализ параметров прокатки опытно-промышленной партии листового проката	108
5.1.3 Термическая обработка опытно-промышленной партии листового проката.....	113
5.1.4 Исследование структуры листового проката методом EBSD-анализа	114

5.2 Исследование качества опытно-промышленной партии листового проката	120
5.2.1 Исследование механических свойств опытно-промышленной партии листового проката	120
5.2.2 Исследование вида излома и структуры опытно-промышленной партии листового проката	123
Выводы к главе 5.....	130
ГЛАВА 6 ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЙ ПАРТИИ ИЗ РАЗРАБОТАННОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ.....	133
6.1 Исследование структуры и свойств зоны термического влияния сварного стыкового соединения, полученного электродуговой сваркой	133
6.2 Структура и свойства зоны термического влияния стыковых сварных соединений, полученных лазерной сваркой.....	136
6.2.1 Влияние высокоскоростного нагрева на размер исходного аустенитного зерна... ..	136
6.2.2 Влияние высокоскоростного нагрева на фазовые и структурные превращения в стали при последующем непрерывном охлаждении.....	138
6.2.3 Структура и свойства зоны термического влияния образцов листового проката толщиной 10 мм, полученной в результате проплавления.....	142
6.2.4 Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений листового проката толщиной 10 мм.....	145
6.2.5 Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений листового проката толщиной 12 мм, полученных лазерной сваркой.....	149
Выводы к главе 6.....	153
ГЛАВА 7 ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ	155
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	158
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	161
Приложение А.....	173
Приложение Б.....	179
Приложение В	183
Приложение Г.....	185

ВВЕДЕНИЕ

Применение новых материалов и конкурентоспособность промышленной продукции тесно взаимосвязаны. В частности, возрастает потребность в высокопрочных экономнолегированных сталях при модернизации и развитии большегрузных автомобилей для горнодобывающей и строительной техники, в том числе предназначенных для северных и арктических регионов. К большегрузной технике предъявляются требования по снижению металлоемкости при повышении грузоподъемности в сочетании с повышением надежности и срока службы, а также снижению затрат на изготовление.

Широкий ассортимент большегрузной техники выпускает ОАО «Белорусский автомобильный завод» (ОАО «БелАЗ»): карьерные самосвалы грузоподъемностью от 30 до 450 тонн, строительно-дорожные машины, технику для горнотранспортных и подземных работ, а также специальные машины и т.д. Карьерные самосвалы предназначены для перевозки горной массы в сложных горнотехнических условиях глубоких карьеров, на открытых разработках месторождений полезных ископаемых по технологическим дорогам в различных климатических условиях эксплуатации (при температуре окружающего воздуха от -50 до +50 градусов). При использовании листов меньшей толщины уменьшаются расходы на сварочные материалы, сокращается продолжительность и трудоемкость сварочных работ [1].

Большегрузные строительные автомобили-самосвалы работают, в основном, на крупных стройках в различных географических регионах страны, что и определяет их условия эксплуатации. Эти машины большую часть времени совершают транспортную работу по грунтовым дорогам среднего и низкого качества, в зоне карьеров, в условиях полного бездорожья, особенно в начальный период организации строительных работ. Самосвалы работают круглогодично, на коротком плече пробега, с малыми скоростями движения, частыми подъемами кузова и сбрасыванием груза, а также восприятием ударных нагрузок от падающего груза при погрузке. Степень загрузки самосвалов, как правило, определяется емкостью их кузовов или емкостью и числом ковшей экскаваторов, без учета большой разницы в объемных весах различных строительных грузов, что зачастую приводит к перегрузкам автомобилей-самосвалов на 30-40%.

Условия эксплуатации большегрузных автомобилей-самосвалов носят случайный характер [1-3].

В отечественном и зарубежном автомобилестроении широко практикуется создание самосвалов на базе шасси грузовых автомобилей общего назначения. Более тяжелые условия эксплуатации автомобилей-самосвалов при этом требуют конструктивных мер, направленных на повышение прочности рамы и увеличение угловой жесткости несущей системы с целью обеспечения необходимого ресурса и достаточной боковой устойчивости автомобиля при разгрузке на площадках с поперечным уклоном.

Большая грузоподъемность машин, работа в сложных условиях эксплуатации, в том числе климатических (в частности, в условиях Крайнего Севера), динамические и циклические нагрузки обуславливают повышенные требования к механическим характеристикам стали для корпусных деталей большегрузных машин. К таким сталям предъявляются высокие требования к прочностным характеристикам в сочетании высокой пластичностью, ударной вязкостью (до температуры $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$) и свариваемостью.

Наиболее металлоемкими и дорогостоящими узлами автомобиля-самосвала являются несущая система и ходовая часть. Это основные силовые элементы конструкции автомобиля. Жесткость и прочность несущей системы в значительной мере определяют работоспособность машины в целом. Выход из строя рамы, являющейся основным силовым элементом несущей системы, вследствие разрушения или необратимой деформации, связан с трудоемкими и дорогостоящими ремонтными работами. Создание высокопрочных и долговечных конструкций несущей системы автомобилей является задачей огромного значения [2, 3].

Одним из путей модернизации конструкции для повышения ресурса является разработка новых сталей для платформ, кузовов и других сварных несущих узлов большегрузных автомобилей БелАЗ. Из соображений экономичности и требований к работоспособности и надежности сварные конструкции большегрузных машин должны изготавливаться из высокопрочной экономнолегированной стали с пределом текучести не менее 690 МПа.

В настоящее время в России для производства ответственных сварных конструкций, применяемых при строительстве грузоподъемной техники, судов, устройств горнодобывающей техники и в других отраслях промышленности,

востребованы высокопрочные легированные конструкционные стали. Основными поставщиками листового проката из высокопрочных сталей являются ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ПАО «ММК»), ПАО «Северсталь», ООО «ОМЗ-Спецсталь».

Традиционные судостроительные высокопрочные стали с пределом текучести не менее 690 МПа и гарантированной ударной вязкостью при температурах до -60°C в толщинах до 40 мм, разработанные в ЦНИИ КМ «Прометей», отличаются высоким содержанием дорогостоящих легирующих элементов (углеродным эквивалентом $C_{\text{экв}}^1$ составляет не менее 0,6%) и изготавливаются по технологии термоулучшения – закалки с отпуском. Поскольку одним из основных требований, предъявляемых к таким сталям, является хорошая свариваемость, то в последнее время наметилась тенденция к снижению содержания углерода и ограничению их углеродного эквивалента. Разработаны низколегированные стали с пределом текучести не менее 690 МПа и гарантированной ударной вязкостью при температурах до -40°C в толщинах до 20-25 мм для труб магистральных трубопроводов (категории X100), изготавливаемые по технологии термомеханической обработки, не обеспечивают получение требуемой бейнитно-мартенситной структуры по всей толщине листов свыше 25 мм.

Разработка новой высокопрочной стали для производства листового проката толщиной до 50 мм с гарантированным пределом текучести 690 МПа, ударной вязкостью, нормируемой при температуре до -70°C , и хорошей свариваемостью (с пониженным $C_{\text{экв}}$), предназначенного для изготовления платформ и других ответственных сварных несущих узлов большегрузных автомобилей БелАЗ, является весьма актуальной и своевременной задачей.

Объем выпуска большегрузных строительных автомобилей-самосвалов и количество их в эксплуатации из года в год увеличиваются, поэтому следует ожидать, что решение проблемы обеспечения надлежащей надежности и большого ресурса конструкций несущей системы и ходовой части самосвалов, при одновременном снижении их металлоемкости, может принести значительный технико-экономический эффект [3, 4].

$$^1 C_{\text{экв}} = C + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cu})/15, \%, \quad (1),$$

где C, Mn, Cr, Cu, Ni, Mo, V – массовая доля углерода, марганца, хрома, меди, никеля, молибдена, ванадия, в ковшевой пробе плавки.

Технико-экономическая эффективность применения высокопрочных сталей по сравнению с обычными низколегированными сталями заключается в снижении веса и повышении несущей способности конструкций, в увеличении их долговечности, благодаря повышенной прочности и хладостойкости.

Однако требование улучшенной свариваемости для конструкций транспортной техники большой грузоподъемности значительно затрудняет возможности обеспечения прочностных характеристик и всего комплекса свойств стали только за счет увеличения легирования. Поэтому в последнее время как в России, так и за рубежом при создании новых высокопрочных хладостойких сталей используют концепцию экономного легирования при оптимизации технологии их изготовления [4, 5].

Целью настоящей работы является разработка новой хладостойкой стали для изготовления толстолиствого проката толщиной до 50 мм и технологии его термической обработки, обеспечивающей гарантированный предел текучести 690 МПа в сочетании с высокими значениями ударной вязкости при температуре до -70°C при улучшении показателей свариваемости ($C_{\text{экв}}$ не более 0,53 %).

Основными задачами работы являются:

1. Разработка химического состава и определение структуры, обеспечивающей требуемые прочностные и вязкопластические характеристики толстолиствого проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали, по результатам исследований фазовых превращений.

2. Разработка промышленных режимов термической обработки листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали по результатам исследований влияния режимов закалки и отпуска на структуру и механические свойства.

3. Исследование качества опытно-промышленной партии листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали для обоснования стабильности механических свойств при промышленном производстве.

4. Проведение исследований структуры и свойств сварных соединений листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали, полученных электродуговой и лазерной сваркой; оценка перспективности применения лазерной сварки.

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

- постановке задачи и определении методов проведения экспериментальных исследований;
- исследовании фазовых превращений в экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали;
- определении соотношения и морфологии структурных составляющих для обеспечения требуемого комплекса свойств;
- изучении особенностей структур, формирующихся в экономнолегированных высокопрочных сталях при закалке и отпуске;
- разработке технологических режимов термической обработки;
- анализе и обработке полученных результатов, разработке рекомендаций для опытно-промышленного производства;
- разработке технической и технологической документации и техническом сопровождении изготовления опытно-промышленной партии.

Научная новизна диссертационной работы состоит в следующем:

1. Установлено минимальное содержание основных легирующих элементов (1,7% Ni, 0,5% Cu, 0,5% Cr и 0,3% Mo), позволяющее сформировать при охлаждении со скоростью от 5 до 50°С/с в низкоуглеродистой экономнолегированной стали бейнитно-мартенситную структуру по всему сечению листового проката в толщинах до 50 мм с протеканием бейнитного превращения в температурном интервале 640÷420°С, мартенситного – в диапазоне температур 440÷300°С.

2. Определено влияние температуры отпуска на карбидообразование в низкоуглеродистой экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД и показано, что повышению прочности способствует формирование в мартенсите при 570-600°С дисперсных карбидов цементита размером от 9 до 100 нм с объемной плотностью $(0,7-2,9) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$; при этом вязкопластические характеристики не ухудшаются. Образование в структуре от 10 до 30% областей переотпущенного мартенсита с плотностью дислокаций 10^9 м^{-2} и менее после отпуска при температурах выше 630°С приводит к снижению прочностных характеристик на 10-25%.

3. Показано, что формирование при закалке дисперсной бейнитно-мартенситной структуры с высокой плотностью дислокаций при отсутствии структурно свободного

феррита, с объемной долей мартенситной составляющей до 55% (до 50% реечного мартенсита и до 5 % высокотемпературного мартенсита) и бейнитной составляющей до 45% (до 20% реечного и до 25% гранулярного бейнита) гарантирует в листовом прокате из стали марки 09ХГН2МД после высокого отпуска в интервале температур 570-600°С получение предела текучести при комнатной температуре не менее 690 МПа и ударной вязкости не менее 35 Дж/см² при температуре испытаний -70°С.

4. Установлено, что применение высокоскоростного нагрева, характерного для лазерной сварки (~500°С/с), способствует формированию мелкого зерна аустенита вблизи линии сплавления со средним размером ~ 100 мкм и, как следствие, более дисперсной бейнитно-мартенситной структуры на крупнозернистом участке зоны термического влияния по сравнению с электродуговой сваркой. Формирование такой структуры позволяет обеспечить высокие значения ударной вязкости не менее 100 Дж/см² при температуре испытаний до -100°С в зоне термического влияния стыкового сварного соединения из стали марки 09ХГН2МД толщиной до 12 мм, полученного лазерной сваркой.

Степень достоверности научных положений, выводов и рекомендаций обусловлена:

- апробацией основных научных положений, выводов и рекомендаций, содержащихся в диссертационной работе с использованием современных методов исследований;
- опытом положительного внедрения результатов работы в производство при изготовлении листового проката на ПАО «ММК»;
- положительными результатами переработки в условиях ОАО «БелАЗ» опытной партии листового проката из стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690, на основании которых ПАО «ММК» одобрен в качестве поставщика разработанной металлопродукции, рекомендованной для кузовов и платформ большегрузных автомобилей БелАЗ.

Практическая значимость состоит в обеспечении экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой сталью строительства тяжелонагруженной техники, подъемно-транспортного оборудования, эксплуатирующихся в условиях низких температур. Полученные научные результаты позволили осуществить поставку экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали марки

09ХГН2МД с гарантированным пределом текучести 690 МПа и хладостойкостью до минус 70°С для строительства на ОАО «БелАЗ» карьерных самосвалов большой и особо большой грузоподъемности, предназначенных для работы в сложных климатических условиях. Подана заявка на патент № 209120117 от 26.06.2019 г.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Химический состав стали Mn-Ni-Cu-Cr-Mo композиции легирования, обеспечивающий при углеродном эквиваленте $C_{\text{ЭКВ}} \leq 0,53\%$ мартенситно-бейнитную прокаливаемость в листовом прокате толщиной до 50 мм и получение после закалки и высокого отпуска гарантированного предела текучести 690 МПа.

2. Температурно-временные режимы высокого отпуска листового проката из экономнолегированной стали Mn-Ni-Cu-Cr-Mo композиции легирования, обеспечивающие за счет формирования упрочняющих карбидов цементитного типа в бейнитно-мартенситной структуре получение гарантированного предела текучести в сочетании с требуемой ударной вязкостью при температуре -70°С.

3. Зависимость изменения структуры и микротвердости по ширине зоны термического влияния сварных соединений из экономнолегированной высокопрочной стали от условий лазерной сварки.

Объем работы. Диссертация на 186 стр. состоит из введения, 7 глав, заключения, списка литературы из 127 наименований, в том числе из 4 Приложений, в которых представлены не вошедшие в основной объем работы 2 таблицы и 2 акта (в том числе акт внедрения). Работа содержит 63 рисунка и 19 таблиц.

ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТОК В ОБЛАСТИ СОЗДАНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В настоящее время наблюдается тенденция все более массового использования проката из высокопрочных свариваемых сталей с пределом текучести 690 МПа и более. Высокий предел текучести стали позволяет реализовать новые технические решения и обеспечивает экономический эффект за счет уменьшения массы используемого проката и снижения расходов на транспортировку [6-16].

Вышеуказанные достоинства высокопрочного листового проката обуславливают перспективы его использования: строительные конструкции, стрелы подъемных кранов, детали машин (например, для изготовления рам грузовых автомобилей), мостостроение, судостроение, нефте- и газопроводный транспорт, автомобилестроение, и т.д. Освоение ресурсов мирового океана и арктического шельфа оказывает большое влияние на повышение потребления листового проката из высокопрочных сталей [17-20].

Перечень существующих марок сталей высокой прочности очень велик, они различаются по уровню и системе легирования и по технологии их производства, которые определяют их прочность, хладостойкость, а также свариваемость [21-29].

1.1 Опыт производства сталей с пределом текучести 690 МПа и более в России

В настоящее время перечень высокопрочных марок сталей велик, они различаются по уровню и системе легирования, которая определяет их прочность, хладостойкость, а также свариваемость. В мире освоено производство более 60 марок свариваемых конструкционных сталей с нормированным пределом текучести 500 МПа и более. Ведущими производителями высокопрочных сталей с пределом текучести не менее 690 МПа в России, располагающими оборудованием для реализации технологий термомеханической обработки толстолистового проката с последующим ускоренным охлаждением, а также закалки с отдельного печного или с прокатного нагрева с

последующим высокотемпературным отпуском, являются ПАО «Северсталь», ПАО «ММК», ООО «ОМЗ - Спецсталь» [6, 14, 15, 18].

С учетом выполненной модернизации оборудования перспективно изготовление высокопрочных марок сталей на АО «Уральская сталь» [20].

Анализ требований зарубежных классификационных обществ к высокопрочным сталям для строительства объектов морской техники показал, что в зарубежной технической документации предъявлялись достаточно высокие требования к характеристикам листового проката. В 2001 г. РМРС совместно с ЦНИИ КМ «Прометей» были разработаны более жесткие отечественные требования к высокопрочным сталям для конструкций, предназначенных для эксплуатации в северных широтах.

Согласно «Правилам классификации и постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства (РМРС) высокопрочные стали должны отвечать требованиям к стандартным механическим свойствам ($\sigma_{0,2}$, σ_B , δ_5) и работе удара KV, а также обеспечивать:

- высокую сопротивляемость хрупким разрушениям, в том числе в условиях резко изменяющихся температур и нагрузок;
- сопротивляемость слоистым разрушениям в узлах сварных конструкций, в том числе при высоком уровне растягивающих напряжений, действующих в направлении толщины листов;
- высокое сопротивление воздействию знакопеременных нагрузок, вызывающих появление в металлоконструкциях циклических напряжений и как следствие — усталостные разрушения; при этом выбор стали, типа сварных соединений, способа сварки, сварочных материалов осуществляется на основании разработанных расчетных и экспериментальных методов анализа усталостной прочности конструктивных элементов;
- высокое сопротивление коррозионно-механическим повреждениям и коррозионно-эрозионному износу (например, в условиях абразивного и коррозионного воздействия ледовых полей, песчаной пульпы и т. д.);
- хорошую свариваемость, благодаря которой крупногабаритные конструкции можно изготавливать большими блоками и секциями и осуществлять их сборку в условиях низких температур на открытых площадках.

Основные принципы получения высокой пластичности, вязкости и сопротивления хрупким разрушениям при высоком уровне прочностных характеристик в высокопрочных хладостойких сталях заключаются в следующем:

- легирование ферритной матрицы никелем и медью ослабляет ковалентную составляющую межатомной связи;
- использование микролегирования способствует формированию мелкозернистой структуры;
- в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения образование мартенситно-бейнитной структуры с высокой плотностью дислокаций способствует равномерному распределению упрочняющей мелкодисперсной карбидной фазы в процессе отпуска;
- комплексное легирование обеспечивает заданный уровень прочности стали при повышенных температурах отпуска;
- легирование молибденом подавляет склонность стали к отпускной хрупкости;
- оптимальное легирование и рациональные режимы термической обработки максимально подавляют среднетемпературную отпускную хрупкость;
- специальные методы выплавки обеспечивают низкое содержание вредных примесей и высокую сопротивляемость хрупким и слоистым разрушениям в узлах сварных конструкций, в том числе при высоких растягивающих напряжениях в направлении толщины листа.

Для подтверждения стабильности свойств, требуемых характеристик прочности и трещиностойкости проводятся комплексные испытания:

- определение механических характеристик на гладких цилиндрических образцах, а также ударной вязкости высокопрочной стали на образцах с острым надрезом (образцы Шарпи) при температурах $+20^\circ\text{C}$ и -80°C , в том числе по площади листов вдоль и поперёк проката;
- оценка вида излома технологических проб;
- определение критических температур хрупкости T_k , $T_{кдс}$ и $T_{кб}$;
- оценка характеристик повторно-статической выносливости гладких образцов при симметричном жестком цикле нагружения.
- определение технологической прочности по результатам испытаний на чувствительность к трещинообразованию при сварке больших жестких проб.

Некоторые марки высокопрочных сталей российского производства приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Высокопрочные стали российского производства

Марка стали	Толщина, мм	Предел текучести, не менее, МПа	Работа удара или ударная вязкость, не менее	$C_{экв}$, %
14ХГ2САФД	16-40	590, 690	$KCV^{-40} \geq 39$ Дж/см ²	$\leq 0,75$
14ХГНМД	-	700	$KCV^{-70} \geq 35$ Дж/см ²	$\leq 0,89$
14ХГН2МДАФБ	3-50	685	$KCV^{-40} \geq 39$ Дж/см ²	$\leq 0,95$
14ХГН2МДАФБРТ	6-20	785	$KCV^{-70} \geq 29$ Дж/см ²	$\leq 0,91$
12ХГН3МАФД	3-50	980	$KCV^{-70} \geq 59$ Дж/см ²	$\leq 0,96$
15Х2ГСБТ	8-40	590	$KCV^{-40} \geq 30$ Дж/см ²	$\leq 0,67$
12ГНЗМФАЮДР	4-40	685	$KCV^{-70} \geq 59$ Дж/см ²	$\leq 0,74$
АБ 2-1, АБ2-2	8-70	588, 686	$KV^{-40} \geq 78$ Дж	$\leq 0,83$
18ХГНМФР	8-50	950	$KV^{-40} \geq 30$ Дж	$\leq 0,68$
18ХГНМФТР	8-50	950	$KV^{-40} \geq 30$ Дж	$\leq 0,67$
F690 ^{ARC40}	10-50	690	$KV^{-60} \geq 80$ Дж	$\leq 0,71$
D690W, E690W, F690W	8-40	690	$KV^{-60} \geq 70$ Дж	$\leq 0,82$
X100	15-20	690-840	$KV^{-40} \geq 160$ Дж	$\leq 0,55$
C590K (12ГН2МФАЮ)	16-40	588	$KCV^{-70} \geq 29$ Дж/см ²	$\leq 0,67$

При производстве высокопрочных сталей используется комплексное легирование хромом, марганцем, никелем, молибденом и микролегирование ванадием, ниобием, титаном, с целью обеспечения требуемой прокаливаемости при закалке и отпускостойчивости при отпуске и сварочном нагреве, за счет образования мелкодисперсных специальных карбидов молибдена, ниобия и ванадия. При низком содержании углерода и легирующих элементов для повышения прокаливаемости

эффективны микродобавки бора до 0,006 %, особенно в сочетании с молибденом до 0,5%.

Стоит отметить, что использование дорогостоящих легирующих элементов существенно увеличивает стоимость стали, а высокое содержание углерода (0,14-0,20%), хотя и способствует повышению прочности, но снижает сопротивление хрупким разрушениям сварных соединений, что может привести к разрушениям нагруженных конструкций при низких температурах. В связи с этим наблюдается тенденция уменьшения содержания углерода (менее 0,12%) и легирующих элементов за счет разработки специальных технологий производства для обеспечения необходимых механических свойств проката.

Так, при закалке листового проката из высокопрочных улучшаемых сталей формируется мартенситно-бейнитная структура, которая может включать следующие структурные составляющие [31-35], рисунок 1.1:

- реечный (дислокационный) мартенсит (рисунок 1.1 а);
- высокотемпературный мартенсит (мартенсит самоотпуска) (рисунок 1.1 б);
- нижний бейнит (рисунок 1.1 в);
- верхний бейнит (рисунок 1.1 г);
- гранулярный бейнит (рисунок 1.1 д).

Основными структурными элементами реечного дислокационного мартенсита являются фрагменты (рейки), группирующиеся в относительно большие колонии в пределах бывших аустенитных зерен. Каждая рейка – результат гомогенного сдвига. Внутри колоний рейки, как правило, параллельны друг другу и разделены малоугловыми границами, т.е. слабо разориентированы друг относительно друга. Разориентировка фрагментов, находящихся в разных колониях, достигает 90°. Мартенситные рейки, образовавшиеся при высоких температурах, внутри равномерно заполнены дислокациями с плотностью $\rho = 10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. При более низких температурах M_n рейки могут содержать короткие ряды двойников. В хромоникельмедьмолибденовых сталях реечный мартенсит может наблюдаться в виде групп кристаллов, образующих неправильные, тупоугольные соединения. На границах реек мартенсита присутствуют тонкие (10-20 нм) прослойки остаточного аустенита, что является основным отличием данного класса сталей. В каждом пакете рейки имеют примерно один и тот же размер: толщина реек 0.2-2 мкм, а типичные отношения

размеров рейки 1: 7: 30, т.е. длина превышает ширину в 4-5 раз. Образовавшиеся первыми крупные кристаллы ограничены в своем росте только столкновениями с другими пакетами.

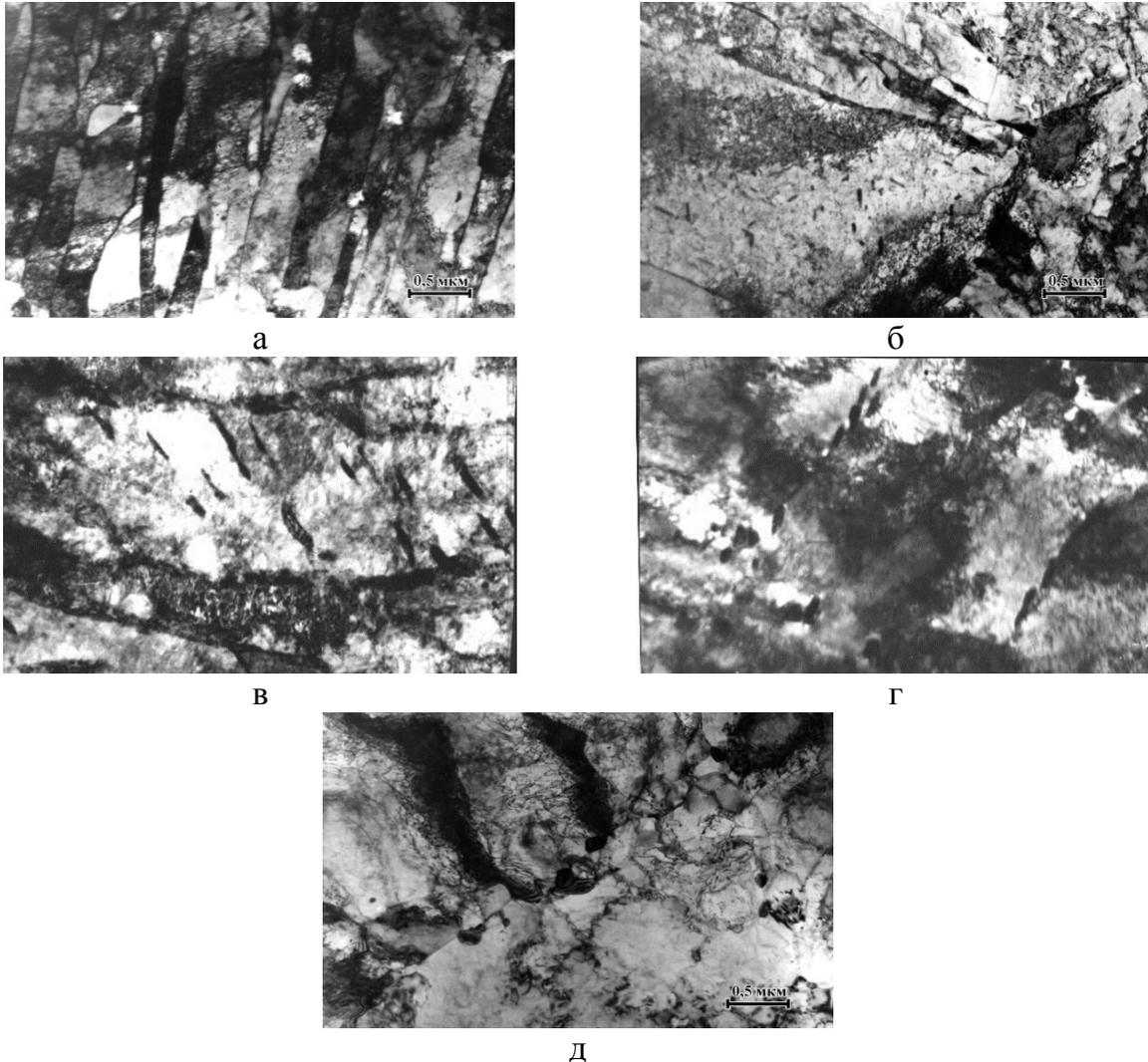


Рисунок 1.1 - Структурные составляющие высокопрочных улучшаемых сталей: а - реечный (дислокационный) мартенсит, б - высокотемпературный мартенсит (мартенсит самоотпуска), в - нижний бейнит, г - верхний бейнит, д - гранулярный бейнит

Они образуют каркас пакета, последующие кристаллы мельче из-за столкновений с первыми и друг с другом. В целом от $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения изменяется только объем пакета без изменения его формы.

Высокотемпературный мартенсит представляет собой нефрагментированные области неправильной формы с такой же плотностью дислокаций, располагающиеся как

внутри зерен, так и у границ бывших аустенитных зерен, и примыкающие к колониям реечного мартенсита.

Однородно по объему высокотемпературного мартенсита располагаются дисперсные частицы, ориентированные в трех кристаллографических эквивалентных направлениях и отвечающие кристаллической решетке карбида цементитного типа Me_3C . Наличие этих карбидов свидетельствует о процессах самоотпуска, происходящих при последующем охлаждении в α -фазе. Этот процесс, протекание которого возможно непосредственно при закалке, характерен для сталей с M_n значительно выше комнатной.

Бейнитные структуры формируются в промежуточном интервале температур (когда обеспечивается достаточная диффузионная подвижность углерода, но $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение осуществляется по сдвиговому (бездиффузионному) механизму и обязательно содержат две фазы, различающиеся по содержанию углерода. Обогащенная углеродом фаза представляет собой различные морфологические разновидности феррита. В формирующихся при изотермических выдержках классических формах нижнего и верхнего бейнита обогащенная углеродом фаза всегда представлена частицами цементита, закономерно расположенного либо во внутренних объемах ферритных пластин, либо по границам последних.

В условиях непрерывного охлаждения формируются более сложные бейнитные структуры, содержащие обогащенную углеродом фракцию не только в виде карбидов, но и в виде аустенита или мартенсита. При этом тип, форма, размеры и характер распределения обогащенной углеродом фазы зависят как от скорости охлаждения, так и от химического состава стали.

Увеличение толщины листа равносильно уменьшению скорости охлаждения, что при недостаточном содержании легирующих элементов увеличивает вероятность появления бейнитных составляющих в структуре стали.

Формирование в низкоуглеродистых экономнолегированных улучшаемых сталей мелкозернистой бейнитно-мартенситной структуры по всей толщине листового проката является важным условием для одновременного повышения характеристик прочности, пластичности и низкотемпературной ударной вязкости.

Мелкодисперсная однородная равновесная структура по всей толщине листового проката, а значит и механические свойства, формируются за счет комплексного легирования стали (Mn, Ni, Cu, Cr, Mo в суммарном количестве 3-5%),

обеспечивающего необходимую прокаливаемость стали. Образующаяся в результате термоулучшения дисперсная бейнитно-мартенитная структура с большим количеством мало- и высокоугловых границ позволяет одновременно достичь высоких прочностных характеристик, вязкости и хладостойкости стали. Эти структуры практически не содержат феррита, доля бейнита составляет около 50 %. Чаще всего бейнитная составляющая представлена смесью бейнита гранулярной и речной морфологии. Мартенситная фаза обычно представлена смесью речного (совокупность реек шириной от 0,1 до 0,3 мкм) и высокотемпературного (с размером областей до 10 мкм) мартенсита с плотностью дислокаций до 10^{15} м^{-2} .

Для оценки упрочнения используется известное соотношение Петча –Холла, которое в модифицированном варианте имеет вид:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + k_1 d^{1/2} + \Delta\sigma_B + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_K + \Delta\sigma_D, \quad (2)$$

где σ_Y – предел текучести,

σ_0 – напряжения трения в кристаллической решетке,

k_1 – коэффициент Петча-Холла,

d – размер зерна,

$\Delta\sigma_B$ – упрочнение за счет атомов внедрения,

$\Delta\sigma_3$ – упрочнение за счет атомов замещения,

$\Delta\sigma_K$ – упрочнение за счет мелкодисперсных включений (например, карбидов),

$\Delta\sigma_D$ – дислокационное упрочнение.

Формула (2) отражает практически применяемые в металловедении способы получения высокопрочных сталей за счет использования возможных механизмов упрочнения: образования твердых растворов, создания элементов структуры с высокой плотностью дислокаций, введения дисперсных частиц в матрицу зерна (карбидов, нитридов и др.), измельчения структурных элементов. Последний способ приводит к одновременному повышению критического напряжения скола, в конечном счете определяющего сопротивление хрупкому разрушению в зонах высокой объемности напряженного состояния, и хладостойкости стали.

1.1.1 Стали для грузоподъемной техники

Основным разработчиком высокопрочных сталей для грузоподъемной техники в советский период являлся ФГУП ЦНИИ Чермет им. И.П.Бардина. Были созданы экономнолегированные высокопрочные марки сталей 14ХГ2САФД, 14ХГН2МДАФБТР, 15ХГН2МАФАЧ, 15Г2Н2МАФ, 15Г2Н2МФТР, 15Г2МФТР и др. с содержанием углерода 0,14-0,18% [11, 12, 20, 36]. Это термически улучшаемые марганцовистые и марганцевоникелевые стали с добавками бора и молибдена, которые уменьшают чувствительность сталей к отпускной хрупкости. Легирование стали с 0,5% молибдена никелем приводит к существенному повышению ударной вязкости. Многие термоулучшаемые стали содержат один-два микролегирующих элемента (V, Nb, Ti), образующие высокодисперсные карбиды или карбонитриды. Они вводятся для измельчения зерна и предотвращения разноструктурности при термической обработке, а также для уменьшения разупрочнения стали при отпуске. Стали, микролегируемые карбонитридообразующими элементами, имеют мелкозернистую структуру, которая компенсирует потерю пластичности от выделений второй фазы. Например, исследования по определению размера аустенитного зерна в разработанной стали типа 14ХГН2МДАФБТР при нагреве показали, что сталь сохраняет мелкое зерно до температуры 1150°C [36].

Несмотря на многие достоинства этих сталей (высокая прочность и хорошая вязкость), они обладают одним существенным недостатком – высокое содержание углерода (0,14-0,18%), неблагоприятно сказывающееся на характеристиках свариваемости. Для таких сталей характерно применение дополнительных технологических операций при сварке, таких как предварительный подогрев.

Широкое применение нашли строительные стали высокой прочности С590 и С590К марганцевоникелевой композиции легирования по ГОСТ 27772 на базе марок 12ГН2МФ и 12ГН2МФАЮ соответственно с пределом текучести не менее 590 МПа. Содержание углерода ограничивается значением 0,14%, используются добавки V, Mo, N, Al. Требования к ударной вязкости установлены для образцов с острым надрезом: KCV^{40} не менее 29 Дж/см² [37].

В таблице 1.2 приведены некоторые данные по механическим свойствам сталей, применяемых для изготовления автомобильных рам.

Рама грузового автомобиля является основой его несущей системы и состоит из лонжерона и поперечников. Для повышения прочности и снижения массы рамы лонжероны и отдельные высоконагруженные элементы поперечин могут быть изготовлены по специальным технологиям термоупрочнения из сталей с пределом текучести до 770 МПа и выше [24, 38].

Таблица 1.2 - Стали высокой прочности, применяемые для изготовления элементов рам грузовых автомобилей

Сталь	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\delta_5, \%$	Рекомендуемые для изготовления элемента рам
	не менее, МПа			
09Г2	310	450	21	П, У, К, УШ, ХС
12ГС	320	470	26	П, У, К, ХШ, ХС
10ХСНД	400	540	19	Л, П, У, К, УШ, ХС
15ХСНД	350	500	21	Л, П, У, К, УШ, ХС
19ХГС	390	560	18 - 20	Л, ПШ, УС, горячая штамповка
15ГЮТ	340	480	17	Л, УШ, ХС
12Г2АФ	400	500	22 - 23	П, УШ, ХС
17Г2АФ	500	600	20	Л, П, УШ, ХС
14Х2ГМРБ	588	686	14	Л, П, УС
14Х2ГМРЛ	588	686	14	Л, П, УС
14Х2ГМ	588	686	16	Л, П, УС
20ГЮТ	450	550	17	Л, У, УШ, УС
16Г2САФ	480	610	26 - 28	Л, П, УШ, УС
35	320	540	20	Трубчатые П
12ГНЗМФАЮДР	700	820	12 - 14	Л, П, К, У

Примечание: Л - лонжероны; П - поперечины; У - усилители; К - косынки; ХШ - хорошая штампуемость; УШ - удовлетворительная штампуемость; ПШ - плохая штампуемость; ХС - хорошая свариваемость, без ограничений; УС - удовлетворительная свариваемость.

Широкое распространение получила высокопрочная свариваемая сталь марки 14Х2ГМРБ, отличающаяся хорошей вязкостью. Сварные платформы из сталей марок 14Х2ГМР и 14Х2ГМ толщиной 6 – 22 мм используются на серийных автомобилях грузоподъемностью 75 – 120 т, предназначенных для работы в рудных и угольных

карьерах. Применение вышеуказанных сталей позволило достигнуть снижения массы металлоконструкций в среднем на 25 % и увеличить срок службы платформ в 2 – 3 раза по сравнению с аналогичными конструкциями из низколегированной стали марки 09Г2С.

Сталь марки 14Х2ГМР применяют для изготовления шахтных скипов грузоподъемностью от 9 до 15 т. Скип представляет собой коробчатую сварную конструкцию из стали толщиной 5 – 8 мм и предназначен для транспортировки угля и горной породы на поверхность шахты. Собственный вес скипа при использовании стали марки 14Х2ГМР снижается на 25 – 35 %, срок службы увеличивается в 1,5 – 2 раза. Увеличение грузоподъемности скипов в результате снижения собственного веса позволяет повысить производительность подъемных средств шахты на 10 – 12 %.

Из стали марки 14Х2ГМР (листовой прокат толщиной 12 – 50 мм) были изготовлены сварные конструкции уникального железнодорожного транспортера грузоподъемностью 500 т. При применении высокопрочной стали вес металлоконструкций транспортера уменьшился от 132 до 83,9 т [30].

Сталь марки 14Х2ГМР также применена при изготовлении балок рукоятей, стрел и ковшей для карьерных экскаваторов с ковшом емкостью 4,6 м³. Использование данной стали позволило увеличить долговечность сварных узлов экскаваторов в 2,5 – 3 раза по сравнению со сталью марки 10ХСНД [39].

Сварные конструкции из стали марки 14Х2ГМР успешно применены при строительстве Нурекской ГЭС. Толщина стенок наиболее нагруженных турбинных водоводов диаметром 6 м при этом была уменьшена до 40 мм и 45 мм. В случае обычно используемой стали марки 09Г2С она составила бы 66 мм и 74 мм. Уменьшение металлоемкости водоводов дало возможность существенно сократить расходы на сборочные, монтажные и сварочные работы [39].

Таким образом, применение сварных конструкций из высокопрочных низколегированных сталей позволяет снизить удельную металлоемкость механизмов и инженерных сооружений, повысить их технико-экономические показатели в процессе эксплуатации и является одним из эффективных путей технического прогресса.

1.1.2 Стали для судостроения

ЦНИИ КМ «Прометей» разработаны высокопрочные свариваемые стали марок АБ на базе хромоникельмедьмолибденовой композиции легирования (предел текучести не менее 590 МПа). Стали марок АБ успешно применяются для изготовления тяжело нагруженных крупногабаритных сварных конструкций, эксплуатирующихся в условиях коррозионного воздействия морской воды, повторно-статических и динамических нагрузений, а также в энергомашиностроении, на транспорте, при строительстве уникальных плавучих кранов, для строительства арктических буровых установок и во многих других отраслях народного хозяйства [40-42].

ЦНИИ КМ «Прометей» разработана технология изготовления толстолистного свариваемого листового проката из сталей высокой прочности с пределом текучести не менее 690 МПа применительно к оборудованию ООО «ОМЗ-Спецсталь». После прокатки листы подвергаются окончательной термической обработке. Листовой прокат из стали марок D690W, E690W, F690W поставляют толщиной до 150 мм. В зависимости от толщины стали хромоникельмолибденовой композиции легирования с добавками меди содержат 0,08-0,13 %С. Высокая работа удара гарантируется до температуры минус 60°С.

Была также разработана хладостойкая хорошо свариваемая «Arc»-сталь марки F690^{ARC40} с пределом текучести не менее 690 МПа с пониженным по отношению к действующим аналогам уровнем легирования для производства в условиях ООО «ОМЗ-Спецсталь» для изготовления корпусов судов и морских технических сооружений. Листовой прокат из стали марки F690^{ARC40} (патент РФ № 2507295) [43] изготавливается толщиной от 10 до 50 мм, работа удара нормируется до температуры -60 °С. Технология производства стали марки F690^{ARC40} включает закалку с прокатного нагрева либо закалку с отдельного печного нагрева и последующий высокий отпуск. Для данной стали регламентируется коэффициент трещиностойкости при сварке R_{cm} :

$$R_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B, \quad (3)$$

который должен быть не более 0,28%.

1.1.3 Стали для труб большого диаметра

В настоящее время как в России, так и за рубежом, существует устойчивая тенденция к возрастанию прочности материалов, применяемых для строительства трубопроводов. Если еще до начала 2000-х годов в России предельным классом прочности сталей для труб был класс K60 (с регламентируемым временным сопротивлением $\sigma_b = 590$ МПа). Позднее при участии ЦНИИ КМ «Прометей» разработаны стали для труб класса прочности K65 ((по классификации API и EN – класса X80) для строительства газопровода «Бованенково – Ухта» и участков Восточно-Сибирского нефтепровода, а также перспективные высокопрочные трубные стали классов K70, X90, X100 [44-54].

На ПАО «Северсталь» совместно с ЦНИИ КМ «Прометей» была разработана технология производства листового проката из высокопрочной стали класса прочности X100 [44] (с пределом текучести не менее 690 МПа) для производства труб магистральных трубопроводов. Требования к механическим свойствам труб соответствуют требованиям американского стандарта API 5L и международного стандарта ISO 3183. Химический состав разработанной стали (патент № 2385350) [55] основан на легировании низкоуглеродистой стали марганцем в количестве 1,65-2,05% с добавлением никеля до 0,50% и микролегированием ванадием и ниобием. Работа удара нормируется до температуры -40 °С.

Стремление к использованию все более прочных сталей обусловлено их очевидными для данных конструкций преимуществами: повышение давления и диаметра трубы ведет к повышению пропускной способности трубопровода и сокращению затрат на создание промежуточных компрессорных станций и соответствующей инфраструктуры, что в условиях труднодоступных районов Севера и Востока России крайне важно. Достижение же этого при использовании сталей прежнего класса прочности за счет увеличения толщины стенки оказывается невозможным из-за весовых ограничений существующей транспортной техники и возрастания объема сварочных работ при монтаже. Фактор повышения стоимости с ростом прочности сталей не играет заметной роли, поскольку при большом объеме потребляемого для строительства трубопроводов металла он производится исключительно ресурсосберегающими методами [56].

Основной технологией производства листового проката из трубной стали высоких классов прочности является термомеханическая обработка, включающая прокатку по контролируемым режимам с последующим регламентированным ускоренным охлаждением. Однако при использовании термомеханической обработки с ускоренным охлаждением высокой интенсивности существуют ограничения в толщине производимого трубного проката с гарантированным пределом текучести 690 МПа (опробование в промышленных условиях до 20-25 мм).

Перспективно применение высокопрочных сталей также для сварных колонн башен ветрогенераторов [57-59].

1.1.4 Стали для строительства большегрузных автомобилей БелАЗ

В настоящее время российскими поставщиками высокопрочных сталей для производства деталей большегрузных машин на ОАО «БелАЗ» являются ПАО «Северсталь», ПАО «ММК».

На ПАО «Северсталь» была разработана высокопрочная малоуглеродистая свариваемая сталь марки СВС-690 (Северсталь-690), предназначенная для изготовления платформ, лонжеронов и других сварных несущих узлов большегрузных автомобилей БелАЗ, работающих при температурах до -70°C (патент РФ № 2255999) [13, 60].

Технология производства стали включает выплавку в электродуговой печи. Далее слябы нагревают до температуры 1230°C и проводят прокатку листов толщиной 10 мм на стане 2800. Окончательная термическая обработка состоит в термоулучшении стали: нагрев до температуры 920°C , закалка в воду, отпуск при температуре 660°C . Листовой прокат имеет следующие свойства: предел текучести - не менее 690 МПа, временное сопротивление - 790-820 МПа, относительное удлинение - 16-29%, ударную вязкость при температуре -70°C (KCV^{-70}) – 40 Дж/см². При этом данная сталь имеет достаточно высокие значения углеродного эквивалента ($C_{\text{эkv}} \leq 0,78$).

Для изготовления рам большегрузных карьерных самосвалов и другой дорожной и строительной техники на АО «Уральская сталь» совместно с ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина создана сталь 12ХГН2МА с пределом текучести 690 МПа, которая по хладостойкости (-70°C) превосходит зарубежный аналог – сталь Weldox-700. Легирование стали элементами, повышающими устойчивость аустенита (хромом,

никелем, молибденом и марганцем), обеспечивает формирование после закалки мартенситно-бейнитной структуры. Технология производства стали предусматривает прокатку на стане 2800 и последующую термическую обработку листов по высокопроизводительным режимам. Освоен сортамент толстолистового проката толщиной 10–45 мм в состоянии после закалки и отпуска.

На ПАО «Северсталь» также освоено производство высокопрочной стали марки 18ХГНМФР с $C_{\text{экв}} \leq 0,68\%$ для изготовления платформ автосамосвалов БелАЗ [13, 36]. Данная сталь является аналогом зарубежной стали HARDOX-400 и обладает хорошей износостойкостью. Требования к механическим свойствам в соответствии с техническими условиями на поставку следующие: предел текучести - не менее 950 МПа, временное сопротивление - не менее 1050 МПа, относительное удлинение - не менее 11%, твердость по Бринеллю (НВ) - не менее 360 ед., ударная вязкость KCV^{40} - не менее 30 Дж/см². Толщина поставляемого листового проката варьируется от 9 до 25 мм. Способ производства включает выплавку в ЭСПЦ в 100-тонной электропечи, разливку на УНРС, прокатку на стане 2800 и термоулучшение. Для обеспечения требуемых прочностных характеристик и хладостойкости стали используются все известные способы очистки металла от вредных примесей.

На ПАО «ММК» разработана сталь марки 18ХГНМФТР для платформ большегрузных автомобилей БелАЗ и устройств горнодобывающей техники. Сортамент листового проката включает листы толщиной 8-25 мм. Требования к механическим свойствам соответствуют требованиям к стали марки 18ХГНМФР, за исключением ударной вязкости KCV^{40} : нормируемое значение - не менее 30 Дж/см². Комплекс механических свойств достигается путем термического улучшения (двойной закалки и отпуска), при этом стабильность свойств проката обеспечивается путем формирования однородной мелкозернистой мартенситной структуры [61].

Таким образом, в настоящее время на российских заводах существует широкий спектр высокопрочных сталей с гарантированной величиной углеродного эквивалента от 0,55 до 0,96 %. Однако отсутствует производство экономнолегированных сталей с $C_{\text{экв}} \leq 0,53$ % (см. Постановку задачи) для листового проката толщиной до 50 мм с пределом текучести не менее 690 МПа в сочетании с высокой хладостойкостью при улучшении характеристик свариваемости.

1.1.5 Обзор существующих технологий производства высокопрочного листового проката из сталей с пределом текучести не менее 690 МПа

В России для производства судостроительных сталей с пределом текучести 690 МПа и более, а также для сталей меньшей прочности, но при толщине проката свыше 40 мм, могут быть использованы печная закалка с отпуском, а также варианты энергосберегающей термомеханической обработки с прямой закалкой с прокатного нагрева с последующим высоким отпуском [62, 63].

Анализ влияния толщины листового проката высокопрочных судостроительных сталей на его механические свойства в зависимости от технологии производства (закалка с отдельного печного нагрева с отпуском или закалка с прокатного нагрева с отпуском) показал следующее.

Уровень прочностных характеристик для стали с пределом текучести 500 МПа после закалки с прокатного нагрева с отпуском выше, чем после закалки для всех толщин, а работа удара имеет сопоставимые значения после испытания при температуре -60°C , рисунок 1.2 (а-г), особенно для листового проката больших толщин до 50-80 мм. Это объясняется благоприятным влиянием горячей пластической деформации на измельчение зерна аустенита и конечной превращенной структуры. Для листового проката меньших толщин работа удара после закалки с печного нагрева с отпуском выше при более низких прочностных характеристиках.

Для листового проката толщиной до 50 мм из стали с нормируемым пределом текучести 620 МПа выявлена аналогичная закономерность для листового проката, рисунок 1.3 а-г. Неоспоримым преимуществом закалки с печного нагрева с отпуском является возможность получения листового проката толщиной до 100 мм, при этом толщина исходной заготовки, безусловно, выше.

Для листового проката из стали с нормируемым пределом текучести 690 МПа использование закалки с печного нагрева с отпуском приводит к снижению значений работы удара с повышением толщины до 150 мм (несмотря на повышение уровня легирования для листов толщиной свыше 100 мм), что обусловлено снижением прокаливаемости из-за снижения скорости охлаждения при закалке, рисунок 1.4 а-г. После закалки с прокатного нагрева с отпуском для листов толщиной до 50 мм прочностные характеристики изменяются незначительно, работа удара имеет

сопоставимые значения в листах этих толщин, а после испытания при температуре – 60°С даже более высокие, рисунок 1.3 а-г.

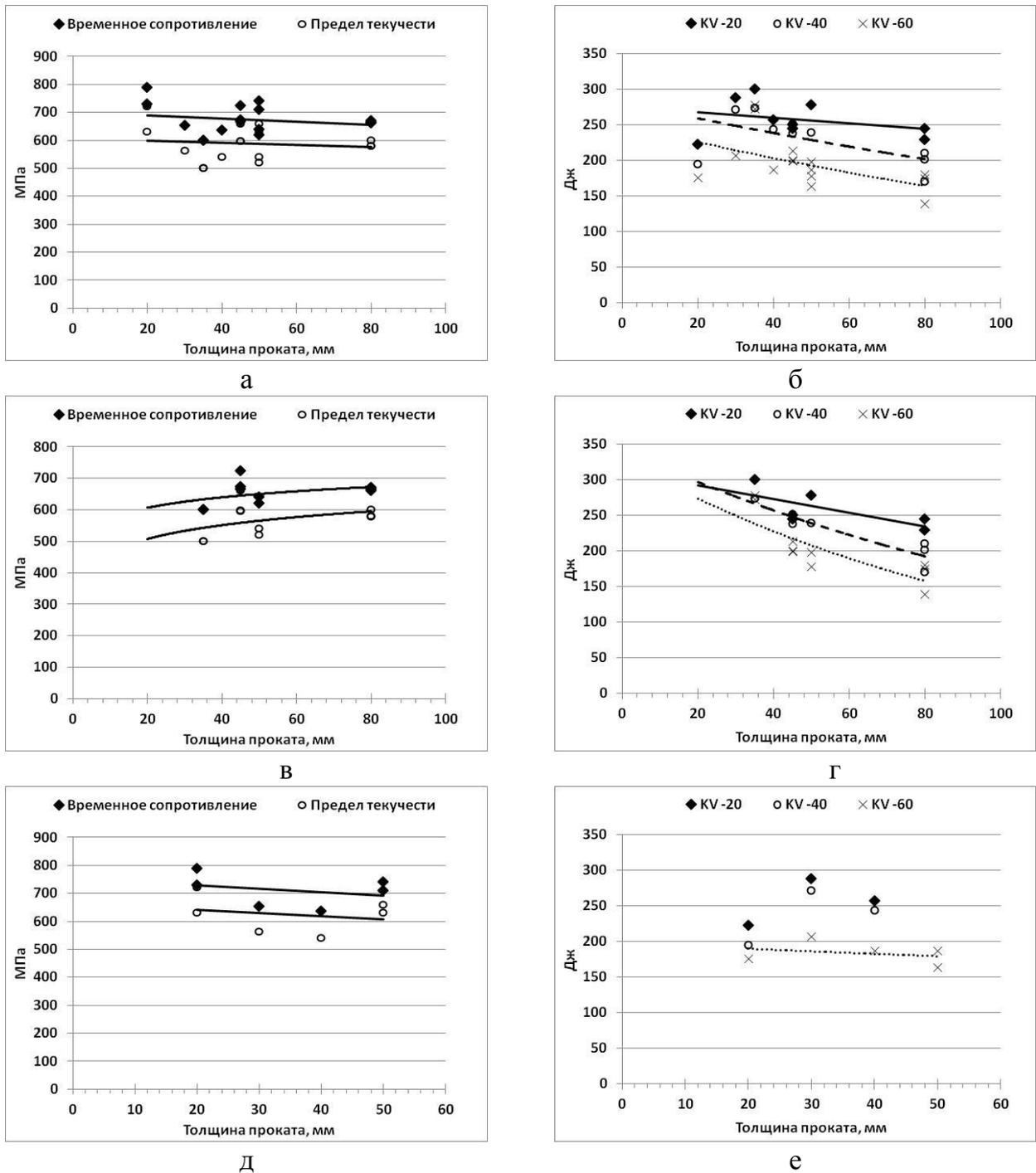
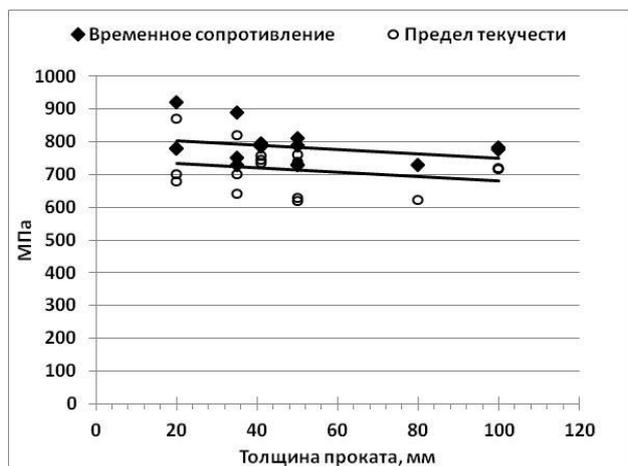
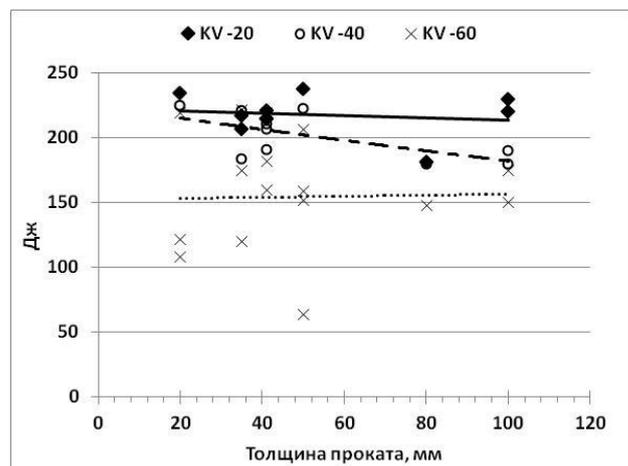


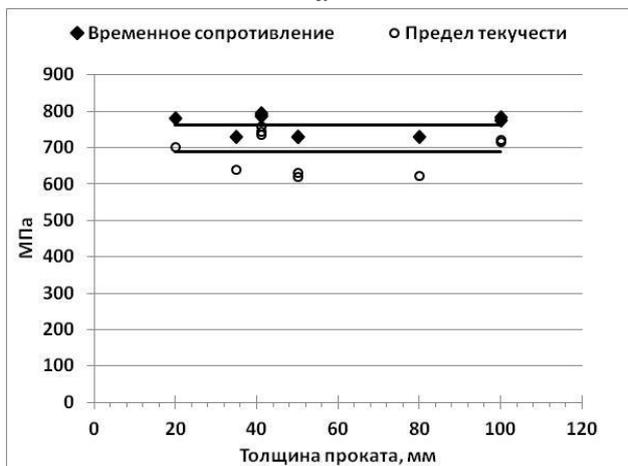
Рисунок 1.2 - Прочностные характеристики и работа удара для листового проката из стали с нормируемым пределом текучести 500 МПа: в целом после любой технологии (а, б), после закалки с печного нагрева с отпуском (в, г) и после закалки с прокатного нагрева с отпуском (д, е)



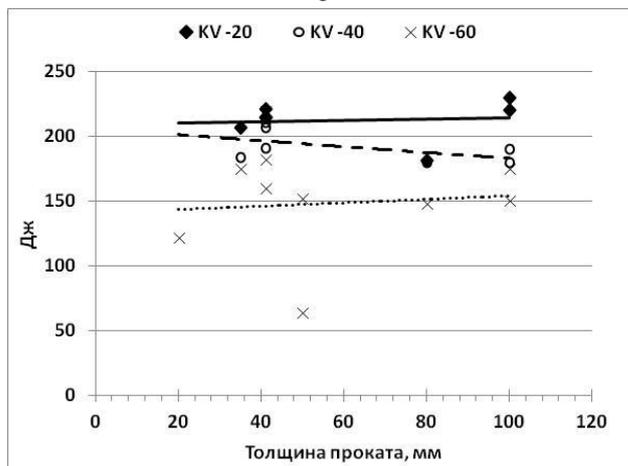
а



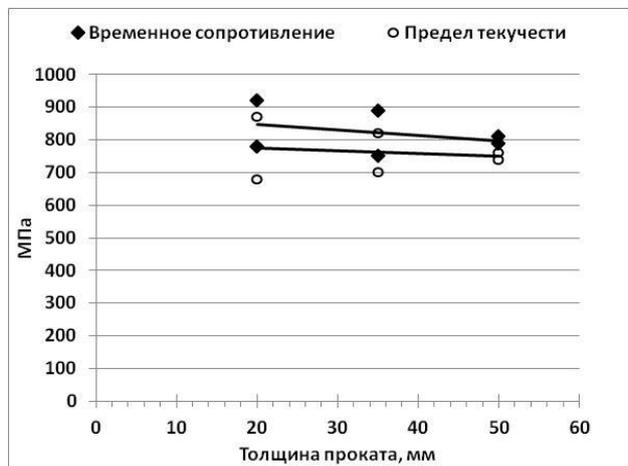
б



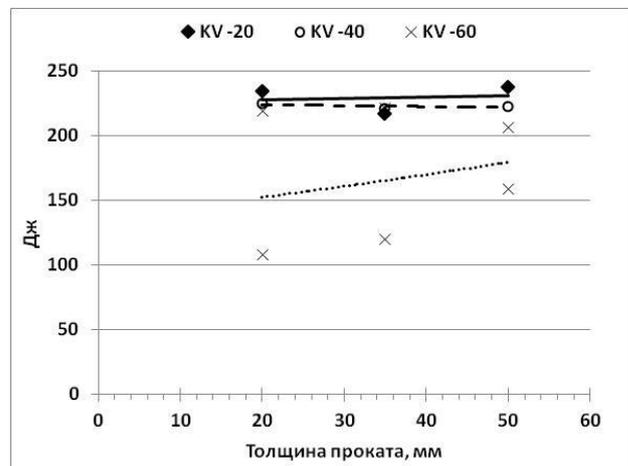
в



г



д



е

Рисунок 1.3 - Прочностные характеристики и работа удара для листового проката из стали с нормируемым пределом текучести 620 МПа: в целом после любой технологии (а, б), после закалки с отпуском (в, г) для листов толщиной до 100 мм и после закалки с прокатного нагрева с отпуском (д, е) для листов толщиной до 50 мм

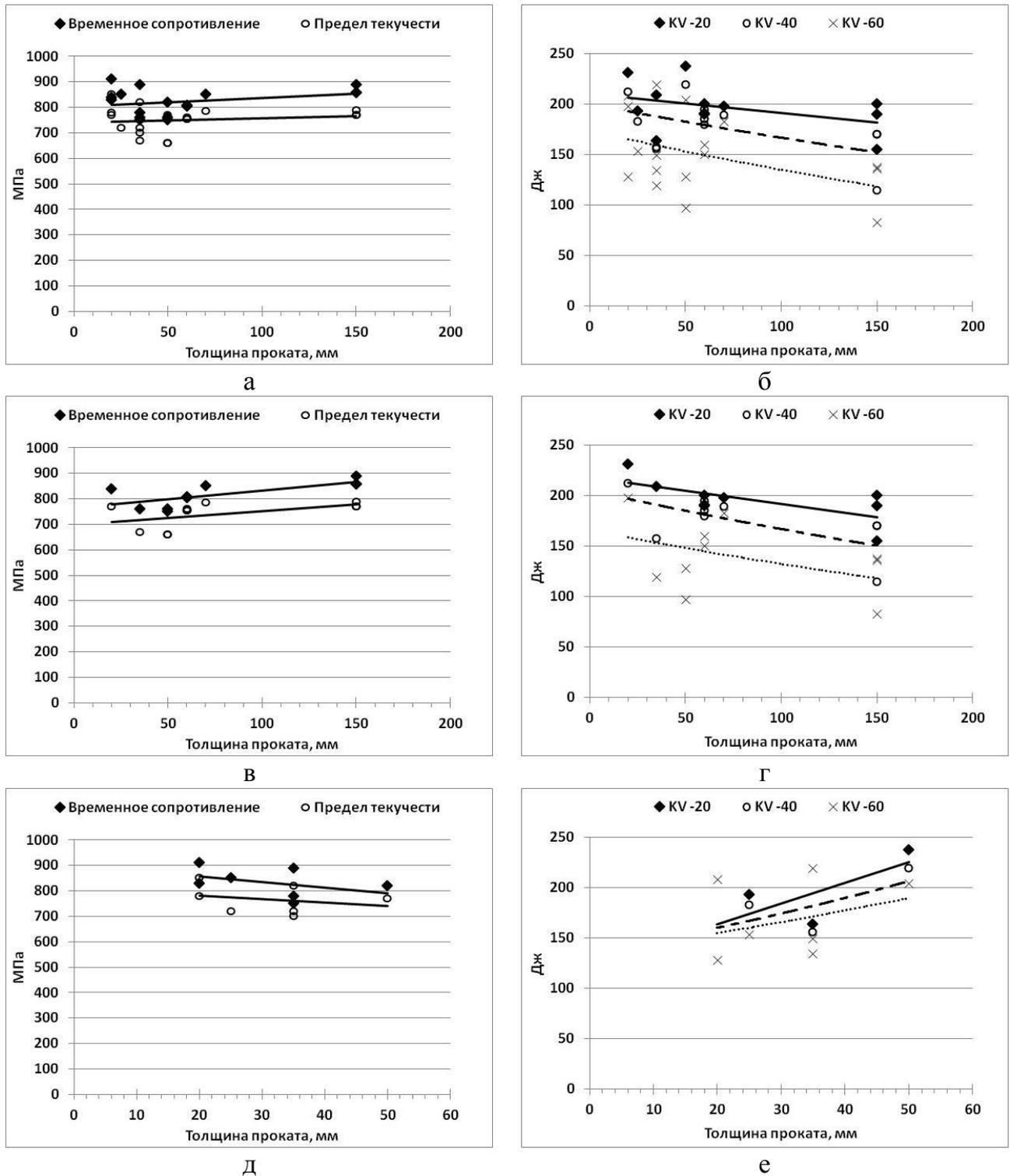


Рисунок 1.4 - Прочностные характеристики и работа удара для листового проката из стали с нормируемым пределом текучести 690 МПа: в целом после любой технологии (а, б), после закалки с отпуском (в, г) для листов толщиной до 150 мм и после закалки с прокатного нагрева с отпуском (д, е) для листов толщиной 50 мм

Анализ влияния технологии производства для стали различного, но довольно высокого уровня легирования, косвенно оцениваемого величиной углеродного эквивалента $C_{\text{ЭКВ}}$ (формула 1), показывает, что если разброс значений прочностных

характеристик невысокий, то для значений работы удара разброс выше, и он обусловлен толщиной листового проката, рисунок 1.5 а-г.

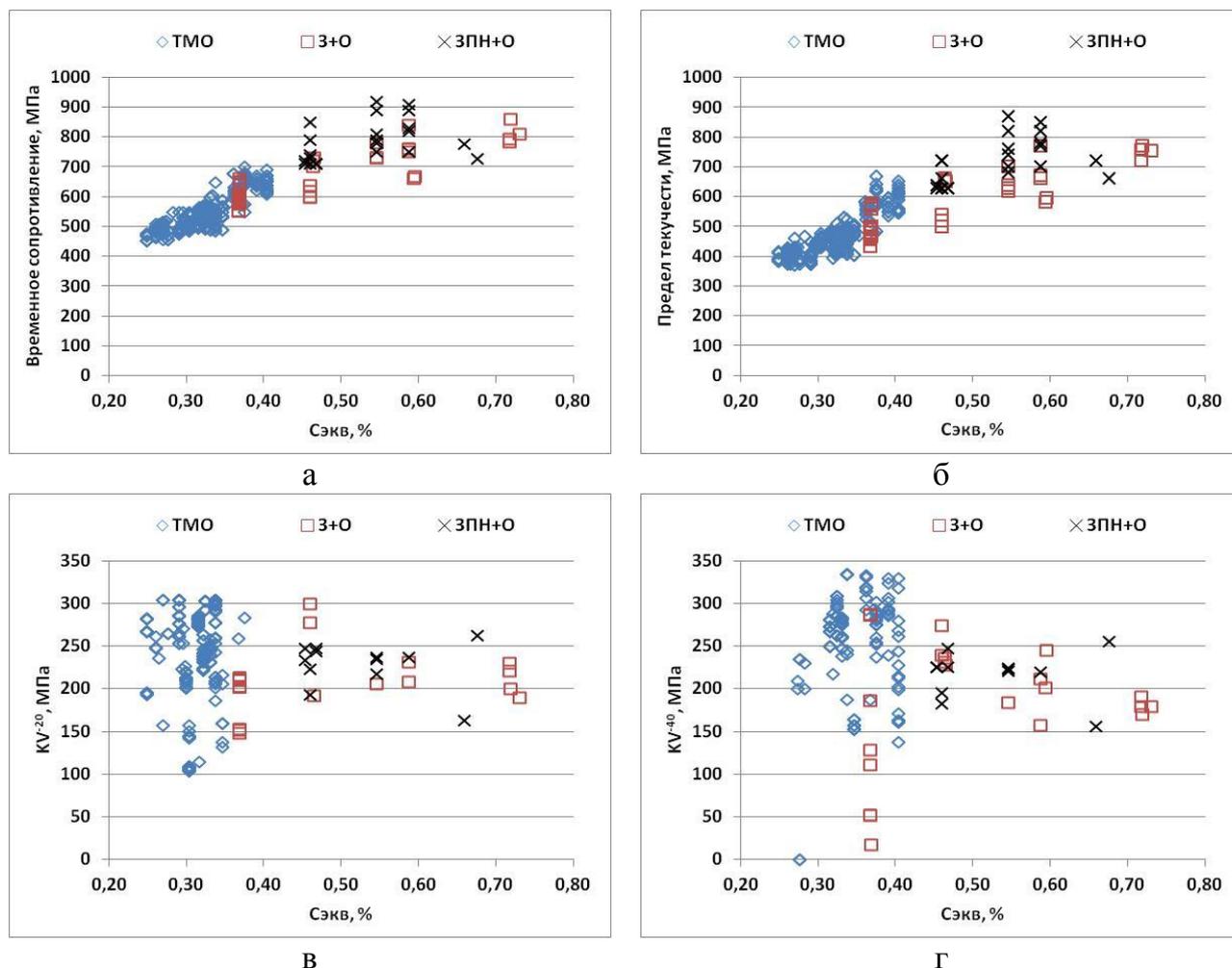


Рисунок 1.5 - Влияние уровня легирования и технологии производства на прочностные характеристики (а, б) и работу удара при температурах -20°C и -40°C (в, г) для стали с нормируемым пределом текучести от 235 до 690 МПа

Таким образом, основные направления развития высокопрочных сталей можно сформулировать следующим образом:

- обеспечение высокого качества непрерывнолитой заготовки: формирование однородной мелкозернистой структуры сляба, минимизация центральной сегрегационной неоднородности, а также предотвращение образования поверхностных дефектов и дефектов макроструктуры;
- повышение степени чистоты металла по вредным примесям и газам;

- снижение содержания углерода до 0,10%, что улучшает ударную вязкость при низких температурах, свариваемость и снижает сегрегационную неоднородность металла;
- микролегирование (Nb, V, Ti) с учетом содержания углерода и азота, что приводит к повышению прочности при сохранении вязкости и пластичности;
- измельчение зерна, в том числе за счет применения регламентированных режимов температурно-деформационного воздействия с прямой закалкой и последующим отпуском (в зависимости от возможностей технологического оборудования) [64].

1.2 Опыт производства сталей с пределом текучести 690 МПа и более за рубежом

Основными зарубежными производителями высокопрочных сталей являются компании: Arcelor Mittal Steel USA, Nippon Steel Corporation (Япония), Dillinger Hutte GTS (Германия), Champak Industries (Индия), SSAB (Швеция) и др.

Широко используется высокопрочный листовой прокат толщиной 4 – 53 мм из стали марки Weldox 700 (SSAB, Швеция, EN 10025) с пределом текучести не менее 700 МПа, временным сопротивлением 780-930 МПа, относительным удлинением не менее 14 %. Минимальная работа удара на образцах Шарпи при температуре испытаний -60 °С составляет 27 Дж [65].

В соответствии с EN 10025 также производится листовой прокат из стали марки Quend 700 толщиной 6 - 50 мм по технологии закалки с отпуском [65].

Распространенными высокопрочными материалами для строительства морской техники за рубежом остаются стали марок HY-80 и HY-100, свариваемые с использованием предварительного подогрева при температуре 120-180°С. Более прочные стали производства США (типа HY), Японии (типа NS), Великобритании (типа QT) склонны к образованию трещин при сварке и коррозионному растрескиванию под напряжением.

Стали марок HSLA-80 и HSLA-100, легированные медью, поставляемые после термомеханической обработки и отпуска, хотя и отличаются более низким содержанием углерода (0,06-0,08%), также склонны к трещинообразованию в сварных соединениях

при воздействии морской воды из-за неоднородной структуры, формирующейся в процессе дисперсионного твердения при отпуске с выделением частиц ϵ -меди [20, 66-68].

Некоторые зарубежные марки сталей с пределом текучести 690 МПа и более и их характеристики приведены в таблицах 1.3 П (Приложение А) и 1.4 П (Приложение Б).

1.2.1 Обзор существующих технологий производства высокопрочного листового проката из сталей с пределом текучести не менее 690 МПа

За рубежом при производстве толстолистового проката широкое распространение нашли способы контролируемой прокатки с регулируемым охлаждением [68-73].

Фирмы «Кавасаки сэйтэцу», «Кобе сэйко», «Ниппон кокан», «Сумитомо» (Япония), «Ruukki» (Финляндия), «Dillinger» (Германия) и другие применяют различные способы контролируемой прокатки для высокопрочных свариваемых сталей, используя станы повышенной мощности и современные закалочные устройства после стана. Наиболее широкое распространение производство стали с использованием технологии ТМО получило в Японии, где на целом ряде предприятий было установлено оборудование для ускоренного охлаждения (в широком диапазоне скоростей охлаждения) и прямой закалки листового проката (MACS-процесс). Такие устройства в Японии имеются на многих заводах (Nippon Steel Corp., Sumitomo Steel Corp., Kawasaki Steel Corp.) и позволяют производить листовой прокат толщиной до 100 мм.

Основные стадии процесса производства высокопрочной стали, например, на металлургическом заводе «Dillinger» (Германия) состоят в следующем: нагрев слэбов в методической нагревательной печи или печи с выкатным подом, прокатка в реверсивных клетях «Кварто», ускоренное охлаждение. Для обеспечения заданного процесса нагрева слэбов управление режимами нагрева печи базируется на физических моделях прогрева слэбов. Важное значение для процесса деформации в реверсивных клетях «Кварто» имеет их техническое оснащение и производительность. Схема проходов с учетом низкой температуры конца прокатки рассчитывается на большие усилия прокатки. Воспроизводимость результатов достигается при условии быстрого и точного автоматизированного регулирования процесса на основе данных замеров температуры и толщины проката. Охлаждение листа после прокатки осуществляется на

воздухе – на рольганге, на холодильнике или в стопе, а если это необходимо, то листы подвергаются ускоренному охлаждению на участке охлаждения. Выбранная система охлаждения на заводе «Dillinger» характеризуется широкими возможностями регулирования расходов воды (управлением интенсивностью охлаждения). Большое значение придается мероприятиям по обеспечению однородности распределения температур при охлаждении.

За рубежом широко применяется также закалка с прокатного нагрева с последующим отпускком при производстве высокопрочных сталей. В частности, на толстолистовом стане завода в городе Касима изучали свойства высокопрочных свариваемых сталей типа 10ГНМДАФР с временным сопротивлением 800 МПа, подвергнутой закалке с прокатного нагрева. Прочность и пластичность после закалки с прокатного нагрева оказались выше, чем после обычной закалки, при этом на 40% увеличилась прокаливаемость стали.

Немаловажным фактором для получения листового проката требуемой прочности является качество непрерывнолитой заготовки, определяемое чистотой стали по неметаллическим включениям, газам и вредным примесям, так и структурной и химической однородностью.

Технология раскисления и модифицирования стали, включающая, в том числе рациональный выбор типа используемых раскислителей и модификаторов, последовательности и способа их ввода в стальной расплав, должна обеспечивать наиболее полное удаление образующихся продуктов раскисления из жидкого металла, а также минимальное содержание неметаллических включений в готовом металле.

Необходимо отметить, что в мировой практике при производстве сталей наряду с рафинированием металла на установке печь-ковш производят обработку металла на установке вакуумирования, где осуществляют обезуглероживание металла, окончательное раскисление алюминием, модифицирование силикокальцием, а также легирование, в том числе ниобием и ванадием.

Повышенные требования к качеству современных высокопрочных сталей и снижению их себестоимости вызывают необходимость снижения уровня легирования, определяемого углеродным эквивалентом, и выбора наиболее эффективных схем производства листового проката с учетом технологических возможностей завода-изготовителя.

1.3 Свариваемость высокопрочных сталей

Сварка сталей связана с протеканием сложного комплекса изменений фазового и структурного состояния металла вследствие особых условий введения теплоты, неравномерного температурного поля, локальности нагрева. Высокие скорости нагрева определяют особенности протекания фазовых превращений как при нагреве, так и при охлаждении, а наличие градиента температур и напряжений – различие в процессах фазовых и структурных превращений по участкам ЗТВ [74-82].

Так, опыт судостроения показывает, что результаты применения той или иной марки корпусной стали в большей степени зависят от ее свариваемости. При этом свариваемость листового проката гарантируется химическим составом стали (ограничением значения углеродного эквивалента $C_{\text{экв}}$) и технологией изготовления сварных соединений.

$C_{\text{экв}}$, рассчитываемый по формуле (1), является одним из важнейших технологических показателей свариваемости стали, так как оценивает совместное влияние углерода и других химических элементов (Mn, Cr, Cu, Ni, Mo и V).

Расчётное определение $C_{\text{экв}}$ или коэффициента трещиностойкости ($P_{\text{см}}$), рассчитываемого по формуле (3) относится к косвенным методам оценивания свариваемости.

Известно, что высокое содержание углерода и таких элементов, как марганец, хром, кремний, молибден, ванадий, медь и никель снижают способность стали к сварке. Они увеличивают склонность металла шва к закалке при охлаждении и, как следствие, хрупкому разрушению, что требует проведения дополнительных технологических операций в виде подогрева для обеспечения удовлетворительного качества сварных соединений листового проката из сталей с высоким значением $C_{\text{экв}}$ и свидетельствует о том, что для получения качественных сварных соединений необходимо добиваться снижения содержания как углерода, так и других химических элементов в стали.

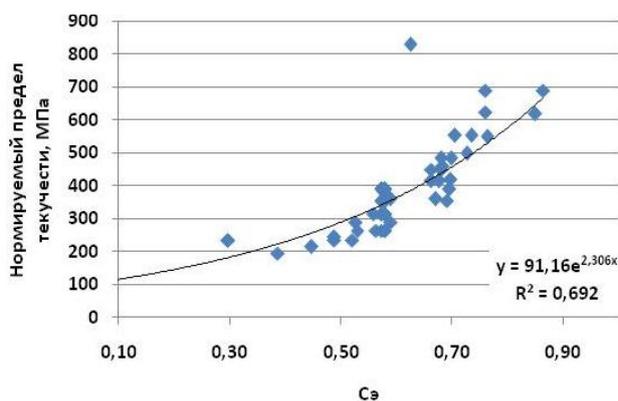
Существуют и прямые методы оценки свариваемости сталей, их оценивают при испытаниях проб «Теккен» и жестких проб АО «ЦТСС». Жесткая проба ЦТСС представляет собой натуральный образец из двух сварных пластин размером 500x2000 мм, толщина которого соответствует максимальной толщине стали в реальной конструкции. Такая проба позволяет смоделировать реальные условия сварки, в частности сварку с

подогревом, при разной длине блока. После выполнения сварки визуально и на микрошлифах оценивается склонность стали к образованию холодных трещин, однако проведение таких испытаний является длительным и затратным.

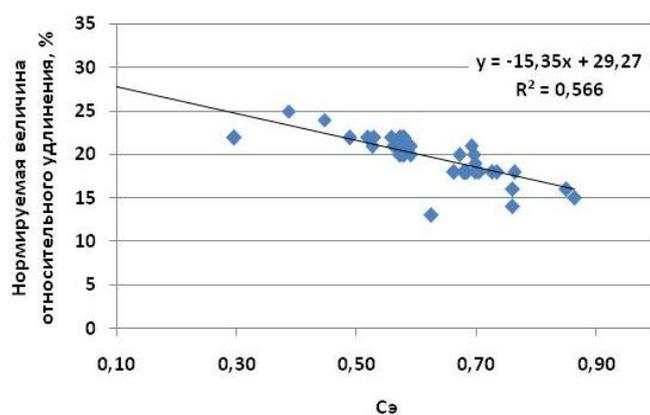
Принятые для большинства низколегированных корпусных сталей пределы содержания углерода ($<0,12\% \text{ C}$) оправдали себя в условиях производства.

Комплекс теоретических и экспериментальных работ ведущих ученых НИЦ «Курчатовский институт – ЦНИИ КМ «Прометей» в области теории легирования позволил, например, сформировать основные принципы легирования улучшаемой свариваемой стали - минимизировать содержание углерода и легирующих элементов в количествах, обеспечивающих сквозную прокаливаемость на мартенсит и ослабление отпускной хрупкости II рода [83]. Многочисленные исследования показали, что при умеренном пределе текучести наилучшие результаты достигаются при совместном легировании низкоуглеродистой стали хромом, никелем и молибденом с модифицирующими добавками титана, ванадия, алюминия [84]. После термической обработки (закалки и высокого отпуска) обеспечивается получение бейнитно-мартенситной структуры, с эффективным твердорастворным упрочнением матрицы α -фазы. Эта структура позволяет избежать при сварке разупрочнения в зоне термического влияния, значительной подкалки вблизи линии сплавления и соответственно снижения пластичности и вязкости, появления значительных растягивающих напряжений в сварном соединении и других факторов, снижающих работоспособность конструкции [83, 84].

Для судостроительных сталей с увеличением общего уровня легирования стали, оцениваемого по величине углеродного эквивалента (рассчитанного по максимально допустимому содержанию легирующих элементов), нормируемая величина предела текучести рассматриваемых материалов изменяется увеличивается, рисунок 1.6 а. При этом нормируемая величина относительного удлинения уменьшается по зависимости, близкой к линейной, рисунок 1.6 б.



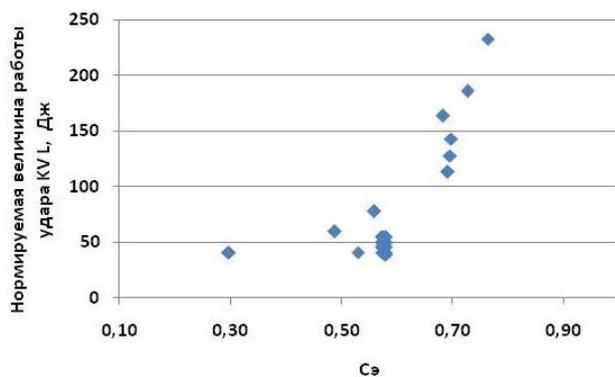
а



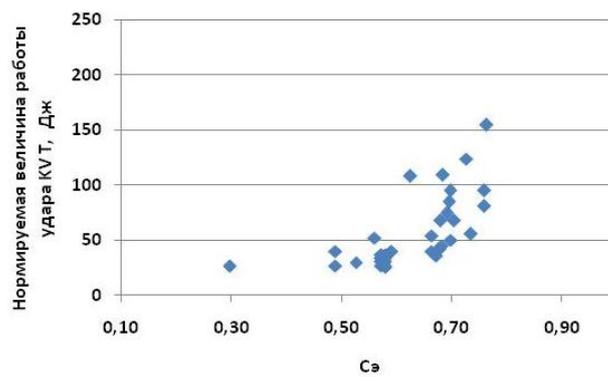
б

Рисунок 1.6 - Зависимость нормируемых величин механических свойств хладостойких судостроительных сталей от значения углеродного эквивалента: предела текучести (а), относительного удлинения (б)

При увеличении прочности стали увеличиваются требования к работе удара, определяемой на образцах, вырезанных как в продольном (рисунок 1.7 а), так и в поперечном направлениях, рисунок 1.7 б. При этом необходимо отметить значительные различия требований к материалам для судовых конструкций и для подводных трубопроводов: при одной и той же прочности стали требования к минимальной величине работы удара отличаются практически в 3 раза, рисунок 1.8 а и б. Для наиболее прочных сталей при допускаемой величине углеродного эквивалента $\sim 0,75\%$ они находятся в диапазоне от ~ 50 до ~ 150 Дж.



а



б

Рисунок 1.7 - Зависимость нормируемых величин механических свойств хладостойких судостроительных сталей от значения углеродного эквивалента: работы удара KV в продольном (а) и поперечном (б) направлениях

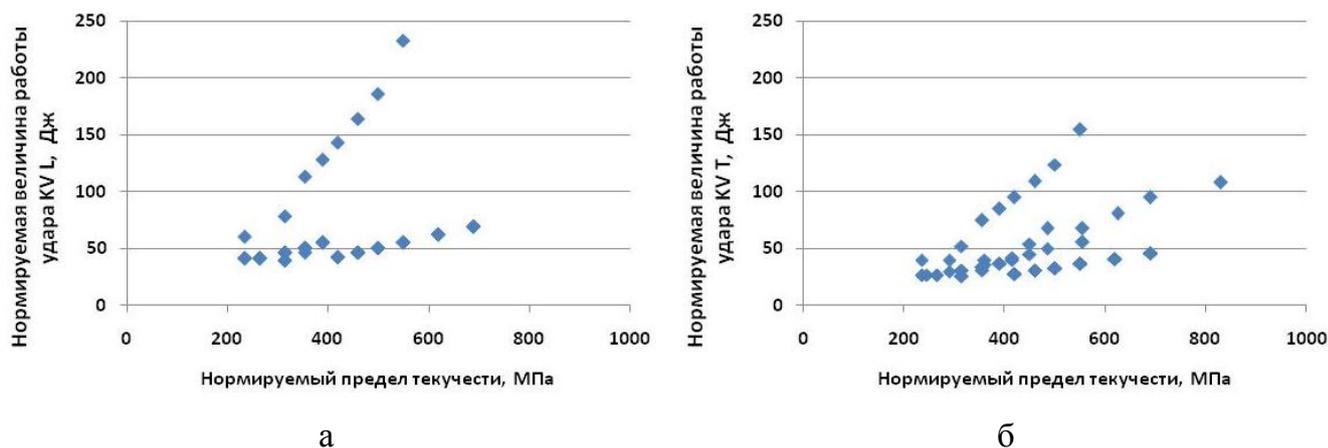


Рисунок 1.8 - Зависимость нормируемых величин работы удара KV в продольном (а) и поперечном (б) направлениях от нормируемой величины предела текучести стали для судокорпусных конструкций (нижние зависимости) и для трубопроводов (верхние зависимости)

Сварка судостроительных сталей типа АБ с пределом текучести 620-690 МПа осуществляется без подогрева ручным, автоматическим и полуавтоматическим способами под слоем флюса и в среде защитных газов низколегированными сварочными материалами. Металл швов, выполняемых такими способами сварки, равнопрочен основному металлу. В последнее время для сварки сталей типа АБ вместо традиционных плавящихся флюсов и проволок сплошного сечения применяются керамические флюсы и порошковые проволоки. Стали с пределом текучести более 620 МПа хорошо свариваются при умеренном подогреве (50-80°C) и регламентированном содержании водорода в металле шва.

В частности, стали марок АБ, АБ1, АБ2 обеспечивают сварку без подогрева в любых климатических условиях при температуре окружающей среды до 0÷ -20°C, что способствует успешному применению их для строительства крупногабаритных сварных конструкций на открытом воздухе. Благодаря высокой хладостойкости стали были применены для корпусов морских конструкций, судов арктического плавания, в том числе атомных ледоколов, лихтеровозов, танкеров, плавучих самоподъемных и полупогружных буровых установок, а в последнее время и для уникальных стационарных ледостойких буровых платформ, которые могут эксплуатироваться круглогодично в ледовых условиях.

Таким образом, основными условиями, влияющими на поведение стали при сварке являются:

- достаточная сопротивляемость хрупким разрушениям, т.к. при разрушении сварных конструкций, как правило, хрупкие трещины распространяются преимущественно в основном металле, хотя начало трещин часто расположено в районах сварных швов,

- химический состав стали и, прежде всего допускаемый верхний предел содержания углерода, обеспечивающий при установленной технологии сварки малую вероятность возникновения трещин в зоне термического влияния сварки.

Снижение уровня легирования ($C_{\text{экв}} \leq 0,53\%$) может оказать благоприятное влияние на свариваемость новой стали.

Постановка задачи

В последние годы идет активная модернизация большегрузных автомобилей (карьерных самосвалов) на ОАО «БелАЗ», а также другого тяжелого транспортного оборудования для горнодобывающей и строительной техники. Платформа, рама и другие сварные несущие узлы являются ответственными элементами конструкции корпуса самосвала, а значительные убытки от их недостаточной долговечности и надежности делают вопрос выбора материалов весьма актуальным. Расширение районов эксплуатации грузоподъемной техники большой мощности, работа в сложных условиях (в частности, в условиях Крайнего Севера), динамические и циклические нагрузки требует использования высокопрочных хладостойких сталей.

К настоящему времени разработан целый спектр низкоуглеродистых свариваемых высокопрочных сталей, включая хладостойкие, для различных конструкций. Как правило, такие стали отличаются достаточно высоким уровнем легирования, который косвенно можно оценить по величине углеродного эквивалента. Однако повышение прочности за счет легирования отрицательно сказывается на свариваемости. Наиболее предпочтительной технологией изготовления высокопрочных сталей остается закалка с отпуском или закалка с прокатного нагрева с отпуском, при этом сложное легирование повышает энергозатраты на термическую обработку.

Для изготовления элементов рам грузовых автомобилей широко используются низколегированные стали с гарантированным пределом текучести 310-500 МПа марок 09Г2, 12ГС, 10ХСНД, 15ХСНД, 19ХГС, 15ГЮТ, 12Г2АФ, 17Г2АФ, 20ГЮТ, 16Г2САФ.

Однако применение сталей с таким уровнем прочности при строительстве наиболее ответственных элементов грузоподъемной техники (для обеспечения долговечности сварных узлов) требует использования листового проката больших толщин, тем самым увеличивая вес металлоконструкции.

Сложность создания материалов для изготовления сварных конструкций, использующихся при строительстве большегрузных автомобилей БелАЗ состоит в том, что к ним предъявляются высокие требования к прочностным характеристикам в сочетании высокой пластичностью, ударной вязкостью при низких температурах и свариваемостью.

Из соображений экономичности и требований к работоспособности и надежности, сварные конструкции большегрузных машин должны изготавливаться из листового проката толщиной до 30-50 мм из высокопрочной стали с минимальным пределом текучести 690 МПа и улучшенной свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки). Углеродный эквивалент стали, вычисляемый по формуле (3), не должен превышать 0,53% по требованию заказчика.

Требования к механическим свойствам разрабатываемой стали класса прочности 690 приведены в таблице 1.5.

Таблица 1.5 – Требования к механическим свойствам листового проката класса прочности 690 в термически обработанном состоянии

Временное сопротивление, σ_b , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Ударная вязкость, KCV, Дж/см ² при температуре 70°C	Относительное сужение в направлении толщины, Zz, %	Условия испытания на изгиб на угол 90°C в холодном состоянии	C _{экв} , %
					d-диаметр оправки, а – толщина листа	
770-940	690	13	35	25	d=5a	0,53

Примечания:

1. Ударную вязкость определяют как среднее из трех значений, причем на одном образце допускается снижение до 30% от требуемого значения.
2. Относительное сужение в направлении толщины Zz для листов толщиной 36 мм и более определяется как среднее по результатам испытания трех образцов. При этом на одном из образцов допускается значение относительного сужения менее 25 %, но не ниже 15 %. Для листов толщиной от 8 до 35 мм Zz гарантируется технологией изготовления.

Таким образом, для обеспечения получения всех требуемых свойств, включая свариваемость, высокопрочной стали для рам и платформ автомобилей БелАЗ возникает необходимость в определении оптимального структурного состояния, обусловливаемого химическим составом и выбором технологической схемы изготовления листового проката с минимальным пределом текучести 690 МПа в толщинах до 50 мм. Работы выполнены применительно к технологическим возможностям оборудования ПАО «ММК».

Применение сварных конструкций из высокопрочных низколегированных сталей с пределом текучести 690 МПа и более позволяет снизить удельную металлоемкость, повысить технико-экономические показатели в процессе эксплуатации и является одним из эффективных путей технического прогресса.

Однако такое существенное ограничение величины углеродного эквивалента (то есть суммарного содержания легирующих элементов) вызывает серьезные трудности при достижении требуемого предела текучести (не менее 690 МПа) и хладостойкости (ударная вязкость не ниже 35 Дж/см^2 при -70°C) в толстолистовом прокате. В литературе недостаточна информация о фазовых превращениях в низкоуглеродистых сталях с экономным легированием, о процессах, происходящих при отпуске, а также в зоне термического влияния при сварке.

Ряд работ по созданию низкоуглеродистых хладостойких высокопрочных марок стали с нормируемым пределом текучести 690 МПа выполнен в НИЦ «Курчатовский институт – ЦНИИ КМ «Прометей». Однако эти стали отличаются достаточно высоким уровнем легирования, не позволяющим обеспечить $C_{\text{экв}} \leq 0,53\%$.

В связи с этим целью настоящей работы являлась разработка новой хладостойкой стали для изготовления толстолистового проката толщиной до 50 мм и технологии его термической обработки, обеспечивающей гарантированный предел текучести 690 МПа в сочетании с высокими значениями ударной вязкости при температуре до -70°C при улучшении показателей свариваемости ($C_{\text{экв}}$ не более 0,53 %).

Были поставлены следующие задачи:

1. Разработка химического состава и определение структуры, обеспечивающей требуемые прочностные и вязкопластические характеристики толстолистового проката

из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали, по результатам исследований фазовых превращений.

2. Разработка промышленных режимов термической обработки листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали по результатам исследований влияния режимов закалки и отпуска на структуру и механические свойства.

3. Исследование качества опытно-промышленной партии листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали для обоснования стабильности механических свойств при промышленном производстве.

4. Проведение исследований структуры и свойств сварных соединений листового проката из экономнолегированной высокопрочной хладостойкой свариваемой стали, полученных электродуговой и лазерной сваркой; оценка перспективности применения лазерной сварки.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проведены на низкоуглеродистой стали хромникельмедьмолибденовой композиции легирования с различным содержанием Cr, Mo, Ni и Cu с варьированием $C_{\text{экв}}$ в диапазоне 0,46 – 0,61% промышленной выплавки и на опытно-промышленной плавке стали марки 09ХГН2МД с $C_{\text{экв}}=0,51\%$, изготовленной в соответствии с технической документацией на ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ПАО «ММК»), таблица 2.1.

Таблица 2.1 – Содержание углерода и основных легирующих элементов в опытных плавках и новой стали марки 09ХГН2МД, масс. %

№ состава/ марка стали	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	N	Nb	$C_{\text{экв}}$	Pcm
1	0,09	0,24	0,65	0,006	0,002	1,35	0,50	0,48	0,15	0,020	0,008	0,03	0,46	0,21
2	0,09	0,23	0,64	0,010	0,002	1,46	0,39	1,12	0,15	0,033	0,005	0,04	0,56	0,23
3	0,09	0,33	0,67	0,007	0,003	1,70	0,50	0,49	0,30	0,036	0,006	0,03	0,51	0,23
4	0,10	0,28	0,66	0,007	0,003	1,72	0,54	0,67	0,24	0,030	0,008	0,03	0,54	0,25
5	0,10	0,22	0,60	0,007	0,003	2,02	0,36	1,16	0,12	0,039	0,005	0,04	0,61	0,24
6	0,09	0,25	0,65	0,005	0,002	2,12	0,64	0,76	0,24	0,026	0,008	0,03	0,59	0,25
09ХГН2МД	0,09	0,33	0,67	0,007	0,003	1,70	0,50	0,49	0,30	0,036	0,006	0,03	0,51	0,23

Изготовление опытно-промышленной плавки в условиях ПАО «ММК» производилось в 370–тонном кислородном конвертере, с последующей десульфурацией гранулированным магнием. В сталеразливочном ковше осуществляли первичное легирование, предварительное раскисление и обработку металла твердошлаковыми смесями. На установке печь-ковш (УПК) осуществляли продувку металла аргоном и окончательное легирование, после чего производилась вакуумная дегазация на установке вакуумирования стали (УВС), с последующей продувкой металла аргоном. Разливку металла производили на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Листовой прокат изготавливали на реверсивном стане «5000» путем одностадийной

прокатки для толщин до 25 мм и двухстадийной - для толщин от 25 мм и более, с последующим охлаждением в штабеле. Листовой прокат подвергался термической обработке (закалке отдельного печного нагрева с высоким отпуском) по заданным режимам. Основные технологические параметры производства приведены в главе 5.

Механические свойства стали марки 09ХГН2МД оценивались в соответствии с требованиями ОАО «БелАЗ», внесенными в технические условия.

Листовой прокат из исследованных сталей подвергался следующим видам исследований и испытаний.

2.1 Методы исследования фазовых и структурных превращений

2.1.1 Исследования фазовых превращений

Кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении изучали методами дилатометрического и последующего металлографического анализа путем построения термокинетических диаграмм (ТКД) [85-92] на дилатометре DIL 805 компании ВАНР Thermoanalyse.

Для проведения дилатометрических исследований использовались цилиндрические образцы диаметром 5 мм и длиной 10 мм, для имитации высокоскоростного нагрева и охлаждения использовались полые образцы с внутренним диаметром 3-3,5 мм. Для приведения в идентичное исходное состояние образцы исследуемых составов нагревали до температуры аустенитизации со скоростью 1,5°С/с и выдерживали в течение 3 мин.

Обработка образцов для построения термокинетических диаграмм имитирующих:

- закалку осуществлялась по следующим режимам: нагрев со скоростью 5°/с до температуры 950°С, выдержка 10 мин, охлаждение со скоростями 0,1; 0,5; 1; 2; 5; 10; 20; 30; 50 и 100 °С/с,

- сварочный нагрев со скоростью 500°С/с (характерный для лазерной сварки) до температур 1350 и 950 °С (соответствующих наиболее «опасным» 1 и 2-ому участкам ЗТВ), выдержкой менее 1 минуты и последующим охлаждением со скоростями 10, 15, 20, 30, 50 и 100 °С/с.

Критические точки определяли методом отрыва касательных по трем измерениям.

2.1.2 Методы исследования структуры

Исследование структуры стали выполняли методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии и метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа).

2.1.2.1 Оптическая металлография

Изготовление и травление металлографических микрошлифов, вырезку, шлифование, полирование образцов проводили на установке "Sapfir" с использованием шлифовальной пленки и абразивных суспензий.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах после травления в реактиве Ниталь (3-4% спиртовом растворе HNO_3) с использованием световых инвертированных металлографических микроскопов AxioObserver (Zeiss), или «Axiovert» 40 MAT, оснащенных цифровыми видеокамерами и системами ввода изображений VS CTT 205C, при увеличении 100, 200 и 500 крат в соответствии с ГОСТ 5640.

Размер исходного аустенитного зерна при нагреве в интервале температур 870-980 °С для определения влияния температуры закалки на рост зерна аустенита и до температур 1350 °С и 950 °С для моделирования структуры исходного аустенитного зерна в ЗТВ с различными скоростями определяли методом вакуумного травления [93, 94].

2.1.2.2 Просвечивающая электронная микроскопия

Распределение карбидной фазы и морфологию структурных составляющих изучали на просвечивающем электронном микроскопе. Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии изготавливали методом электролитического утонения последующей очисткой в установке ионного травления Fischione 1010 IonMill. Подробное исследование структуры материалов проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 30 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200кВ. Плотность дислокаций определяли по методу секущих.

Кристаллическую решетку дисперсных выделений идентифицировали по методу одиночных рефлексов [95]. Химический состав обнаруженных мелкодисперсных карбидов цементитного типа, определяли с помощью рентгеновского энергодисперсионного спектрометра EDAX.

2.1.2.3 Растровая электронная микроскопия

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов после испытаний на ударный изгиб выполняли с помощью растровых электронных микроскопов EM 535 фирмы «Philips» и «Stereoscan-150» после предварительной очистки образца растворителем в ультразвуковой камере.

2.1.2.4 Метод дифракции обратно отраженных электронов (EBSD-анализ)

Для количественного кристаллографического анализа микроструктуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализа) использовался сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D FEG, оснащенный анализатором обратно рассеянных электронов. Образцы для EBSD-анализа изготавливались аналогично образцам для металлографического анализа (вырезка образца; заделка его в полимер; шлифовка; полировка), конечной операцией является электрополировка. Размеры поверхности шлифа для EBSD-анализа составляла 5x10 мм, толщина образцов 5 мм. Структурные элементы (однородно разориентированные блоки) в превращенной структуре определяли при угле толерантности $\Theta = 5^\circ$, т.к. этот угол соответствует минимальной разориентировке между вариантами ориентационного соотношения мартенсита с исходным аустенитом. Далее строили распределение таких элементов (блоков) по размерам.

Полученная информация затем используется для представления микроструктуры в виде ориентационных карт, представляющих полную характеристику микроструктуры образца.

2.1.2.5 Метод атомно-зондовой томографии

Исследование распределения химических элементов в стали после отпуска проводили с помощью атомно-зондовой томографии на установке ПАЗЛ-3D (ИТЭФ) [96] согласно методике [97]. Образцы-иглы для исследования были получены с помощью стандартной методики электрохимической полировки в 2% растворе HClO_4 в бутоксиэтаноле.

2.2 Термическая обработка образцов

Термическую обработку в лабораторных условиях выполняли на заготовках размером 12x300x350 мм, отобранных от горячекатаного листового проката, по режимам:

- закалка в воду от температуры 900°C и 950°C после выдержки в течение 60 минут в печи типа СНО-3,0x6,5 и «НАКАЛ»,
- отпуск при температурах 570°C, 600°C, 630°C и 690°C в течение 180 минут в печи типа СНОЛ 1.6.2.5.1/11-И2.

Посадка заготовок осуществлялась в печь, нагретую до заданной температуры.

Для охлаждения использовался бак с водой.

2.3 Методы определения механических характеристик

2.3.1 Испытание на растяжение

Испытание на растяжение проводили в интервале температур от плюс 20°C до минус 100°C на плоских полнотолщинных и цилиндрических образцах тип 3 согласно ГОСТ 1497. Испытания плоских образцов проводили на испытательной машине «Шенк-100», цилиндрических образцов – на напольных разрывных машинах фирмы «Instron» или EU-40. При испытании оценивали следующие характеристики в соответствии с ГОСТ 1497:

- временное сопротивление разрыву, МПа;
- условный предел текучести, МПа;
- относительное удлинение, %;

- относительное сужение, %.

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 1497.

2.3.2 Испытание на ударный изгиб

Работу удара KV, Дж, затраченную на разрушение ударом маятникового копра образца типа Шарпи с V-образным концентратором, определяли в соответствии с ГОСТ 9454 в интервале температур от +20 до -100°C. Для испытаний использовали образцы тип 11 с острым надрезом V – образной формы по ГОСТ 9454. 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. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре «Trebel», 2123 КМК.

Обработку, анализ и оценку результатов испытаний выполняли по ГОСТ 9454.

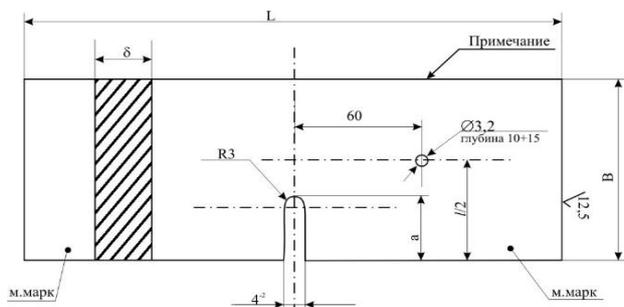
2.3.3 Испытания на склонность к механическому старению

Склонность к механическому старению определяли после деформации со степенью 5 % при температуре +20°C и выдержки 1 час при температуре 250°C. Нагрев заготовок после деформации производили в лабораторной муфельной печи, обеспечивающей равномерный нагрев образцов и поддержание постоянства температуры в течение необходимого времени выдержки по ГОСТ 7268. Деформацию заготовок выполняли на испытательной разрывной машине Р5. Для испытаний использовали образцы тип 11 с острым надрезом по ГОСТ 9454. Испытания на ударный изгиб с определением работы удара (энергии, затраченной на разрушение), KV, Дж, проводили на маятниковом копре «Trebel», 2123 КМК после предварительного охлаждения образцов в термостате в смеси жидкого азота и этилового спирта. Температура контролировалась с погрешностью не более $\pm 1^\circ\text{C}$. При каждой температуре испытывали по 3 образца.

2.3.4 Испытание технологических проб на излом

Образцы для испытаний на излом вырезали по одному (технологической пробе) поперек направления прокатки из средней трети по ширине листа в соответствии с ГОСТ 52927. Образец (рисунок 2.1) вырезался газовым секатором, надрез выполнялся тем же способом.

Испытание проводили на испытательной машине «Шенк-250» при комнатной температуре. После испытания проводилась визуальная оценка поверхности разрушения в соответствии ГОСТ 14019. При испытании оценивали долю вязкой составляющей в изломе в процентах, наличие шиферности и расслоений [98].



δ , мм	L, мм	B, мм	a, мм
10÷14	300±20	60±25	20±5
Св.14÷32	350±20	90±25	30±5
Св.32÷60	430±20	120±25	50±5

Рисунок 2.1 - Эскиз образца на излом

2.3.5 Измерение твердости по Виккерсу

Твердость по Виккерсу HV_{10} определяли по ГОСТ 2999 на поперечных макрошлифах, вырезанных из сварного стыкового соединений, полученного электродуговой сваркой. Замеры твердости по Виккерсу производили на твердомере Zwick/Roell 5030SKV.

2.3.6 Измерение микротвердости по Виккерсу

Микротвёрдость по Виккерсу $HV_{0,1}$ в ЗТВ определяли в соответствии с ГОСТ 9450 на поперечных макрошлифах, вырезанных из сварных стыковых соединений, полученных лазерной сваркой, и на образцах после проплавления.

Измерение микротвердости производили с применением автоматического микротвердомера DM-8 фирмы AFFRI при нагрузке 100 гс.

2.3.7 Испытания на свариваемость

Испытания на свариваемость выполняли на пробах, отобранных от листов толщиной 10 мм и 12 мм. Пробы отбирались от средней трети по ширине верхней части листа.

Сварные соединения изготавливали с применением:

- электродуговой сварки на сварочном аппарате QINEO TRONIC Eco600 с использованием проволоки Св08Г2С диаметром 1,2 мм в защитном газе Ar+CO₂ по режиму по режиму $I_{св} = 240 \div 260 \text{ А}$, $U_{св} = 25 \div 27 \text{ В}$;

- лазерной сварки при помощи волоконного лазера производства ИРЭ–Полюс (модель ЛС-10) с защитой зоны сварки аргоном.

Для исследований влияния сфокусированного лазерного излучения с высокой мощностью пятна в фокусе (0,2 мм) на структуру и свойства ЗТВ изготавливались:

- образцы проплавлением образцов от листового проката из стали марки 09ХН2МД при варьировании погонной энергии 2,5; 3,3 и 5 кДж/см;

- стыковые соединения заготовок, выполненные лазерной сваркой от листового проката из стали марки 09ХГН2МД при погонной энергии 3,3 кДж/см и 3,8 кДж/см с использованием предварительного подогрева 100°С и без него;

Отбор образцов из сварных соединений для проведения испытаний на ударный изгиб производили в поперечном сварке направлении.

При проведении испытаний оценивали:

- работу удара, полученную при испытании образцов с острым надрезом в зоне термического влияния вблизи линии сплавления;

- твердость металла зоны термического влияния;

- микроструктуру в зоне термического влияния;

- характеристики прочности и пластичности при статическом растяжении.

При исследовании зоны термического влияния (ЗТВ) деление на участки производили в соответствии с претерпеваемыми температурами: 1 - участок перегрева (крупного зерна) с максимальной температурой, значительно превышающей

температуру рекристаллизации аустенита, 2 - участок полной перекристаллизации (мелкого зерна), на котором температура нагрева металла может изменяться от температуры рекристаллизации T_r до A_{c3} , 3 - участок частичной перекристаллизации (межкритического интервала), на котором температура находится в диапазоне от A_{c3} до A_{c1} , 4 - участок отпуска (докритического интервала) с температурой нагрева ниже A_{c1} .

Выводы к главе 2

1. Предложенный комплекс исследования фазовых превращений, структуры и механических свойств позволяет корректно и достоверно оценить качество созданного материала, сравнить характеристики нового материала с аналогичными характеристиками известных сталей.

2. Дополнительные испытания листового проката и сварных соединений с определением прочностных и вязкопластических характеристик при пониженных температурах позволяют обосновать возможность применения разработанного материала в конструкциях, работающих в условиях низких температур.

3. Испытания на свариваемость позволяют определить технологичность стали при производственных операциях.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

К настоящему времени накоплен обширный материал о превращении переохлажденного аустенита и свойствах низкоуглеродистых бейнитно-мартенситных конструкционных сталей [99-107]. В зависимости от содержания углерода, композиции легирования и условий охлаждения кинетика превращения и морфология бейнита и мартенсита может изменяться.

В низкоуглеродистой стали наблюдается преимущественно дислокационный мартенсит речной и нерегулярной (высокотемпературный мартенсит) морфологии.

Особенности бейнитного превращения связаны с протеканием интенсивной диффузии углерода при температурах, где отсутствует диффузия атомов железа и легирующих элементов. Это обуславливает наличие большого разнообразия морфологических форм образующихся фаз после превращения в бейнитной области, отличающихся содержанием углерода, от чего в значительной степени и зависят особенности структуры и свойства низкоуглеродистой стали [108].

Температура фазовых превращений и кинетика распада переохлажденного аустенита, зависящие от содержания легирующих элементов, определяют структуру, формирующуюся в стали и, как следствие, механические свойства стали после термической обработки.

С учетом известных концепций создания улучшаемых сталей для обеспечения наиболее высокого комплекса физико-механических свойств, несмотря на экономное легирование, необходимо стремиться к получению преимущественной прокаливаемости стали на мартенсит и бейнит.

В связи с вышеизложенным разработка химического состава новой стали была основана на исследовании фазовых превращений при непрерывном охлаждении образцов с различным содержанием Cr, Mo, Ni и Cu. Основное требование при варьировании содержания легирующих элементов для разрабатываемой стали было обусловлено ограничением углеродного эквивалента (не более 0,53%).

Для обеспечения требуемой прочности необходимо подобрать такое сочетание основных легирующих элементов с учетом ограничений по С_{экв}, которое гарантирует отсутствие ферритной составляющей по всей толщине листового проката толщиной до 50 мм. Применительно к термическому оборудованию ПАО «ММК» необходимо обеспечить формирование бейнитно-мартенситной структуры в диапазоне скоростей охлаждения от 5 до 50 °С/с, которые соответствуют охлаждению середины и поверхности листового проката толщиной 50 мм при закалке.

3.1 Влияние легирующих элементов на кинетику превращения аустенита при непрерывном охлаждении

Исследуемые опытные составы №№ 1-6 представлены в таблице 3.1. Углеродный эквивалент С_{экв} варьировали от 0,46 до 0,61% при постоянном содержании марганца (0,60-0,70) % за счет изменения суммарного содержания основных легирующих элементов:

- некарбидообразующих - никеля и меди от 1,85 до 2,76%;
- карбидообразующих - хрома и молибдена от 0,65 до 1,25%.

Таблица 3.1 – Содержание углерода и основных легирующих элементов в опытных плавках, масс. %

№ состава	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	N	Nb	C _{экв} ²	P _{см} ³
1	0,09	0,24	0,65	0,006	0,002	1,35	0,50	0,48	0,15	0,020	0,008	0,03	0,46	0,21
2	0,09	0,23	0,64	0,010	0,002	1,46	0,39	1,12	0,15	0,033	0,005	0,04	0,56	0,23
3	0,09	0,33	0,67	0,007	0,003	1,70	0,50	0,49	0,30	0,036	0,006	0,03	0,51	0,23
4	0,10	0,28	0,66	0,007	0,003	1,72	0,54	0,67	0,24	0,030	0,008	0,03	0,54	0,25
5	0,10	0,22	0,60	0,007	0,003	2,02	0,36	1,16	0,12	0,039	0,005	0,04	0,61	0,24
6	0,09	0,25	0,65	0,005	0,002	2,12	0,64	0,76	0,24	0,026	0,008	0,03	0,59	0,25

$$^2 C_{\text{экв}} = C + (Mo + Cr + V)/5 + (Cu + Ni)/15 + Mn/6, \text{ масс. \%} \quad (1)$$

$$^3 P_{\text{см}} = C + (Mo + Cr + Cu)/20 + Si/30 + Ni/60 + Mo/15 + V/10, \text{ масс. \%} \quad (3)$$

Режимы обработки образцов, выбранные применительно к технологии закалки листового проката различной толщины, представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 - Режимы обработки образцов для проведения дилатометрических исследований

Температура нагрева, °С	Скорость нагрева, °С/с	Выдержка, мин	Скорость охлаждения, °С/с
950	5	5	0,1; 0,5; 1; 2; 5; 10; 20; 30; 50; 100

Термокинетические диаграммы превращения мелкозернистого недеформированного аустенита стали составов №№ 1-6 представлены на рисунках 3.1 – 3.6.

Анализ термокинетической диаграммы превращения аустенита стали состава № 1 с наиболее низким уровнем легирования показал, что $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение (рисунок 3.1) начинается с образования ферритно-перлитной смеси в широком диапазоне скоростей охлаждения от 0,1 до 20°С/с. При этом температуры начала превращения снижаются от 735 до 635°С при увеличении скорости охлаждения.

Бейнитное превращение протекает во всем исследуемом диапазоне скоростей охлаждения. Температура начала бейнитного превращения плавно возрастает от 510 до 600°С при повышении скорости охлаждения от 0,1 до 20°С/с, при которых происходит образование феррита. При увеличении скорости охлаждения от 30°С/с (начинается мартенситное превращение) до 100°С/с она снижается до 540°С. При скорости охлаждения 50°С/с, соответствующей скорости охлаждения на поверхности листового проката, и 5°С/с – в середине по толщине толстолистового проката 50 мм, бейнитное превращение начинается при близких температурах - 570°С и 580°С соответственно, что способствует формированию структуры с близкими морфологическими признаками.

При скорости охлаждения 30°С/с и более наблюдается мартенситное превращение, которое заканчивается при температурах 255°С (скорость охлаждения 30°С/с) и 235°С (скорость охлаждения 100°С/с).

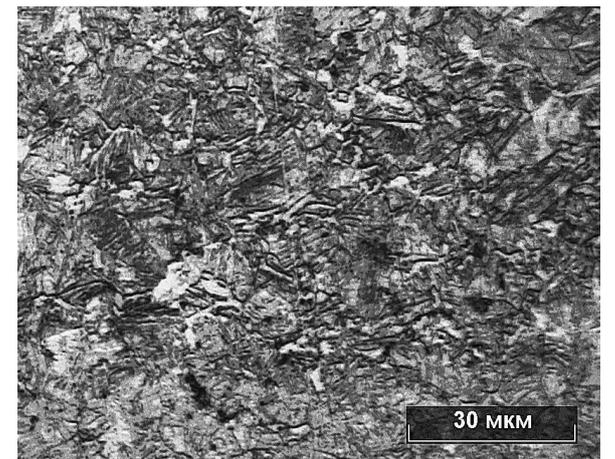
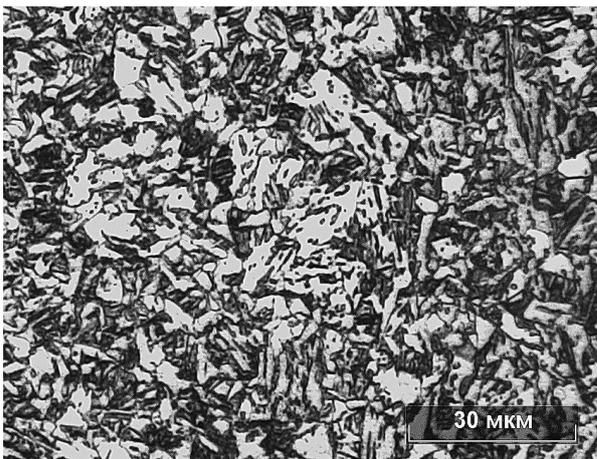
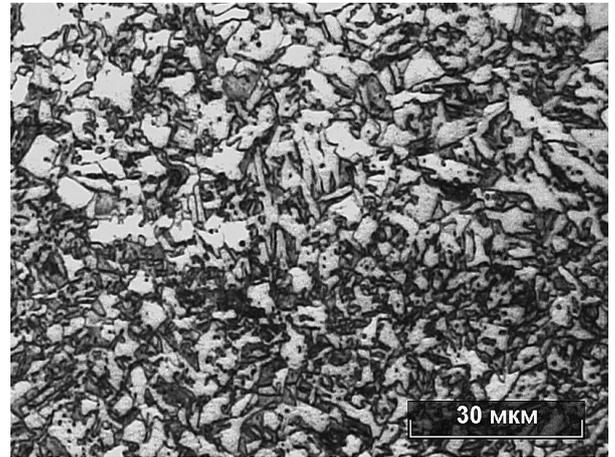
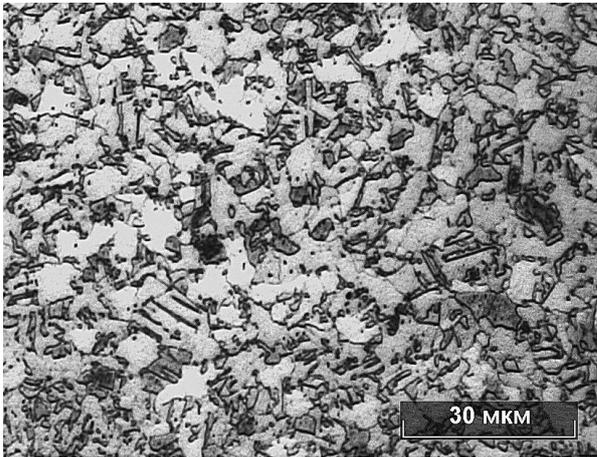
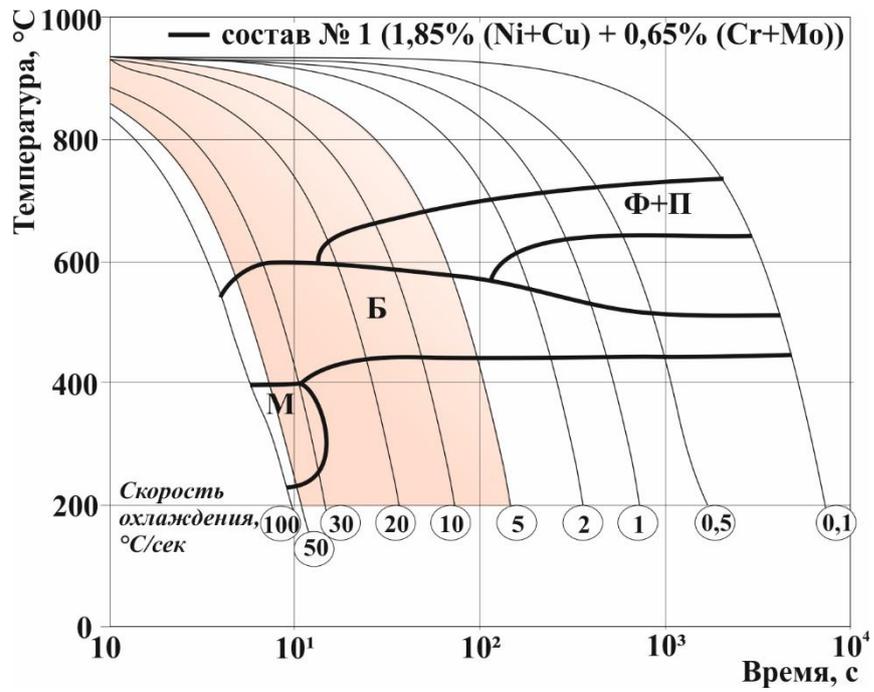


Рисунок 3.1 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 1 (а) и структура после охлаждения со скоростями: 5°C/с (б), 10°C/с (в), 30°C/с (г) и 50°C/с (д)

Микроструктура образцов из стали состава № 1 после охлаждения со скоростями 30-50°С/с бейнитно-мартенситная с преимущественно бейнитом реечной морфологии, рисунок 3.1 г, д. После охлаждения со скоростью 10°С/с формируется структура бейнита различной морфологии с ферритом, рисунок 3.1 в, а после охлаждения со скоростью 5°С/с в составе смеси наблюдается преимущественно бейнит гранулярной морфологии, рисунок 3.1 б.

В стали состава № 2 (рисунок 3.2 а) по сравнению со сталью состава № 1 с увеличением суммарного содержания Cr и Mo от 0,65 до 1,25% при неизменном содержании Ni и Cu $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение также начинается с ферритно-перлитного при температурах 720-660°С в более узком диапазоне скоростей охлаждения (0,1-10°С/с соответственно).

Область мартенситного превращения расширяется, превращение протекает при скоростях охлаждения 20°С/с и более. При этом температура окончания превращения снижается от 350 до 300°С.

На рисунке 3.2 б-д представлена микроструктура образцов после проведения дилатометрических исследований. В стали состава № 2 после охлаждения со скоростями от 30 до 50°С/с (рисунок 3.2 г, д), соответствующими скорости охлаждения на поверхности листового проката при закалке, формируется бейнитно-мартенситная структура с бейнитом игольчатого строения.

После охлаждения со скоростью 10°С/с (рисунок 3.2 в) формируется бейнит различной морфологии с небольшой долей феррита. При этом при понижении скорости охлаждения повышается дисперсность структурных составляющих. При более низкой скорости охлаждения (5°С/с), соответствующей скорости охлаждения в середине толщины толстолиствого проката 50 мм при закалке, формируется преимущественно бейнит гранулярной морфологии с ферритом, рисунок 3.2 б.

Бейнитное превращение также наблюдается во всем диапазоне скоростей охлаждения, при скоростях охлаждения 5-50°С/с оно начинается при температурах 570-555°С.

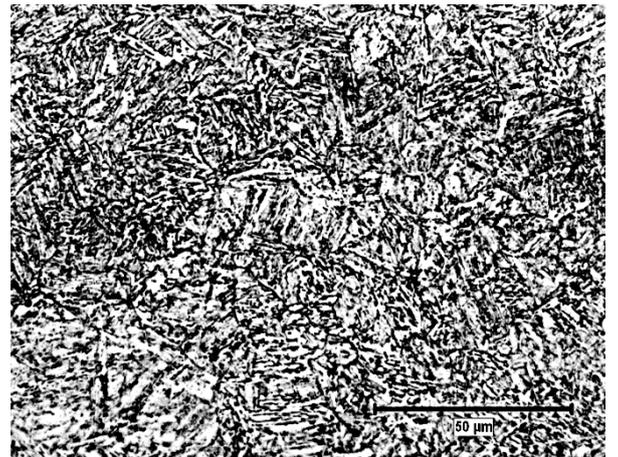
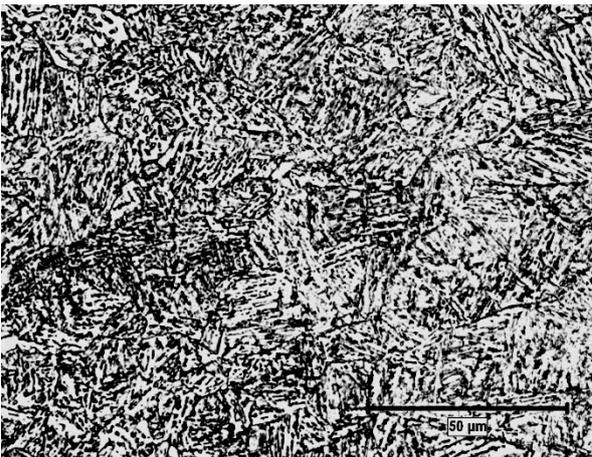
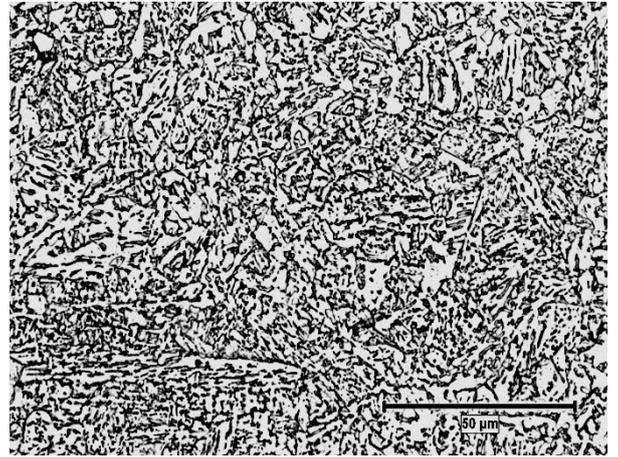
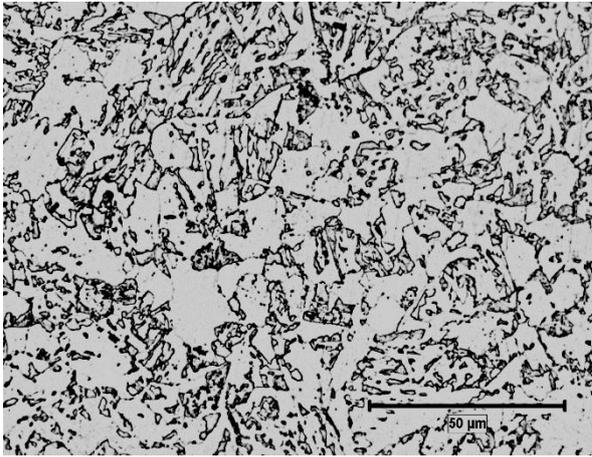
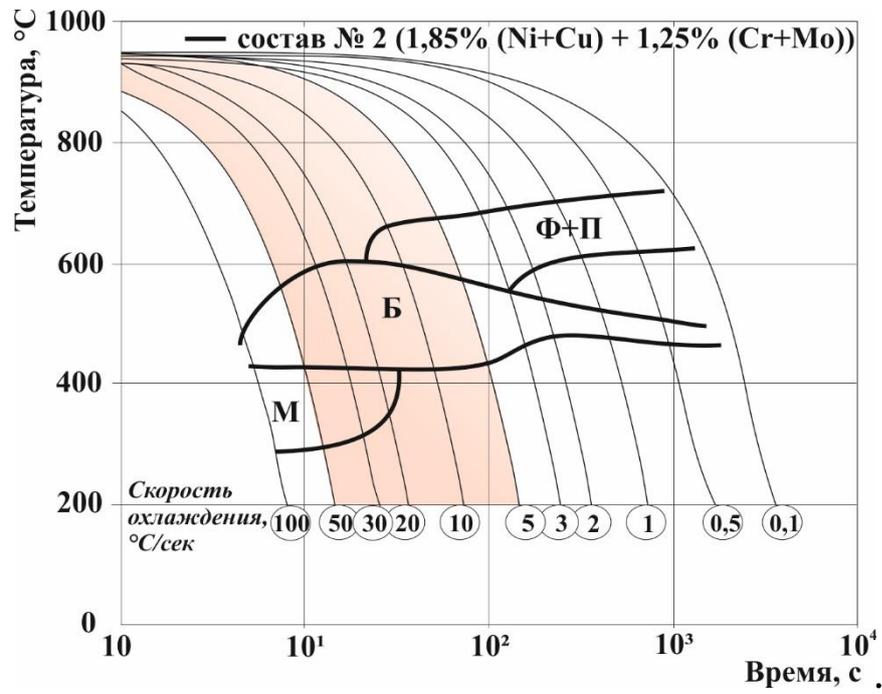


Рисунок 3.2 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 2 (а) и структура после охлаждения со скоростями: 5°C/с (б), 10°C/с (в), 30°C/с (г) и 50°C/с (д)

Повышение суммарного содержания Ni и Cu до 2,20% при одновременном понижении суммарного содержания Cr и Mo до 0,80% приводит к тому, что ферритно-перлитное превращение в стали состава № 3 (рисунок 3.3) наблюдается в узком диапазоне скоростей охлаждения 0,1-2°C/с и при более высоких температурах, 720-670°C соответственно. Такое легирование позволяет исключить образование феррита в интервале скоростей охлаждения, характерных для середины толщины листового проката, в отличие от стали составов № 1 и № 2, что подтверждается дальнейшими исследованиями структуры стали.

Бейнитное превращение по сравнению со сталью состава № 1 и № 2 также начинается при более высоких температурах, повышающихся от 535 до 620°C в диапазоне скоростей охлаждения 0,1-5°C/с. При скорости 50°C/с, соответствующей скорости охлаждения на поверхности листового проката, и 5°C/с, соответствующей скорости охлаждения в середине по толщине толстолистового проката, бейнитное превращение начинается при температурах 530°C и 620°C соответственно.

Мартенситное превращение протекает в диапазоне скоростей охлаждения 20-100°C/с и заканчивается при температурах 335°C и 330°C соответственно.

В образцах из стали состава № 3 после охлаждения со скоростями 50-30°C/с формируется бейнитно-мартенситная структура, представленная преимущественно мартенситом, доля бейнита речной морфологии невелика, рисунок 3.3 г, д. После охлаждения со скоростью 10°C/с формируется структура бейнита различной морфологии, рисунок 3.3 в. После охлаждения со скоростью 5°C/с, близкой к скорости охлаждения в середине толщины толстолистового проката при закалке, бейнитная составляющая представлена преимущественно бейнитом гранулярной морфологии, рисунок 3.3 б.

Таким образом, в широком диапазоне скоростей охлаждения, характерных для охлаждения листового проката толщиной до 50 мм, в стали состава № 3 формируется бейнитно-мартенситная структура без выделения феррита.

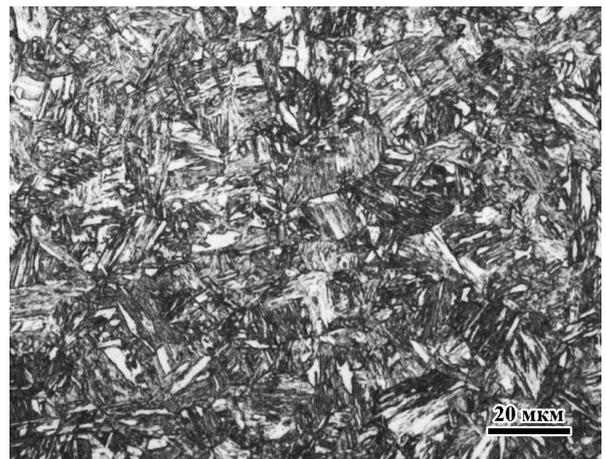
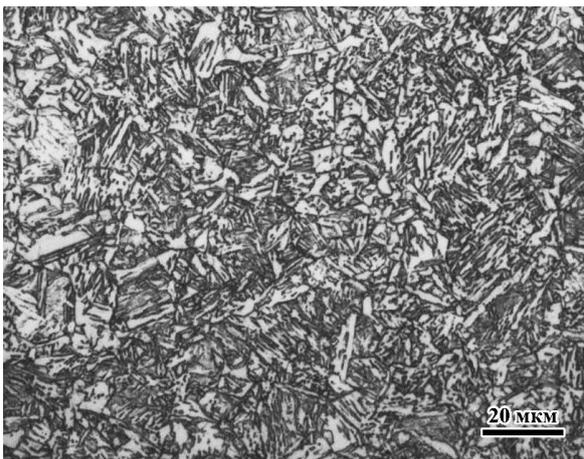
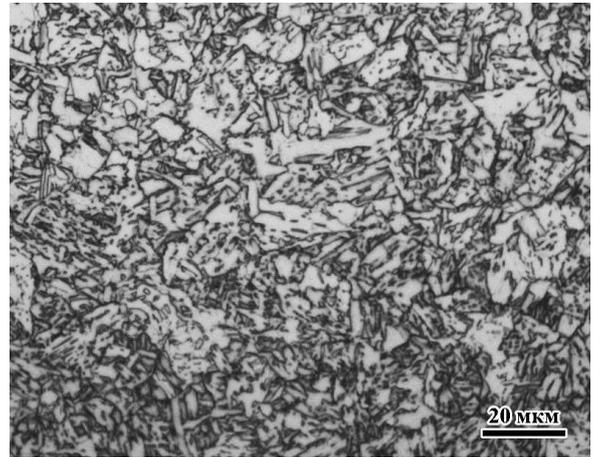
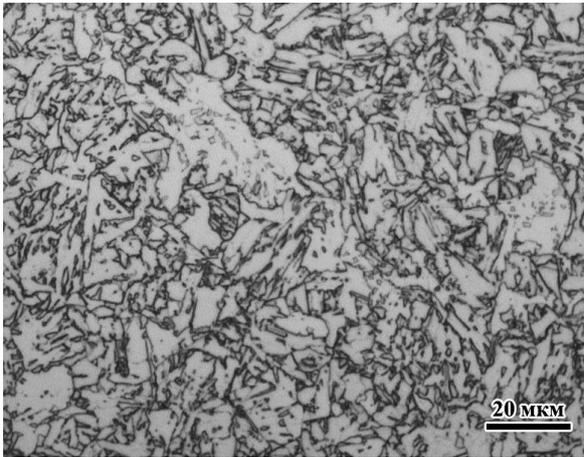
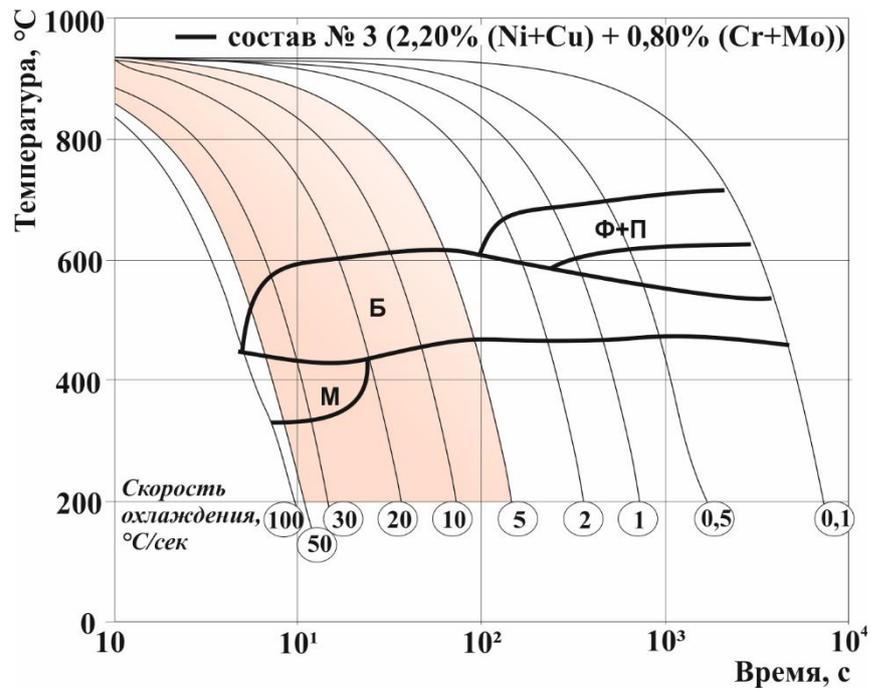


Рисунок 3.3 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 3 (а) и структура после охлаждения со скоростями: 5°C/с (б), 10°C/с (в), 30°C/с (г) и 50°C/с (д)

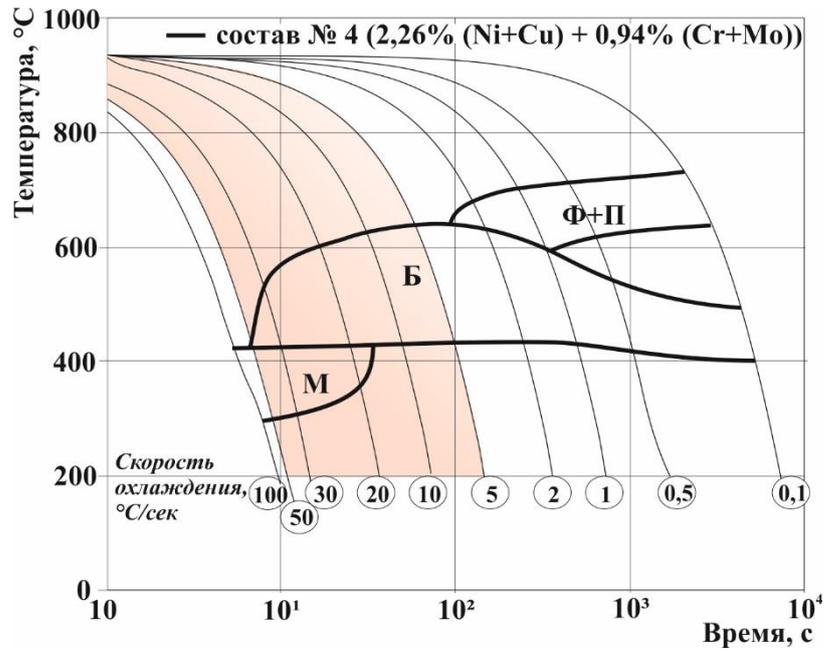
Дальнейшее увеличение суммарного содержания основных легирующих элементов (Ni и Cu до 2,26%; Cr и Mo до 0,94%) практически не влияет на смещение температурно-скоростных параметров образования феррита в стали состава № 4. Оно протекает схоже со сталью состава № 3 в диапазоне скоростей охлаждения 0,1-2°C/с при температурах 730-680°C соответственно (рисунок 3.4).

Однако при этом расширяется температурный интервал образования бейнита. Бейнитное превращение протекает в диапазоне скоростей охлаждения от 0,1°C/с до 50°C/сек. При этом температура начала бейнитного превращения повышается от 495°C до 640°C при повышении скорости охлаждения от 0,1°C/с до 5°C/с, а при дальнейшем повышении скорости охлаждения до 50°C/с - снижается до 430°C.

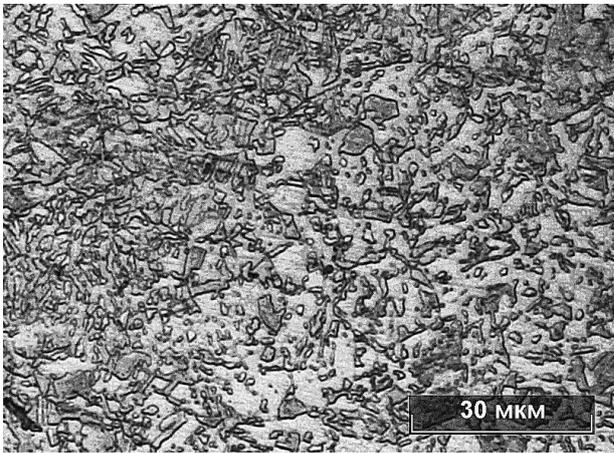
Мартенситное превращение протекает также при скоростях охлаждения 20°C/с и более. Оно заканчивается при температуре 355°C после охлаждения со скоростью 20°C/с и 300°C - со скоростью 100°C/с.

В образцах из стали состава № 4 при скоростях охлаждения 50-30°C/с формируется бейнитно-мартенситная структура с бейнитом различной морфологии (рисунок 3.4 г, д), который различают по наличию, типу и распределению карбидов в продуктах превращения аустенита: бескарбидный бейнит, бейнит с карбидами внутри, по границам или вблизи зерен, а также бейнит с карбидами как по границам, так и внутри кристаллитов [109-111].

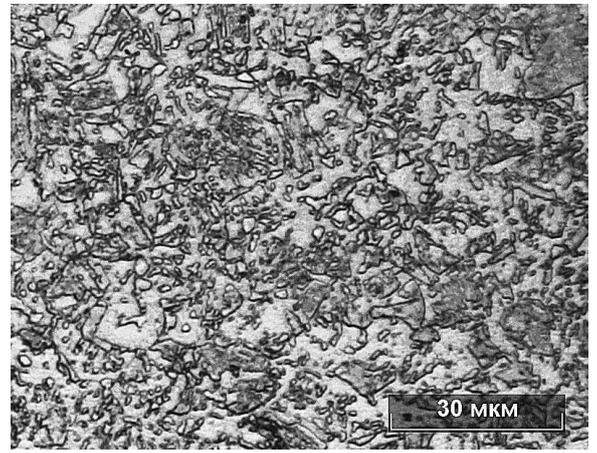
Как и в работе авторов [112], изучавших особенности бейнитного превращения в низкоуглеродистых низколегированных сталях, в стали состава № 4 оптической металлографией выявлено формирование двух структурных составляющих: глобулярной светлой и темной мартенситоподобной, состоящей из кристаллитов игольчатой формы, группирующихся в пакеты [112]. При снижении скорости охлаждения доля темной составляющей (реечной) уменьшается и уже при скорости охлаждения 10°C/сек формируется более дисперсная структура с бейнитом преимущественно гранулярной морфологии, рисунок 3.4 в. При более низкой скорости охлаждения (5°C/с), близкой к скорости охлаждения в середине толщины толстолистового проката, бейнитная составляющая представлена преимущественно бейнитом гранулярной морфологии, рисунок 3.4 б, отличающимся от бейнита в стали состава №3.



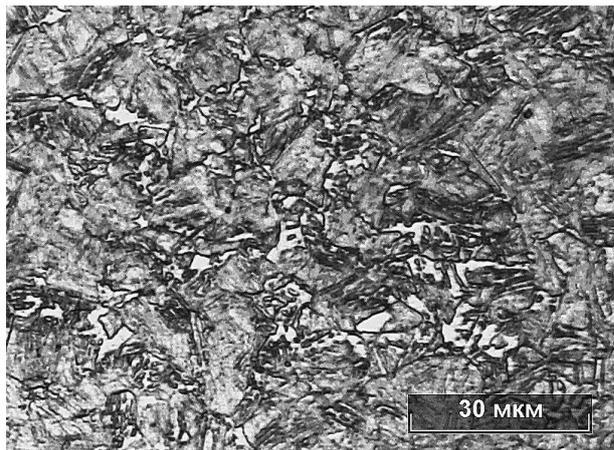
а



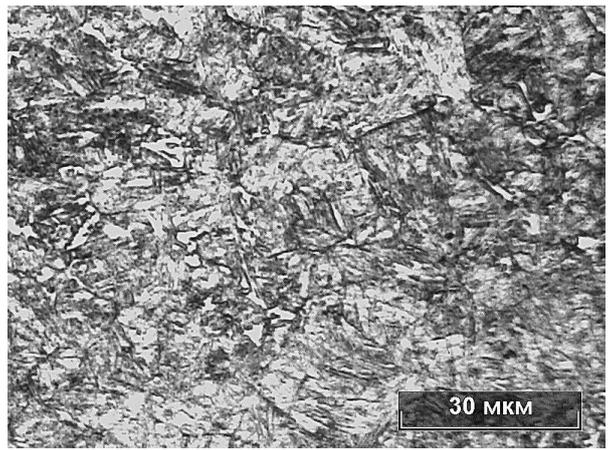
б



в



г



д

Рисунок 3.4 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 4 (а) и структура после охлаждения со скоростями: 5°C/с (б), 10°C/с (в), 30°C/с (г) и 50°C/с (д)

В стали состава № 5 при еще большем увеличении суммарного содержания основных легирующих элементов по сравнению с составами № 3 и № 4 (рисунок 3.5 а) –

никеля и меди до 2,38%, хрома и молибдена – до 1,22%, ферритно-перлитное превращение начинается при более высоких скоростях охлаждения ($5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ и $0,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$) при температурах 660°C и 710°C соответственно. Такое увеличение содержания карбидообразующих элементов приводит к смещению образования феррита в область скоростей охлаждения, соответствующих скорости охлаждения в середине по толщине толстолистного проката, что нежелательно.

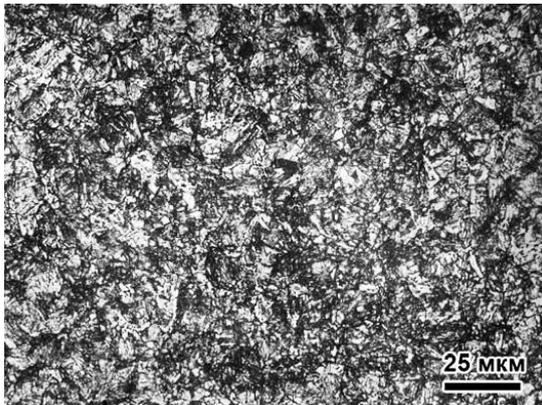
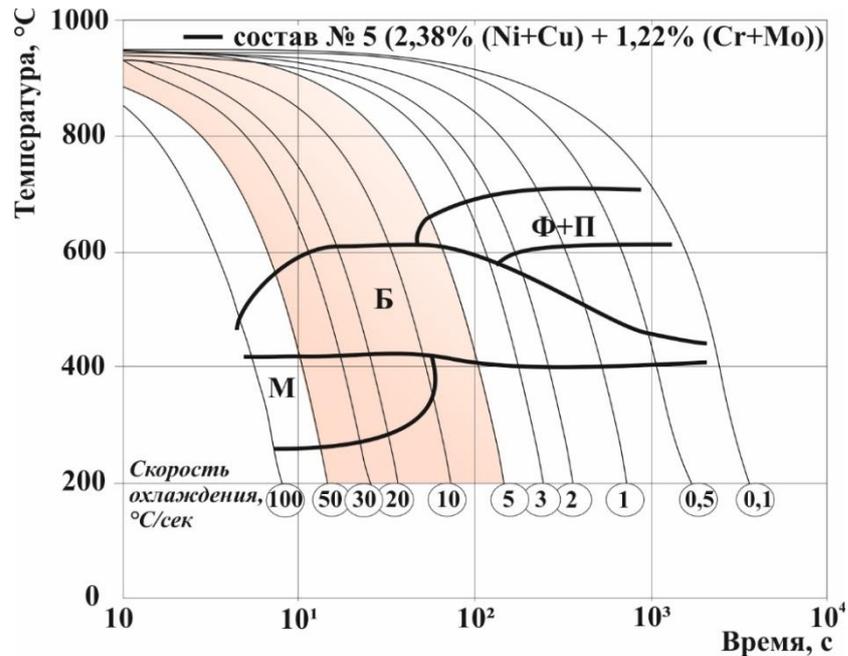


Рисунок 3.5 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 5 (а) и структура после со скоростями: $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (б) и $50^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (в)

Температура начала бейнитного превращения, протекающего во всем диапазоне скоростей охлаждения, повышается от 440 до 610°C при скоростях от $0,1$ до $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ и после охлаждения со скоростью $30^{\circ}\text{C}/\text{c}$ начинает снижаться до 480°C (скорость охлаждения $100^{\circ}\text{C}/\text{c}$).

Мартенситное превращение с увеличением содержания никеля и меди сдвигается в диапазон более низких скоростей охлаждения ($10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и более) и заканчивается при температурах $345 - 260^{\circ}\text{C}$.

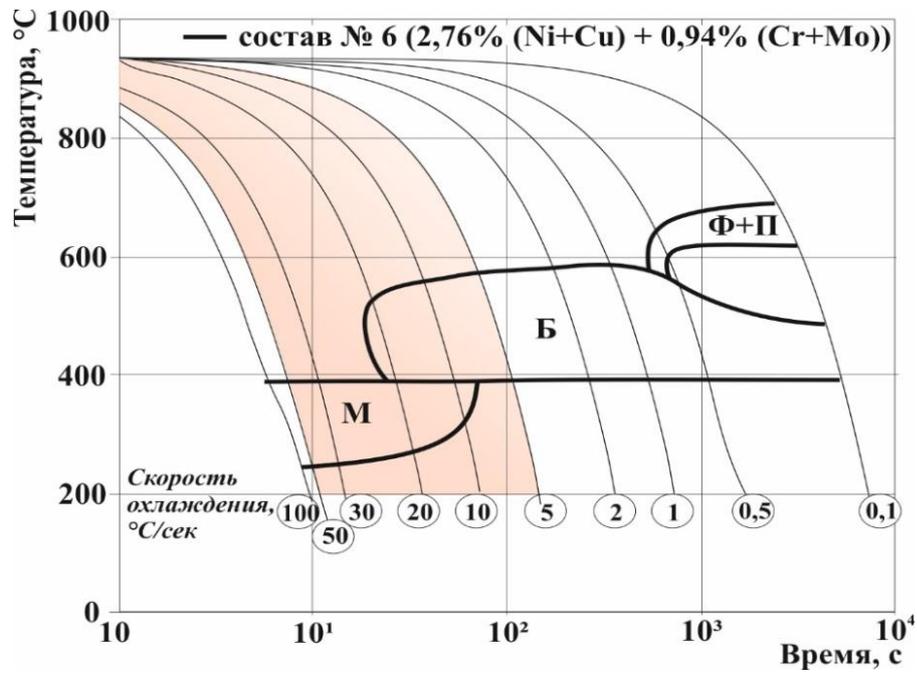
Микроструктура образца из стали состава № 5 после проведения дилатометрических исследований (рисунок 3.5 б, в) после охлаждения со скоростью $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рисунок 3.5 в) бейнитно-мартенситная, крупноигольчатая, с бейнитом речной морфологии. При скорости охлаждения, близкой к скорости охлаждения в середине толщины листового проката при закалке ($10^{\circ}\text{C}/\text{с}$), формируется дисперсная структура с бейнитом различной морфологии (рисунок 3.5 б), резко отличающаяся от структуры после высокой скорости охлаждения.

В стали состава № 6 (рисунок 3.6), с повышенным суммарным содержанием Ni и Si до 2,76%, область ферритно-перлитного превращения значительно сдвигается вправо на диаграмме, и оно протекает в диапазоне скоростей охлаждения от 0,1 до $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ с температурами начала 690 и 645°C соответственно.

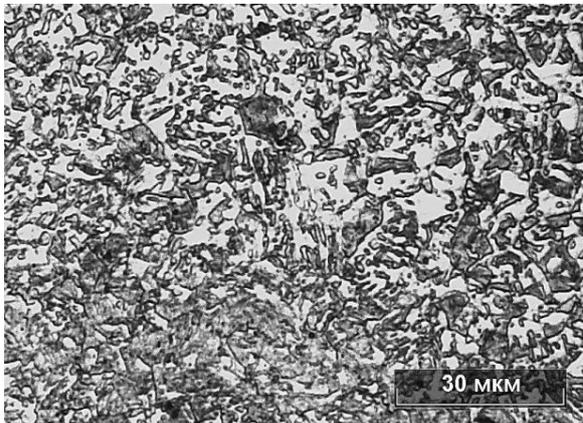
По сравнению со сталью состава № 4 бейнитное превращение начинается при более низких температурах и в более узком диапазоне скоростей охлаждения (от 0,1 до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$). При скоростях охлаждения от $0,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала бейнитного превращения повышается от 485 до 585°C , а затем начинает снижаться до 525°C .

Незначительно сужается температурный интервал образования мартенсита по сравнению со сталью состава № 5. Мартенситное превращение также наблюдается при скоростях охлаждения $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и более и заканчивается при температуре 320°C после охлаждения со скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и 250°C после охлаждения со скоростью $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

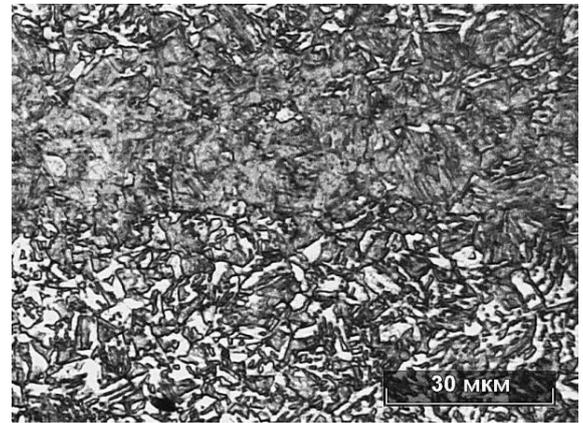
При скоростях охлаждения $50-30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в образцах из стали состава № 6 формируется структура мартенсита различной морфологии, рисунок 3.6 г, д. После охлаждения со скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рисунок 3.6 в) формируется бейнитно-мартенситная структура с бейнитом преимущественно речной морфологии, а после охлаждения со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ - структура бейнита преимущественно гранулярной морфологии, рисунок 3.6 б.



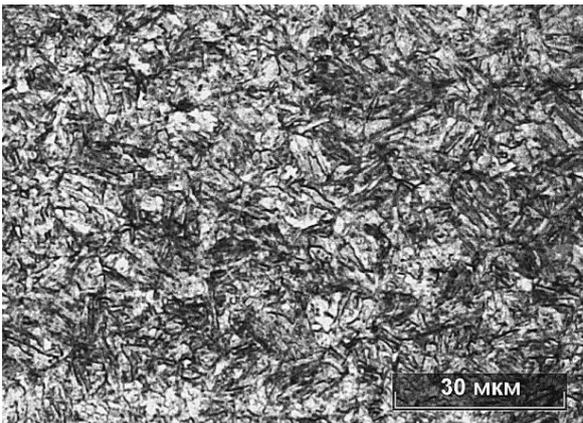
а



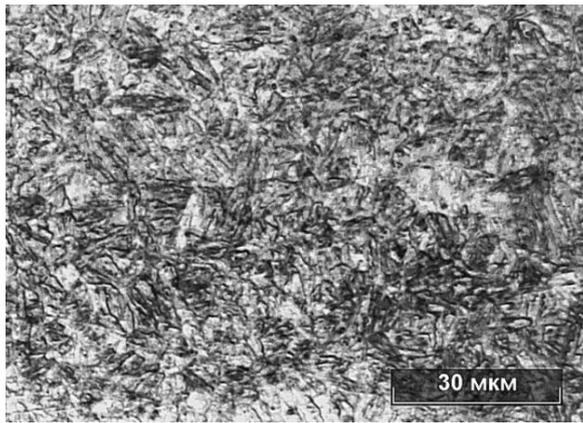
б



в



г



д

Рисунок 3.6 - Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали состава № 6 (а) и структура после охлаждения со скоростями: 5°C/с (б), 10°C/с (в), 30°C/с (г) и 50°C/с (д)

Таким образом, даже небольшое варьирование содержания основных легирующих элементов в экономнолегированной низкоуглеродистой стали приводит к изменению протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Это указывает на необходимость проведения более

детальных сравнительных исследований особенностей фазовых превращений в зависимости от содержания никеля, меди, хрома и молибдена для разработки химического состава.

3.2 Сравнительный анализ термокинетических диаграмм превращения мелкозернистого аустенита стали

Для повышения изотропности свойств в приповерхностных слоях и в середине по толщине листового проката 50 мм структура должна характеризоваться близкими морфологическими признаками. Анализ термокинетических диаграмм превращения мелкозернистого аустенита стали исследованного химического состава показал следующее.

Снижение содержания Cr на 0,64% с содержанием Ni - (1,35-1,46%) в стали состава № 1 по отношению к стали состава № 2 (рисунок 3.7) при практически одинаковом содержании Cu (0,5%) и Mo (0,15%) приводит к расширению температурного диапазона существования бейнита. Бейнитное превращение протекает во всем диапазоне скоростей охлаждения (от 0,1°C/с до 100°C/с), при этом температура начала превращения в диапазоне скоростей от 0,1°C/с до 50°C/с повышается незначительно (~10-20°C), а при скорости охлаждения 100°C/с на – 65°C. Область существования ферритно-перлитного превращения незначительно сдвигается влево (скорость начала выделения феррита выше на 10°C/с) и вверх (~10-20°C). Мартенситное превращение также начинается при более высоких скоростях охлаждения, при этом температура начала мартенситного превращения понижается на 20°C, а окончания – на ~60°C.

В результате в листовом прокате из стали состава № 1 практически по всей толщине будет формироваться структура бейнита преимущественно гранулярной морфологии с небольшим количеством мартенсита и феррита (рисунок 3.1 б-д и рисунок 3.2 б-д), за счет чего может быть не обеспечена требуемая прочность в листовом прокате.

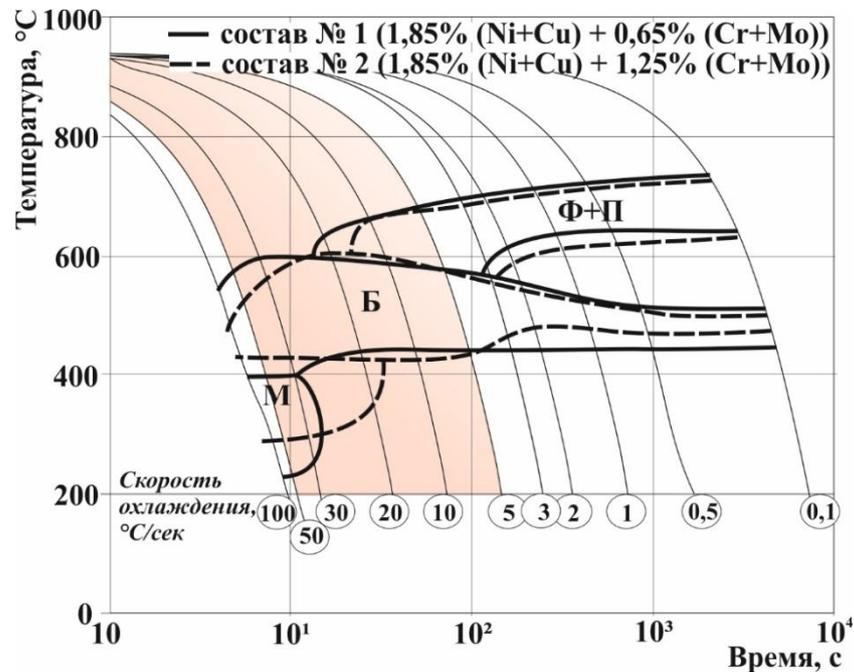


Рисунок 3.7 - Термокинетические диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения аустенита стали составов № 1 и № 2 с различным суммарным содержанием основных легирующих элементов

Повышение содержания Ni на 0,56%, способствующего увеличению прокаливаемости стали, при высоком содержании Cr (1,12-1,16%) и одинаковом содержании Cu (0,36-0,39%) и Mo (0,12-0,15%) в стали состава № 5 по отношению к стали состава № 2 (рисунок 3.8) приводит к тому, что ферритно-перлитное превращение начинается при более низких скоростях охлаждения (скорость начала снижается с $10^\circ\text{C}/\text{с}$ до $5^\circ\text{C}/\text{с}$). При этом температура начала ферритно-перлитного превращения практически не изменяется (понижается на $\sim 10^\circ\text{C}$). Бейнитное превращение также протекает во всем диапазоне исследуемого интервала скоростей, при этом температурный интервал образования бейнита расширяется, и для скорости охлаждения $5^\circ\text{C}/\text{с}$ температура начала бейнитного превращения повышается на 45°C , а окончания – понижается на 30°C . При этом мартенситное превращение также начинается при более низких скоростях охлаждения, температура начала мартенситного превращения практически не изменяется, но незначительно понижается температура его окончания на 20°C .

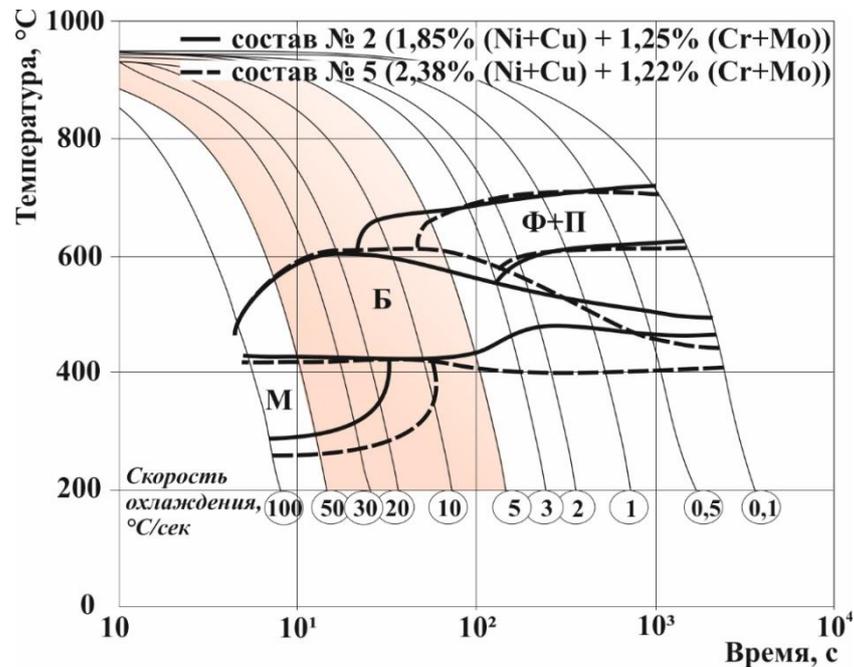


Рисунок 3.8 - Термокинетические диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения аустенита стали составов № 2 и № 5 с различным суммарным содержанием основных легирующих элементов

Данные изменения приводят к формированию бейнитно-мартенситной структуры практически во всем диапазоне скоростей охлаждения, однако при скорости охлаждения $5^\circ\text{C}/\text{с}$ в структуре все же присутствует небольшое количество феррита (рисунок 3.5 б, в и рисунок 3.2 б-д), что может также привести к снижению прочностных характеристик в толстолистовом прокате.

Повышение содержания Ni на 0,4% в стали состава № 6 по отношению к стали состава № 4 (рисунок 3.9) при практически одинаковом содержании Cu (0,54-0,64%), Cr (0,7% - более низкое, чем в составах №2 и №5) и Mo (0,24% - более высокое, чем в составах №1, №2 и №5) способствует тому, что ферритно-перлитное превращение начинается при еще более низких скоростях охлаждения (снижается с 2 до $0,5^\circ\text{C}/\text{с}$), не входящих в диапазон скоростей охлаждения, реализуемых при производстве листового проката. Бейнитное превращение начинается также при более низких скоростях охлаждения (снижается с 50 до $20^\circ\text{C}/\text{с}$), температурный интервал образования бейнита смещается в область более низких температур, и для скоростей охлаждения $5^\circ\text{C}/\text{с}$ и $20^\circ\text{C}/\text{с}$ температура начала бейнитного превращения понижается на 60°C и 20°C соответственно, а окончания - на 40°C и 45°C . Как и бейнитное, мартенситное превращение начинается при более низких скоростях охлаждения, а температура начала мартенситного превращения понижается на $\sim 40^\circ\text{C}$, окончания – на $\sim 35-50^\circ\text{C}$.

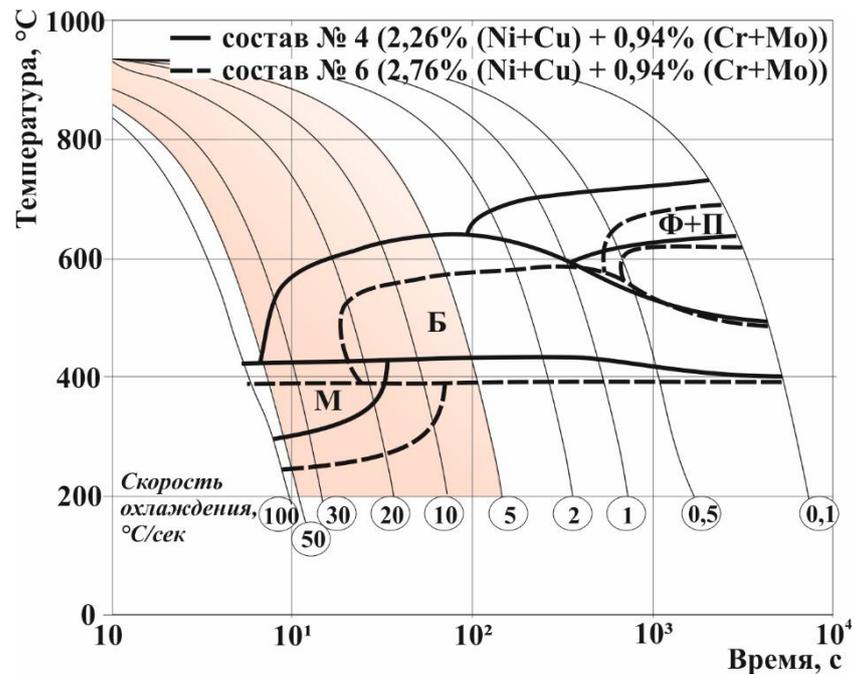


Рисунок 3.9 - Термокинетические диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения аустенита стали составов № 4 и № 6 с различным суммарным содержанием основных легирующих

В результате в образцах из стали состава № 6 (рисунок 3.6 г, д) при скоростях охлаждения, сопоставимых со скоростями охлаждения на поверхности листового проката, формируется мартенситная структура, а в образцах из стали состава № 4 (рисунок 3.6 г, д) в таком же диапазоне скоростей охлаждения – бейнитно-мартенситная, с бейнитом преимущественно речной морфологии. В образцах из стали состава № 6 после охлаждения со скоростью, соответствующей скорости охлаждения в середине по толщине листового проката (рисунок 3.6 б, в), бейнитная составляющая представлена преимущественно бейнитом речной морфологии, а в образцах из стали состава № 4 (рисунок 3.4 б, в) – бейнитом гранулярной морфологии. Формирование такой структуры, как показывает опыт создания высокопрочных сталей, позволит получить требуемую прочность в листовом прокате из стали состава № 6, но в поверхностных слоях листового проката прочность может оказаться намного выше требуемой, что может привести к снижению вязко-пластических характеристик ниже требуемых. В стали состава № 4 возможно получение оптимального уровня механических свойств, удовлетворяющего требованиям к разрабатываемой стали.

Предстояло оценить, возможно ли дальнейшее снижение легирования с целью обеспечения хорошей свариваемости стали за счет снижения углеродного эквивалента.

Снижение содержания Cr на 0,2% при практически одинаковом содержании Ni (1,7-1,72%) и Cu (0,5-0,54%) при незначительном повышении содержания Mo до 0,3% в

стали состава № 3 по отношению к стали состава № 4 (рисунок 3.10) приводит к сужению температурного интервала бейнитного превращения на $\sim 20^\circ\text{C}$ в диапазоне скоростей охлаждения от 5 до $50^\circ\text{C}/\text{c}$. Понижается температура начала бейнитного превращения на $20-100^\circ\text{C}$ и незначительно повышается температура его окончания - на $10-30^\circ\text{C}$, температура окончания мартенситного превращения повышается $\sim 30^\circ\text{C}$. При этом область существования бейнита незначительно расширяется в сторону более высоких скоростей охлаждения (до $100^\circ\text{C}/\text{c}$).

В образцах из стали состава № 3 формируется бейнитно-мартенситная структура без феррита, практически идентичная структуре образцов из стали состава № 4 (рисунок 3.3 б-д и рисунок 3.4 б-д). Формирование такой структуры позволяет получить в листовом прокате из стали такого экономного легирования требуемый комплекс механических свойств.

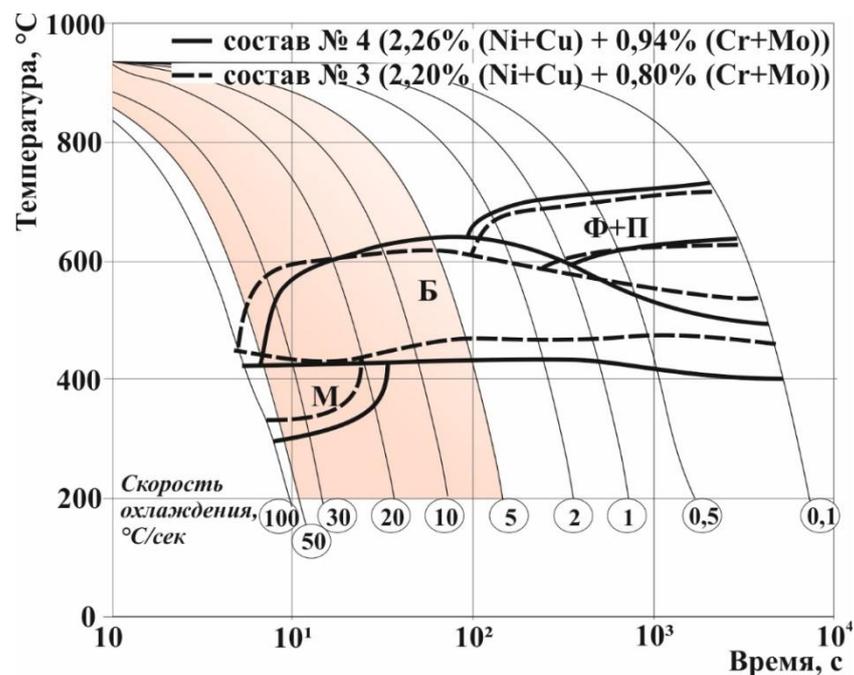


Рисунок 3.10 - Термокинетические диаграммы $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения аустенита стали составов № 3 и № 4 с различным суммарным содержанием основных легирующих

Таким образом, в сталях исследуемой хромникельмедьмолибденовой композиции легирования рассмотренных химических составов при скоростях охлаждения, соответствующих скоростям охлаждения на поверхности листового проката при закалке ($30-50^\circ\text{C}/\text{c}$), таблица 3.3:

- ферритно-перлитное превращение не протекает;

- бейнитное превращение протекает в диапазоне температур 600-420°C;
- мартенситное превращение протекает в диапазоне температур 440-235°C.

При скоростях охлаждения, соответствующих скоростям охлаждения в середине по толщине листового проката при закалке (5-10°C/с), таблица 3.3, происходит:

- ферритно-перлитное превращение - в диапазоне температур 685-660°C;
- бейнитное превращение - в диапазоне температур 640-390°C;
- мартенситное превращение - в диапазоне температур 430-320°C.

Необходимое структурное состояние, позволяющее обеспечить высокие показатели прочностных характеристик разрабатываемой стали, может быть достигнуто при содержании основных легирующих элементов Ni и Cu в диапазоне 2,20÷2,26%, а Cr и Mo - 0,80÷0,94% (стали состава № 4 и № 3), таблица 3.1. В сталях с вышеуказанным легированием отсутствует ферритно-перлитное превращение при скоростях охлаждения не менее 5°C/с, а бейнитное превращение протекает во всем диапазоне скоростей охлаждения, соответствующих скоростям охлаждения в листовом прокате толщиной 50 мм при закалке.

Таблица 3.3 – Температура фазовых превращений в сталях исследуемых химических составов в зависимости от скоростей охлаждения, °C

№ состава	Температура превращений, °C					Температура превращений, °C				
	T _{(Ф+П)_н}	T _{Бн}	T _{Бк}	T _{Мн}	T _{Мк}	T _{(Ф+П)_н}	T _{Бн}	T _{Бк}	T _{Мн}	T _{Мк}
	<i>при скорости охлаждения 30°C/с</i>					<i>при скорости охлаждения 50°C/с</i>				
1	-	600	400	400	255	-	570	400	400	235
2	-	600	420	420	310	-	555	420	420	300
3	-	570	435	435	335	-	530	440	440	335
4	-	530	420	420	310	-	430	420	420	300
5	-	600	420	420	345	-	560	415	415	260
6	-	-	-	390	250	-	-	-	390	250
	<i>при скорости охлаждения 10°C/с</i>					<i>при скорости охлаждения 5°C/с</i>				
1	665	585	440	-	-	685	580	445	-	-
2	660	600	420	-	-	680	570	430	-	-
3	-	610	455	-	-	-	620	470	-	-
4	-	630	430	-	-	-	640	430	-	-
5	-	610	420	420	345	660	610	405	-	-
6	-	570	390	390	320	-	580	390	-	-

Для дальнейших исследований была выбрана сталь состава № 3 с наименьшим содержанием углерода, основных легирующих элементов при величине $S_{экв} = 0,51\%$, что являлось одним из основных требований к стали для обеспечения удовлетворительной свариваемости.

Выводы к главе 3

1. В экономнолегированной низкоуглеродистой стали увеличение содержания никеля до 2,12% приводит к сдвигу ферритно-перлитного превращения в область меньших скоростей охлаждения (от 20°C/с до 0,5°C/с), расширяя мартенситно-бейнитную область. В этом случае варьирование содержания хрома (от 0,48% до 1,16%) незначительно влияет на изменение температурно-скоростных параметров ферритно-перлитного превращения.

2. Установлено влияние содержания основных легирующих элементов (никеля и меди, хрома и молибдена) на фазовые превращения и формирование структуры в стали исследуемых композиций легирования. Показано, что:

- снижение содержания хрома от 1,12% до 0,48% приводит к расширению температурной области бейнитного превращения, а также к сдвигу ферритно-перлитного и мартенситного превращений в область более высоких скоростей охлаждения (на 10°C/с), что может привести к формированию структуры преимущественно гранулярного бейнита с ферритом в середине по толщине листового проката и не позволит получить требуемую прочность;

- повышение содержания никеля от 1,46 до 2,02% при содержании хрома ~1,16% и молибдена 0,15% приводит к расширению температурных интервалов образования бейнита (при скоростях охлаждения менее 10°C/с) и мартенсита. При этом ферритно-перлитное превращение сдвигается в область более низких скоростей охлаждения на 5°C/с (от 10°C/с до 5°C/с), однако это не исключает вероятности образования феррита в середине по толщине толстолистового проката, что может сказаться на снижении прочностных характеристик;

- дальнейшее повышение содержания никеля до 2,12% при снижении содержания хрома до ~0,7% с содержанием молибдена 0,24% приводит к сдвигу превращений вправо, в область более низких скоростей охлаждения: мартенситное превращение

сдвигается вправо с $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$, бейнитное - с $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и ферритно-перлитное - с $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При этом интервал превращений сдвигается в область более низких температур: температура начала мартенситного превращения сдвигается вниз на 30°C , температура его окончания - на 60°C , температура начала бейнитного превращения сдвигается вниз на 60°C , температура его окончания - на 40°C , температура начала ферритно-перлитного превращения сдвигается вниз на 50°C , температура его окончания практически не изменяется. Вышеуказанные изменения могут способствовать формированию бейнитно-мартенситной структуры с мартенситом преимущественно реечной морфологии, что позволит обеспечить получение значений прочностных характеристик выше требуемых в листовом прокате толщиной до 20 мм, а также в поверхностных слоях листов толщиной 25-50 мм, однако может привести к снижению вязкопластических свойств.

3. Установлено содержание основных легирующих элементов, которые позволят достигнуть в разрабатываемой стали бейнитно-мартенситной структуры при отсутствии структурно свободного феррита по всей толщине до 50 мм листового проката. Так, при суммарном содержании никеля и меди $2,20\div 2,26\%$, а также хрома и молибдена - $0,80\div 0,94\%$ в диапазоне скоростей охлаждения $5\div 50^{\circ}\text{C}/\text{с}$, соответствующих скоростям охлаждения в листовом прокате толщиной до 50 мм при закалке, бейнитное превращение протекает во всем указанном диапазоне скоростей охлаждения в температурном интервале $420\div 640^{\circ}\text{C}$, мартенситное превращение протекает при скоростях охлаждения $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и более в температурном интервале $440\div 300^{\circ}\text{C}$, а ферритно-перлитное превращение отсутствует.

4. Разработан химический состав новой экономнолегированной высокопрочной стали: углерод – 0,08-0,10%, никель – 1,65-1,75%, медь - 0,50-0,60%, хром – 0,45-0,55%, молибден - 0,30-0,35%, ниобий - 0,02-0,04%, кремний - 0,30-0,40%, марганец - 0,65-0,75%, алюминий - 0,02-0,05%, фосфор не более 0,012%, сера не более 0,005%, азот не более 0,008%, внесенный после проведения комплекса испытаний в разработанные Технические условия. Подана Заявка на патент РФ № № 209120117 от 26.06.2019 г.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

При изготовлении листового проката, предназначенного для ответственных сварных конструкций, применяется термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска.

Как было показано в главе 3, незначительные изменения химического состава низкоуглеродистой стали Cr-Ni-Mo-Cu композиции легирования, приводят к изменению температур начала и конца фазовых превращений и изменению температурно-скоростного интервала существования областей различных превращений.

В связи с этим, выбор режимов закалки и отпуска листового проката различной толщины (от 12 мм до 50 мм) является особенно важным.

При этом сталь должна обладать одновременно высокой отпускостойчивостью, необходимым комплексом механических свойств и высоким сопротивлением хрупким разрушениям зоны термического влияния при сварке (рассмотрено в главе 6).

4.1 Влияние легирующих элементов на размер действительного аустенитного зерна при закалке стали

Известно, что рост зерна оказывает влияние на снижение ударной вязкости и повышение порога хладноломкости, при этом величина зерна оказывает незначительное влияние на временное сопротивление и твердость. Разнозернистая структура стали приводит к снижению конструкционной прочности и вызывает охрупчивание, а крупнозернистая сталь более склонна к закалочным трещинам и деформации.

Для определения влияния температуры закалки на склонность к росту зерна аустенита в стали состава № 3 проведен ряд экспериментов с применением метода вакуумного травления (см. главу 2) [93, 94]. Также проведено сравнение влияния микролегирующих элементов (V, Nb и Mo) на примере сталей близкого химического

состава с (0,12% Мо с 0,034% V) и (0,18% Мо с 0,020% Nb) со сталью состава № 3 с 0,30% Мо и 0,024% Nb.

Для выявления границ действительного (бывшего) зерна аустенита из исследуемой стали (листовой прокат толщиной 12 мм в состоянии поставки закалка с отпуском) были изготовлены образцы $\varnothing 5 \times 10$ мм со шлифами, параллельными осевому направлению, стандартного металлографического качества, шириной $1,5 \div 2,0$ мм. Перед вакуумным травлением образцы были нагреты до температуры 1200°C , выдержаны при этой температуре в течении 5 минут, далее охлаждены со скоростью $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Вакуумное травление образцов проводилось при выбранной температуре в вакуумной камере ($p \approx 10^{-5}$ тор) деформационного дилатометра DIL-805 «Thermoanalyse» по режимам согласно таблице 4.1. Размер зерна после охлаждения с высокой скоростью ($50^{\circ}\text{C}/\text{с}$) определялся методом секущих по ГОСТ 5639.

Таблица 4.1 - Режимы обработки образцов для проведения вакуумного травления

Температура нагрева, $^{\circ}\text{C}$	Скорость нагрева, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$	Продолжительность выдержки, с	Скорость охлаждения, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$
870, 900, 930, 950, 980	5	600	50

По результатам 341 измерения выявлено, что диаметр зерна аустенита после нагрева до температуры 900°C изменяется от 2,3 мкм до 21,4 мкм, а после нагрева до температуры 870°C (243 измерения) - от 2,0 мкм до 20,4 мкм, рисунок 4.1 а, б. После нагрева до температур 870°C и 900°C наибольшую долю площади исследуемых образцов занимают зерна размером от 4 мкм до 12 мкм - 81% и 80% соответственно, при этом преобладают зерна размером от 8 мкм до 12 мкм (31% и 32%). Суммарная доля зерен размером от 2 мкм до 8 мкм практически не изменяется и составляет 63% и 60% соответственно.

При увеличении температуры нагрева до $930-950^{\circ}\text{C}$, рисунок 4.1 в, г, на $\sim 10\%$ увеличивается доля зерен размером от 8 мкм до 12 мкм (40% и 43% соответственно), что соответствует увеличению разностручности стали. При этом после нагрева до температур 930°C и 950°C снижается суммарная доля зерен размером от 2 мкм до 8 мкм и составляет 43% и 30%.

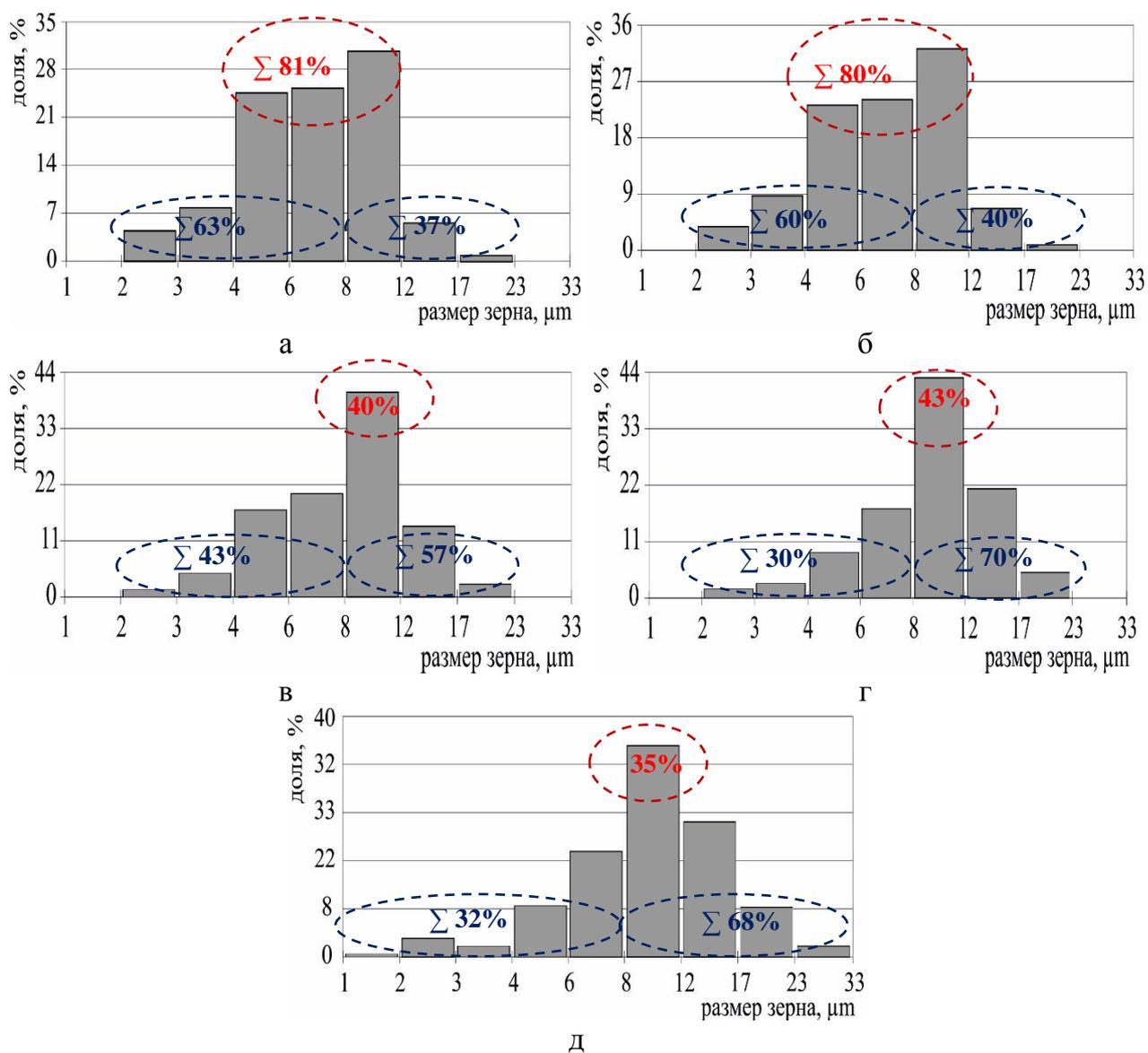
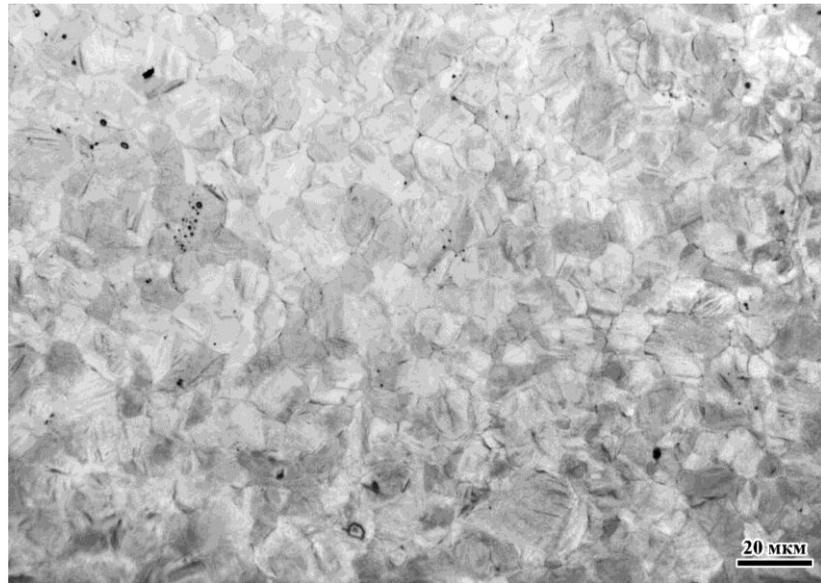


Рисунок 4.1 – Объемная доля зерен аустенита в зависимости от его диаметра после нагрева образцов из стали состава № 3 до температур 870°C (а), 900°C (б), 930°C (в), 950°C (г) и 980°C (д)

Дальнейшее увеличение температуры нагрева до 980°C, рисунок 4.1 г, приводит к уменьшению разнотерности стали, незначительно снижается (до 35%) доля зерен размером от 8 мкм до 12 мкм. При этом суммарная доля зерен размером от 2 мкм до 8 мкм и более 8 мкм практически не изменяется по сравнению с суммарной долей зерен после нагрева до 950°C.

На рисунке 4.2 представлены фотографии зеренной структуры образцов после нагрева под закалку от температур 930-980°C стали состава № 3.

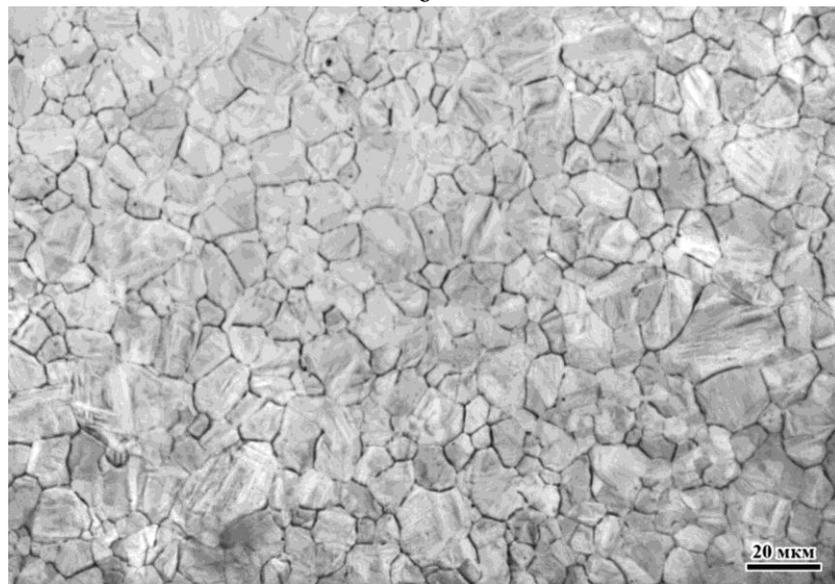
Сравнение образцов после нагрева до температуры 870÷980°C (рисунки 4.1 и 4.2) показало, что средний диаметр действительного зерна в стали возрастает от 7,3 μm до 10,6 μm соответственно, рисунок 4.3.



а



б



в

Рисунок 4.2 – Изображения действительного зерна аустенита в стали состава № 3 после нагрева до температур 930°C (а), 950°C (б), 980°C (в), выявленного методом вакуумного травления

Сравнение зависимостей среднего диаметра действительного зерна аустенита в стали с разным микролегированием (0,034% V + 0,12% Mo, 0,020% Nb + 0,18% Mo, 0,024% Nb + 0,30% Mo) от температуры нагрева под закалку (рисунок 4.3) показывает, что в отличие от стали с 0,12% молибдена, микролегированной 0,034% ванадия, значительный рост зерна в которой наблюдается уже от температуры 850°C, в стали с 0,18% молибдена, микролегированной 0,020% ниобия, он наблюдается от температуры 950°C. В стали с 0,30% молибдена, микролегированной 0,024% ниобия (сталь состава № 3), не наблюдается значительного роста зерна, так как Mo в низкоуглеродистых сталях уменьшает чувствительность к перегреву и росту зерна аустенита.

Кроме того, сталь состава № 3 с 0,30% молибдена, микролегированная 0,024% ниобия, после закалки от температур нагрева 900°C и 950°C имеет меньший средний диаметр зерна аустенита (7-10 мкм), чем стали близкого химического состава. В стали с 0,18% молибдена, микролегированной 0,020% ниобия, средний диаметр действительного зерна больше чем в стали состава № 3 на 10 мкм и составляет 17 мкм и 20 мкм, а в стали с 0,12% молибдена, микролегированной 0,034% ванадия - на 33-49 мкм и составляет 40 мкм и 59 мкм, рисунок 4.3.

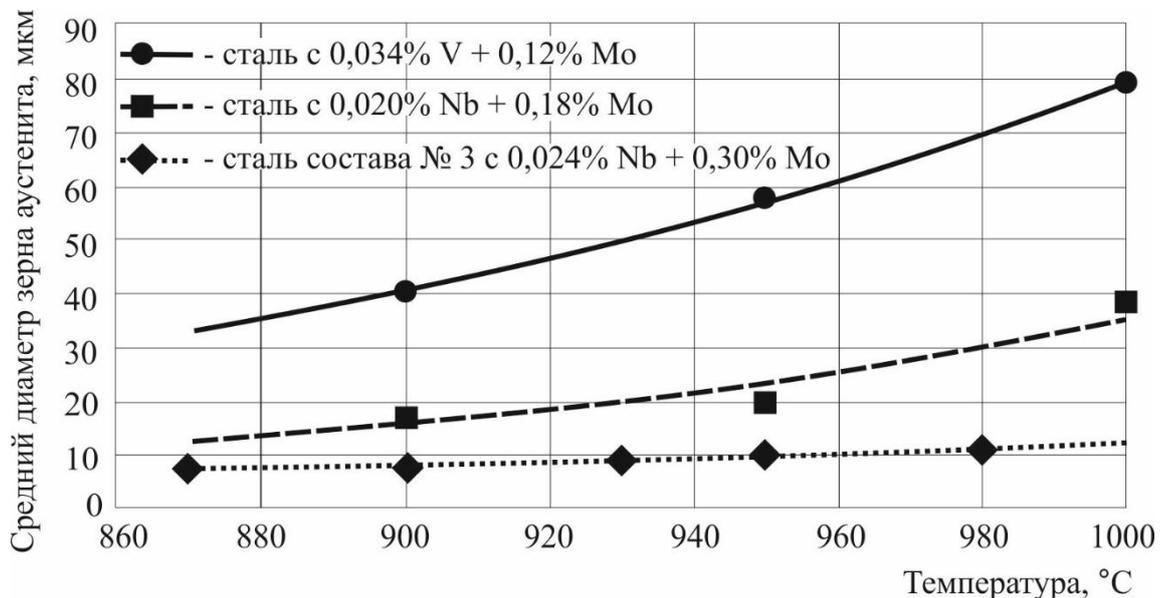


Рисунок 4.3 - Зависимость среднего диаметра зерна аустенита от температуры нагрева под закалку в образцах из стали с различным легированием

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что для разрабатываемой стали целесообразно совместное микролегирование Nb не менее

0,024% и Мо не менее 0,30%, позволяющее избежать значительного роста зерна при нагреве под закалку вплоть до температуры 980°C.

Выбор параметров закалки был основан на результатах исследований влияния легирующих элементов на фазовые превращения и на размер действительного аустенитного зерна при нагреве. Для дальнейших исследований были выбраны температуры закалки 900°C и 950°C и охлаждение листового проката в воде.

4.2 Влияние температуры закалки на структуру исследуемой стали

Влияние температуры закалки на структуру стали состава № 3 изучали в лабораторных условиях. Исследования проводились на образцах листового проката толщиной 12 мм после закалки в воду от температур 900°C и 950°C после выдержки в течение 1 часа методом оптической и просвечивающей электронной микроскопии [113].

Оптическая металлография. После закалки от температур 900°C и 950°C (рисунок 4.4) в образцах формируется бейнитно-мартенситная структура, близкая по морфологическим признакам и размеру структурных составляющих. Значительных отличий по результатам металлографических исследований влияния температур закалки 900°C и 950°C не выявлено.

Для определения качественного состава структурных составляющих проведены дальнейшие исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (далее ПЭМ).

Просвечивающая электронная микроскопия. В структуре, исследуемой стали как после закалки от температуры 900°C, так и от 950°C наблюдается речный мартенсит (РМ) (рисунок 4.5 а, д) и высокотемпературный мартенсит (ВМ) (мартенсит саотпуска) [35], рисунок 4.5 б, е, бейнитная составляющая представлена бейнитом речной (РБ) (рисунок 4.5 в, ж) и гранулярной (ГБ) (рисунок 4.5 г, з) морфологии.

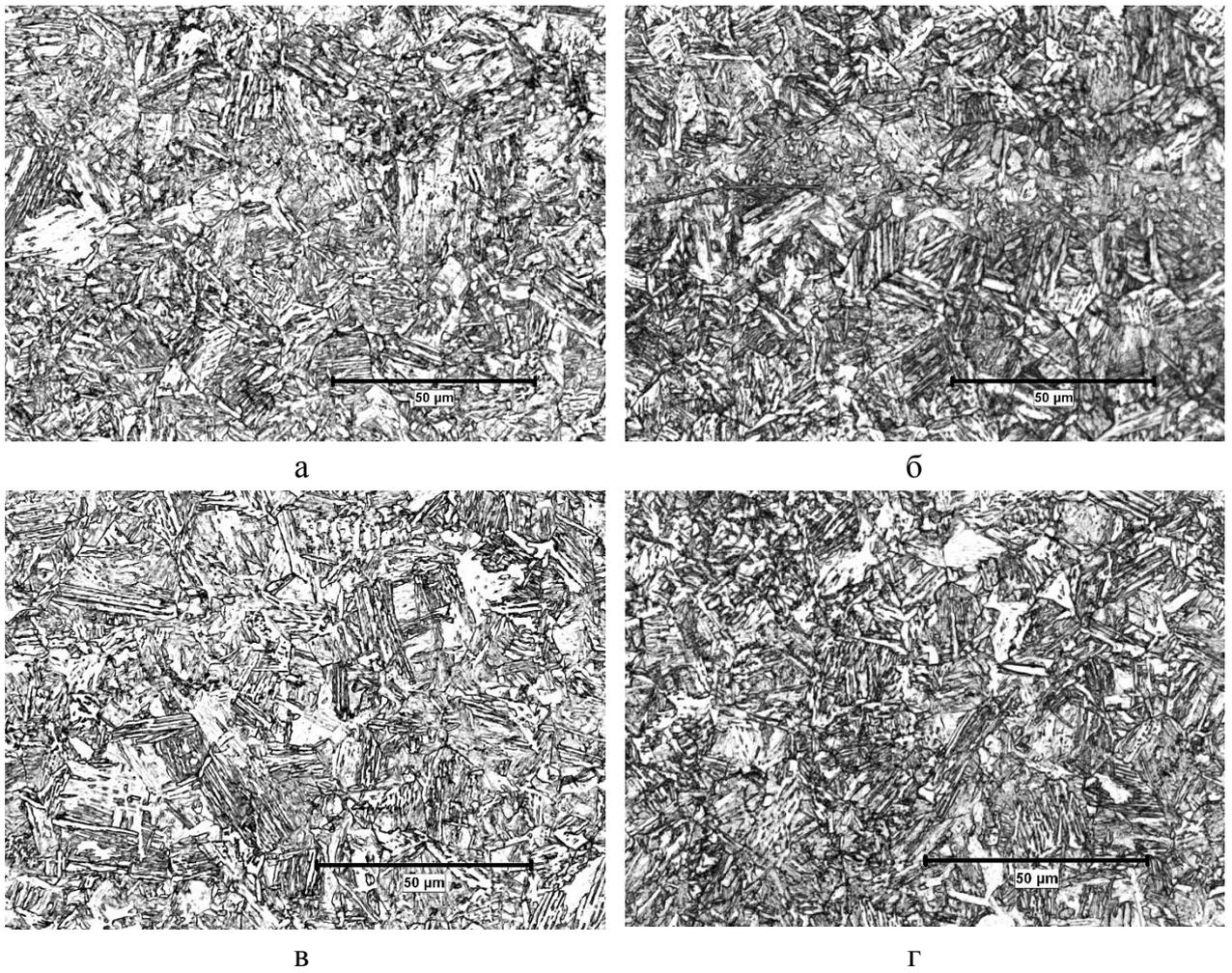


Рисунок 4.4 - Микроструктура образцов, закаленных от температуры 900°C (а, б) и 950°C (в, г), где:
а, в – поверхность листового проката,
б, г – середина по толщине листового проката.

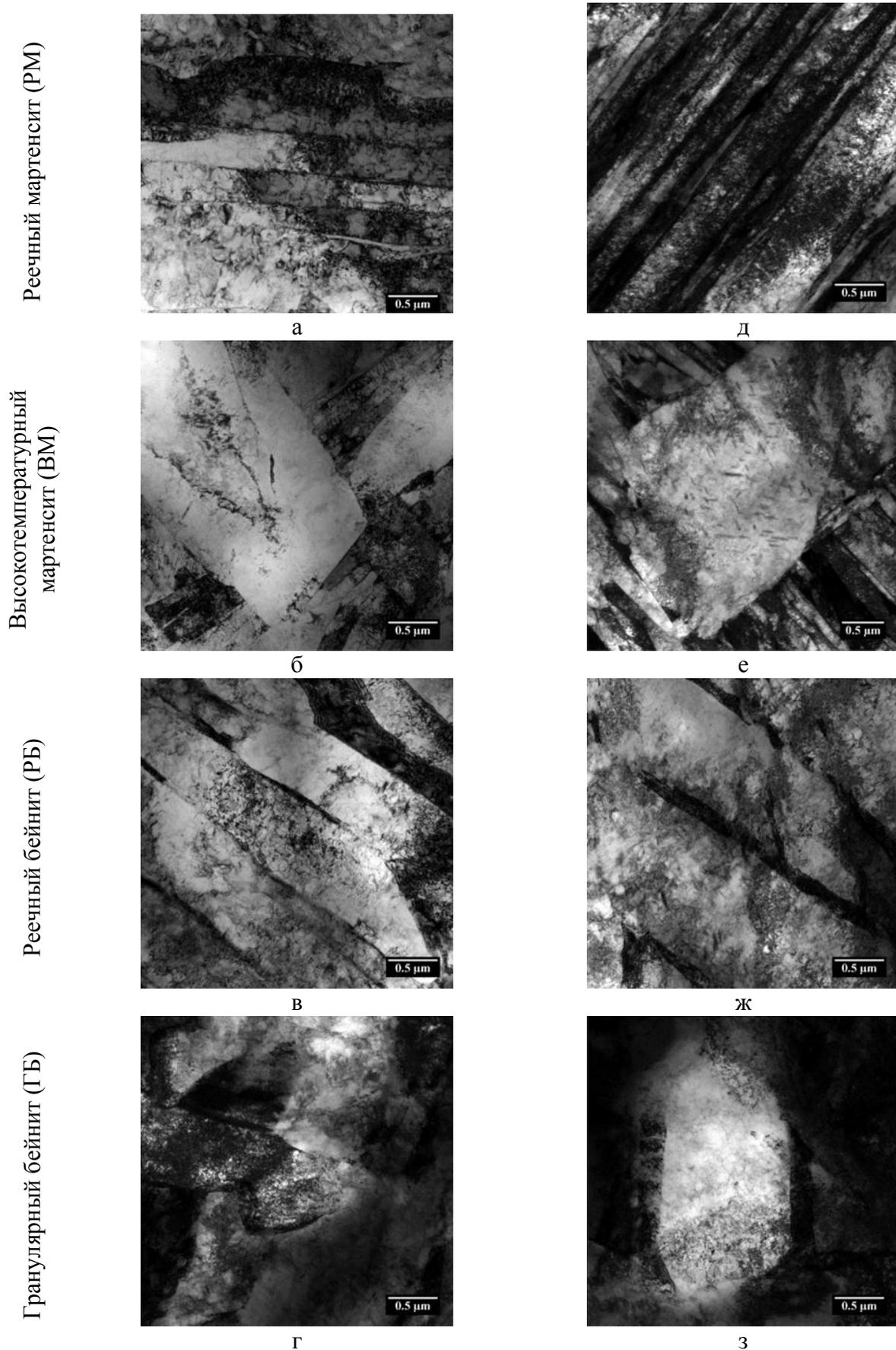


Рисунок 4.5 - Микроструктура образца, закаленного от температуры 900°C (а, б, в, г) и 950°C (д, е, ж, з), где: а, д – РМ; б, е – ВМ; в, ж – РБ; г, з – ГБ.

Основными структурными составляющими после закалки в лабораторных условиях от температуры 900°C являются ВМ (35-40%) и РБ (45-50%).

После закалки от температуры 950°C основными структурными составляющими являются РМ (40-45%) и РБ (30-35%), что обусловлено ростом аустенитного зерна. Объемная доля высокотемпературного мартенсита меньше и для выполненных лабораторных экспериментов составляет 20 - 25%.

После закалки от температуры 900°C объемная доля РБ и ВМ составляет 55-65%. При этом объемная доля РМ составляет 5-10%, ГБ до 35-40%, таблица 4.2. По отдельным границам реек РБ встречаются прослойки мартенситно-аустенитной смеси, или МА-фазы.

Таблица 4.2 - Параметры структуры закаленных образцов из стали состава № 3

Характеристика компоненты		Компоненты структуры			
		РМ	ВМ	РБ	ГБ
Закалка от температуры 900°C					
Объемная доля, %		5-10	35-40	20-25	35-40
Средний размер реек (фрагментов), мкм		0,13	1,43	0,68	0,80
Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$		32	24	2,9	2,7
Карбиды на границах, нм		-	-	-	100
$\gamma_{\text{ост}}$ на границах, нм		300	-	-	-
Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	40	170	100	50
	Объемная плотн., $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$	0,01	0,04	-	-
Закалка от температуры 950°C					
Объемная доля, %		45 - 50	2 - 5	15-20	20 -25
Средний размер реек (фрагментов), мкм		0,27	1,62	0,72	1,50
Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$		21	21	2,8	2,6
Карбиды на границах, нм		-	150	210	200
$\gamma_{\text{ост}}$ на границах, нм		300	-	-	-
Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	10	200	-	70
	Объемная плотн., $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$	0,01	0,06	-	-

Средняя ширина реек в речном мартенсите составляет 0,13 мкм, а в РБ - 0,68 мкм. Средняя ширина областей ВМ составляет 1,43 мкм, фрагментов в ГБ - 0,80 мкм.

Плотность дислокаций в РБ ($2,9 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) и ГБ ($2,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) на порядок ниже, чем в ВМ ($24 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) и РМ ($32 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$), табл. 4.2.

При повышении температуры закалки до 950°C плотность дислокаций во всех структурных составляющих практически не изменяется по сравнению с образцами после закалки от температуры 900°C, при этом в 2 раза увеличиваются средние размеры ширины реек / фрагментов бейнита (ГБ от 0,80 мкм до 1,50 мкм, РБ от 0,13 мкм до 0,27 мкм), таблица 4.2.

При увеличении температуры закалки в ВМ незначительно увеличиваются средние размеры карбидов самоотпуска (с объемной плотностью $0,04-0,06 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$) внутри зерна от 170 нм до 200 нм. Объемная плотность карбидов в РМ со средними размерами 10-40 нм остается неизменной ($0,01 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$).

По результатам проведенных исследований установлено, что повышение температуры закалки с 900 до 950°C способствует формированию структуры со структурными составляющими преимущественно речной морфологии, в частности, РМ и РБ, доля которых увеличивается от 25-35 до 60-70%. Доля РМ увеличивается от 10 до 50%, он наименее отпускостойчив, но обеспечивает в стали более высокий уровень прочности при некотором снижении ударной вязкости. Таким образом, в промышленных условиях целесообразно использовать температуры закалки 900÷950°C. Более высокая температура закалки предпочтительна для листового проката толщиной более 50 мм.

4.3 Влияние температуры нагрева под закалку на механические свойства исследуемой стали

Влияние температуры закалки на механические свойства стали состава № 3 проводили на образцах, закаленных в воду от температур 900°C и 950°C после выдержки в течение 1 часа [113]. Механические испытания стали на растяжение выполнены по ГОСТ 1497, на ударный изгиб при температуре -70°C - по ГОСТ 9454.

По результатам механических испытаний образцов, закаленных в лабораторных условиях, установлено, что повышение температуры закалки от 900°C до 950°C практически не оказывает влияния на свойства стали, таблица 4.3.

Таблица 4.3 – Результаты механических испытаний, закаленных образцов из стали состава № 3

№ п/п	Температура, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	KCV ⁻⁷⁰ , Дж/см ²
1	900	(1001÷959)/981	(847÷820)/827	(15,2÷14,8)/14,9	(47÷85)/66
2	950	(1099÷970)/1023	(875÷848)/859	(14,0÷13,6)/13,8	(43÷65)/54

Незначительное повышение значений временного сопротивления и понижение значений ударной вязкости с увеличением температуры закалки до 950°C связано с формированием в структуре стали большей объемной доли мартенситной составляющей преимущественно реечной морфологии.

По результатам *фактографических исследований* установлено, что снижение значений ударной вязкости при повышении температуры закалки на 50°C обусловлено уменьшением протяженности вязкой зоны зарождения трещины от 400 мкм до 280 мкм (рисунок 4.6 а, в). При этом большую часть поверхности изломов образцов Шарпи, испытанных при температуре -70°C, занимают области хрупкого транскристаллитного разрушения, образованного фасетками квазискола и микроскола, окруженные участками вязкого зернограничного излома, рисунок 4.6 б, г.

На основании проведенных исследований и с целью обеспечения высокой прочности исследуемой стали в листовом прокате больших толщин дальнейшие исследования по изучению влияния режима отпуска на структуру и механические свойства стали проводились на образцах, закаленных от температуры 950°C, поскольку это способствует повышению прокаливаемости с образованием реечного мартенсита. При этом морфология бейнита оказывает значительное влияние на свойства экономнолегированной низкоуглеродистой стали, в том числе после отпуска.

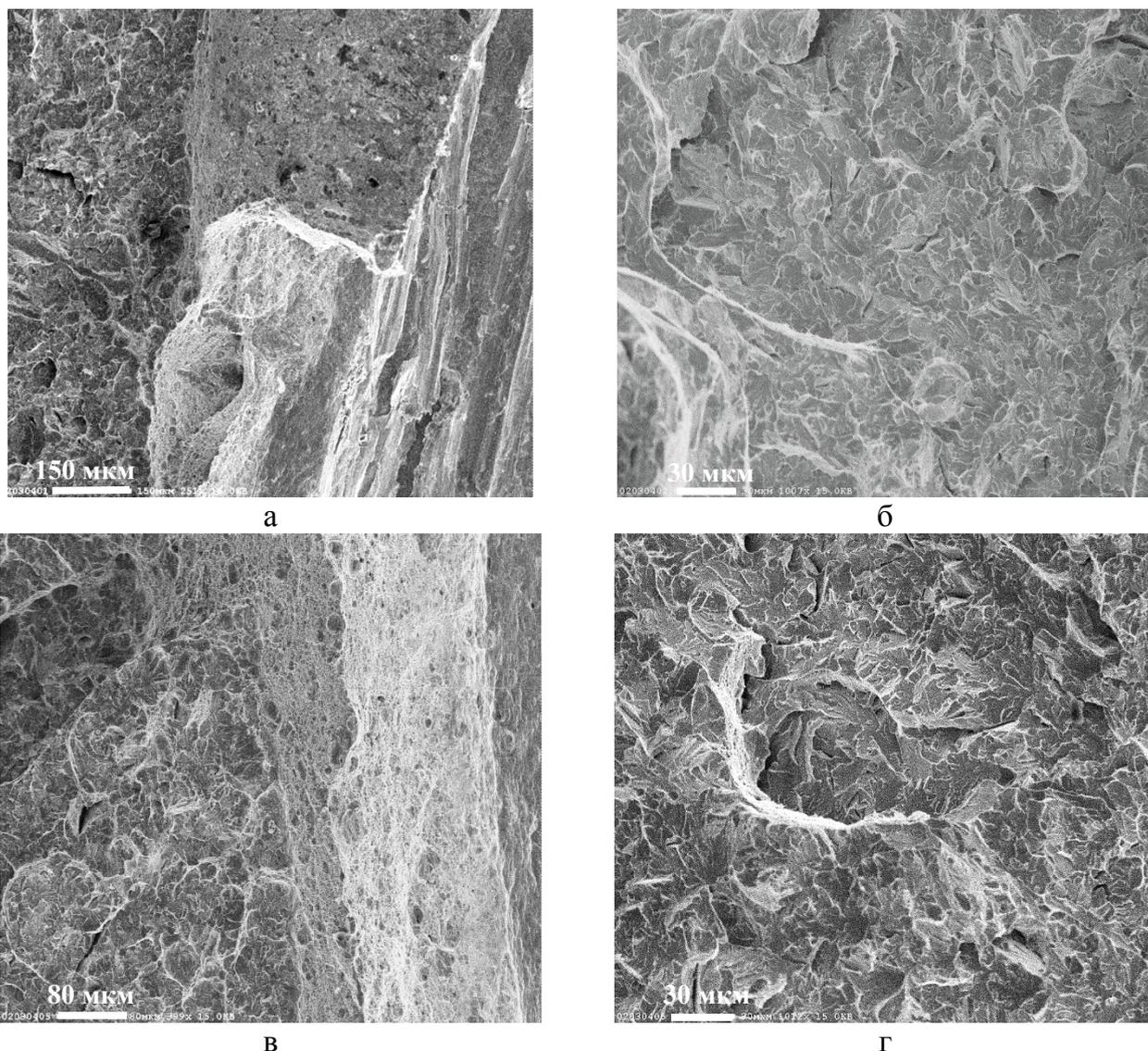


Рисунок 4.6 - Характер разрушения исследуемых закаленных образцов от температуры 900°C (а, б) и 950°C (в, г): а, в – зона зарождения трещины; б, г – зона распространения трещины.

4.4 Исследование влияния температуры промежуточного превращения на морфологию бейнита в стали выбранного химического состава

В зависимости от скорости охлаждения при закалке (толщины листового проката) бейнитное превращение, как было показано в главе 3, может начинаться при температурах от 450 до 600°C. Для определения особенностей формирования бейнита различной морфологии исследовали влияние температуры изотермической выдержки в интервале температур 600 – 450°C в стали состава № 3. Исследования проводили на дилатометре DIL 805 фирмы Bahr Thermoanalyse при автоматизированном контроле температуры по режимам в соответствии с таблицей 4.4, а также с последующими

отпуском при температуре 580°C.

Таблица 4.4 - Режимы обработки образцов для проведения дилатометрических исследований

Температура закалки, °С	Выдержка при температуре закалки, мин	Скорость охлаждения, °С/сек	Температура изотермической выдержки, °С	Время изотермической выдержки, мин	Скорость охлаждения, °С/сек
950	5	70	600	30	30
			550		
			500		
			450		

В зависимости от положения температурного интервала при изотермическом превращении формируется бейнит гранулярной и речной морфологии, отличающийся формой матрицы (α -фазы) и формой карбидов. Внутри кристаллов гранулярного бейнита карбидов обычно не наблюдается, они появляются как результат распада обогащенного углеродом аустенитных участков по границам бейнитных кристаллов. В речном бейните, как правило, выделения карбидов наблюдаются внутри кристаллов или по их границам.

Установлено, что в результате изотермической выдержки при температуре 600°C формируются две структурные составляющие крупных размеров - глобулярная светлая и темная сильно травящаяся мартенситообразная, которая, в свою очередь, состоит из кристаллов игольчатой формы, группирующихся в пакеты, рисунок 4.7 а. Детальное исследование светлой составляющей показало, что она также не является однородной и состоит из полиэдрических зерен феррита и областей с ровными границами без видимых выделений внутри зерен, а также областей с извилистыми границами и рельефом на поверхности, что является характерным признаком бейнитной структуры.

Понижение температуры превращения до 550-500°C приводит к формированию в стали более однородной структуры, которая представляет собой смесь темных и светлых участков небольших размеров неправильной формы - бейнита гранулярной формы с развитой субструктурой, рисунок 4.7 б, в.

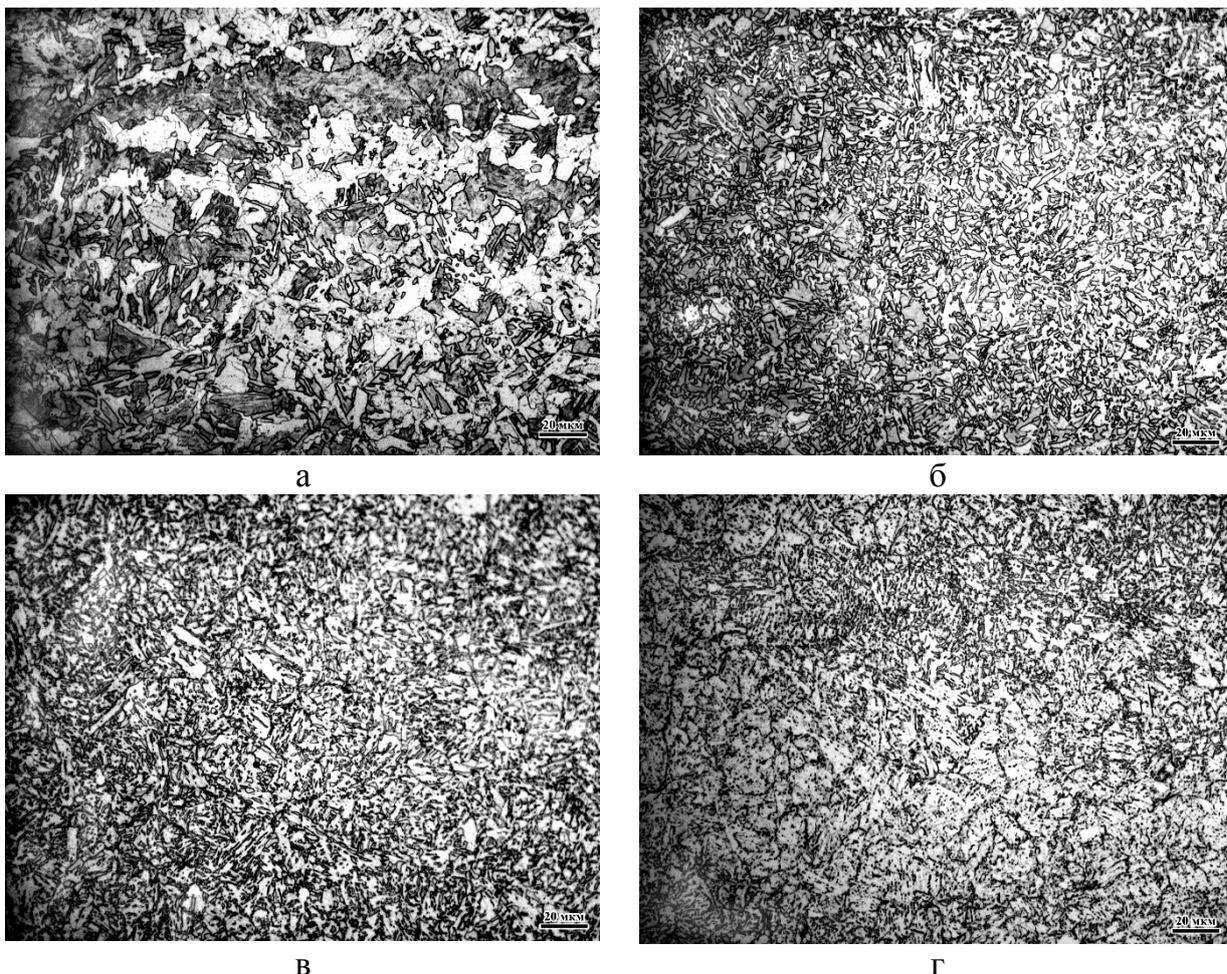


Рисунок 4.7 - Структура образцов стали состава № 3, подвергнутых изотермическому $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению при температурах: а — 600°C; б — 550 °C; в — 500 °C; г—450 °C

После превращения при 450°C микроструктура стали состоит из областей неправильной формы с сильно искривленными границами двух типов - с внутренним игольчатым строением, серого цвета, и без него, более светлых, с мелкодисперсными выделениями, рисунок 4.7 г.

Твердость образующихся структур после изотермического превращения отличается незначительно и составляет 252 HV₁₀ при температуре 600°C и 260 HV₁₀ при температуре 550°C, а при температурах 500÷450°C составляет 253-254 HV₁₀ соответственно, таблица 4.5.

После отпуска при температуре 580°C в исследуемых образцах формируется однородная структура бейнита различной морфологии с мелкодисперсной равномерно распределенной карбидной фазой, рисунок 4.8. После изотермической выдержки при температуре 450°C и отпуска структура стали менее однородна. При снижении

температуры изотермического превращения от 600°C до 450°C после отпуска при температуре 580°C в течении 30 мин твердость практически не изменяется, происходит незначительное снижение на 10-20 единиц (от 237 до 246 HV₁₀).

По результатам определения примерного соответствия твердости по Виккерсу временному сопротивлению согласно DIN 50150 (таблица 4.5) установлено, что в диапазоне температур изотермических выдержек 450-550°C формируется бейнит, позволяющий обеспечить в стали временное сопротивление не менее 820 МПа. При температуре изотермической выдержки 600°C наличие бейнитного феррита без выделений внутри областей практически не оказывает влияния на прочностные характеристики после отпуска, лишь незначительно снижая их.

Таблица 4.5 – Примерное соответствие твердости по Виккерсу временному сопротивлению

Температура изотермической выдержки, °C	450	500	550	600
HV ₁₀	254	253	260	252
Временное сопротивление, МПа	820	820	835	800
отпуск 580 °C				
HV ₁₀	246	240	238	237
Временное сопротивление, МПа	785	770	770	755

После отпуска при температуре 580°C значения временного сопротивления снижаются на 35-65 МПа (меньше всего – после изотермической выдержки при температуре 450°C), что соответствует временному сопротивлению 755-785 МПа и близко к требуемым значениям для стали класса прочности 690 МПа. Анализ термокинетических диаграмм (рисунок 3.3) показывает, что бейнит такой морфологии, наблюдающийся после изотермической выдержки при температурах 450-500°C, образуется в интервале скоростей охлаждения 5-10°C/с.

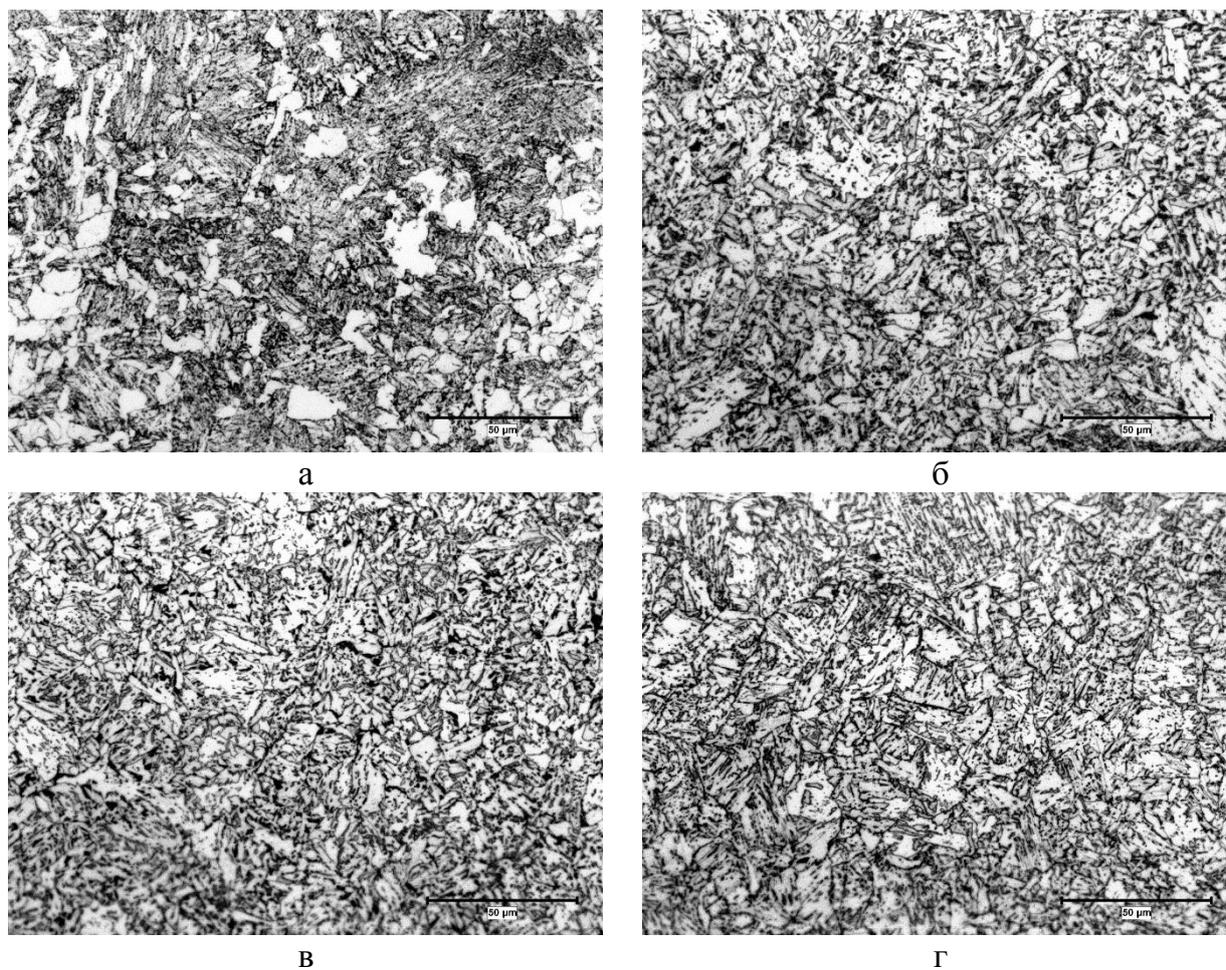


Рисунок 4.8 - Структура образцов стали состава № 3, подвергнутых изотермическому $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению при температурах: а—600 °С; б—550 °С; в—500 °С; г—450 °С с последующим отпуском при температуре 580 °С.

4.5 Влияние температуры отпуска на структуру исследуемой стали

Исследования влияния параметров отпуска на структуру стали состава № 3 изучали в лабораторных условиях на заготовках, предварительно закаленных в воду от температуры 950 °С после выдержки в течение 1 часа и отпуска при температурах 570 °С, 600 °С, 630 °С, 660 °С и 690 °С с выдержкой 90 и 180 минут с охлаждением на воздухе. Указанные времена выдержки соответствовали времени выдержки от 7,5 мин/мм до 15 мин/мм для листового проката толщиной 12 мм [114].

Оптическая металлография. После отпуска при температурах 570-600 °С в исследуемой стали формируется достаточно дисперсная бейнитно-мартенситная структура, рисунок 4.9 а, б. В результате отпуска при температуре 630 °С и выше в микроструктуре стали наблюдаются существенные изменения (рисунок 4.9 в, г), исчезает речное строение в отдельных кристаллитах размером свыше 8 мкм, рисунок

4.9 б, в. При повышении температуры отпуска до 690°C наблюдаются более крупные области переотпущенной α -фазы размером до 20 – 25 мкм, рисунок 4.9 г.

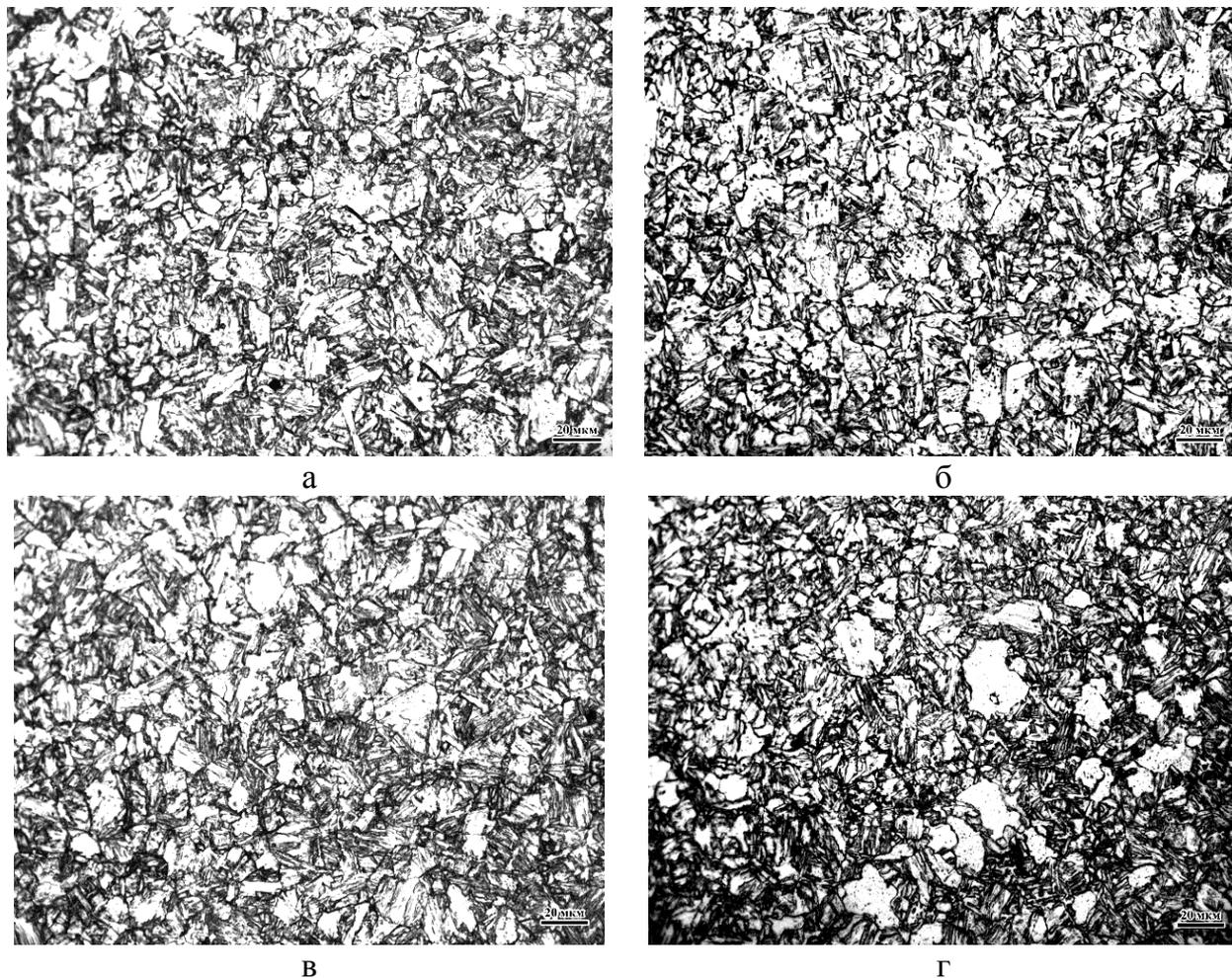


Рисунок 4.9 - Микроструктура стали состава № 3 после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 570°C (а), 600°C (б), 630°C (в) и 690°C (г) в течение трех часов.

Просвечивающая электронная микроскопия (далее ПЭМ). В таблице 4.6 приведены результаты исследования структуры образцов после отпуска, полученные с помощью ПЭМ.

На рисунках 4.10-4.11 представлены фотографии структурных составляющих после закалки и последующего отпуска при температурах 570°C, 600°C, 630°C и 690°C в течение 180 минут.

Таблица 4.6 - Результаты электронно-микроскопических исследований образцов из стали состава № 3 после отпуска

Т _{отп.} , °С	Характеристика компоненты		Компоненты структуры			
			РМ	ВМ	РБ	ГБ
570	Объёмная доля, %		45 - 50	2 - 5	15 - 20	20 - 25
	Размер реек (ширина фрагментов), мкм		0,27	1,62	0,52	0,80
	Плотность дислокаций, м ⁻²		3,1×10 ¹⁴	2,1×10 ¹⁴	2,8×10 ¹⁴	2,6×10 ¹⁴
	Карбиды на границах, нм		200	280	210	120 - 200
	Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	10	250	100	-
Об. плотн., ×10 ²⁰ м ⁻³		-	0,63	-	-	
600	Объёмная доля, %		45 - 50	2 - 5	15 - 20	20 - 25
	Размер реек (ширина фрагментов), мкм		0,25	1,64	0,85	0,70
	Плотность дислокаций, м ⁻²		3,2×10 ¹⁴	2,0×10 ¹⁴	1,7×10 ¹⁴	1,4×10 ¹⁴
	Карбиды на границах, нм		180	120	170	120
	Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	-	от 9 до 100	-	-
Об. плотн., ×10 ²⁰ м ⁻³		-	0,7	-	-	
			РМ	ПМ	РБ	ГБ
630	Объёмная доля, %		40 - 45	5 - 10	15 - 20	20 - 25
	Размер реек (фрагментов), мкм		0,27	4	0,52	0,80
	Плотность дислокаций, м ⁻²		8×10 ¹⁴ (полигонизованы)	10 ⁹	1,8×10 ¹⁴	1×10 ¹⁴
	Карбиды на границах, нм		50 - 200	250	210	200
	Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	9	от 5,4 до 185	от 9 до 100	-
Об. плотн., ×10 ²⁰ м ⁻³		-	1,2	-	-	
690	Объёмная доля, %		20 - 25	25 - 30	15 - 20	20 - 25
	Размер реек (фрагментов), мкм		0,27	9	0,84	1,20
	Плотность дислокаций, м ⁻²		3,2×10 ¹⁴ (в стенках фрагментов)	10 ⁹	1,8×10 ¹⁴	1,2×10 ¹⁴
	Карбиды на границах, нм		130	180	110	165
	Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	-	230	-	-
Об. плотн., ×10 ²⁰ м ⁻³		-	0,3	-	-	

Отпуск при температуре 570°C (по сравнению с закаленным состоянием) приводит к существенному снижению плотности дислокаций (на порядок) в мартенсите, до $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в РМ и до $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в ВМ, а также к росту карбидов самоотпуска внутри кристаллитов ВМ с 200 нм до 250 нм, появлению дисперсных карбидных выделений внутри (размером 10 нм) и протяженных пластинчатых цементитных карбидов (размером 200 нм) на границах отдельных реек РМ, где ранее были обнаружены прослойки $\gamma_{\text{ост}}$ (рисунок 4.10 а, б). Перестройка бейнитных кристаллитов менее значительна (рисунок 4.10 в, г). При практически неизменной плотности дислокаций наблюдается формирование довольно крупных карбидов до 210 нм вблизи границ кристаллитов РБ и ГБ на месте МА-фазы.

При повышении температуры отпуска до 600°C (по сравнению с отпуском при температуре 570 °C) плотность дислокаций в мартенсите практически не изменяется, при этом в бейните она снижается примерно в 1,5 раза. Усиление диффузии углерода при повышении температуры отпуска приводит к образованию новых дисперсных карбидов внутри ВМ (с минимальным размером 9 нм) за счёт диссоциации более крупных выделений (рисунок 4.10 е). В отдельных областях РМ наблюдается полигонизация дислокаций внутри реек и миграция отдельных границ, незакрепленных карбидами (рисунок 4.10 д, е).

Происходит интенсификация образования новых карбидов по границам бейнитных кристаллитов. При этом средний размер зернограничных карбидов составляет 170 нм по границам РБ и 120 нм по границам ГБ (рисунок 4.10 ж, з).

При повышении температуры отпуска до 630°C на месте отдельных кристаллитов дислокационного мартенсита нереечного типа происходит образование областей переоотпущенного мартенсита (ПМ) – практически бездислокационных областей α -фазы, упрочненных карбидами размером около 5 нм, встречаются и более крупные карбиды размером до 185 нм (рисунок 4.11 б).

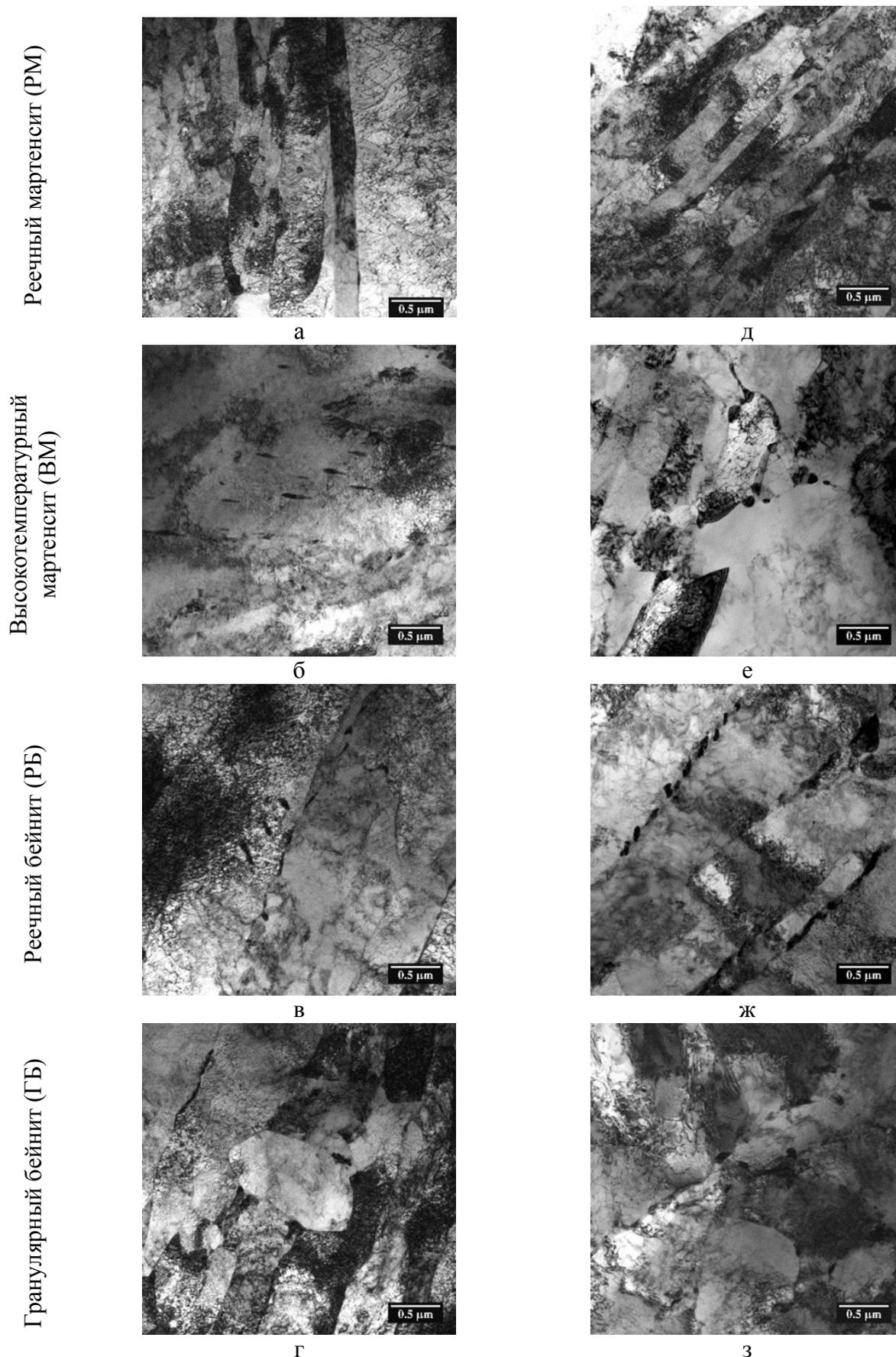


Рисунок 4.10 - Структурные составляющие стали состава № 3 после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 570°C (а-г) и 600°C (д-з) в течение трех часов: а, д – PM; б, е – BM; в, ж, л, п – PB; г, з – GB.

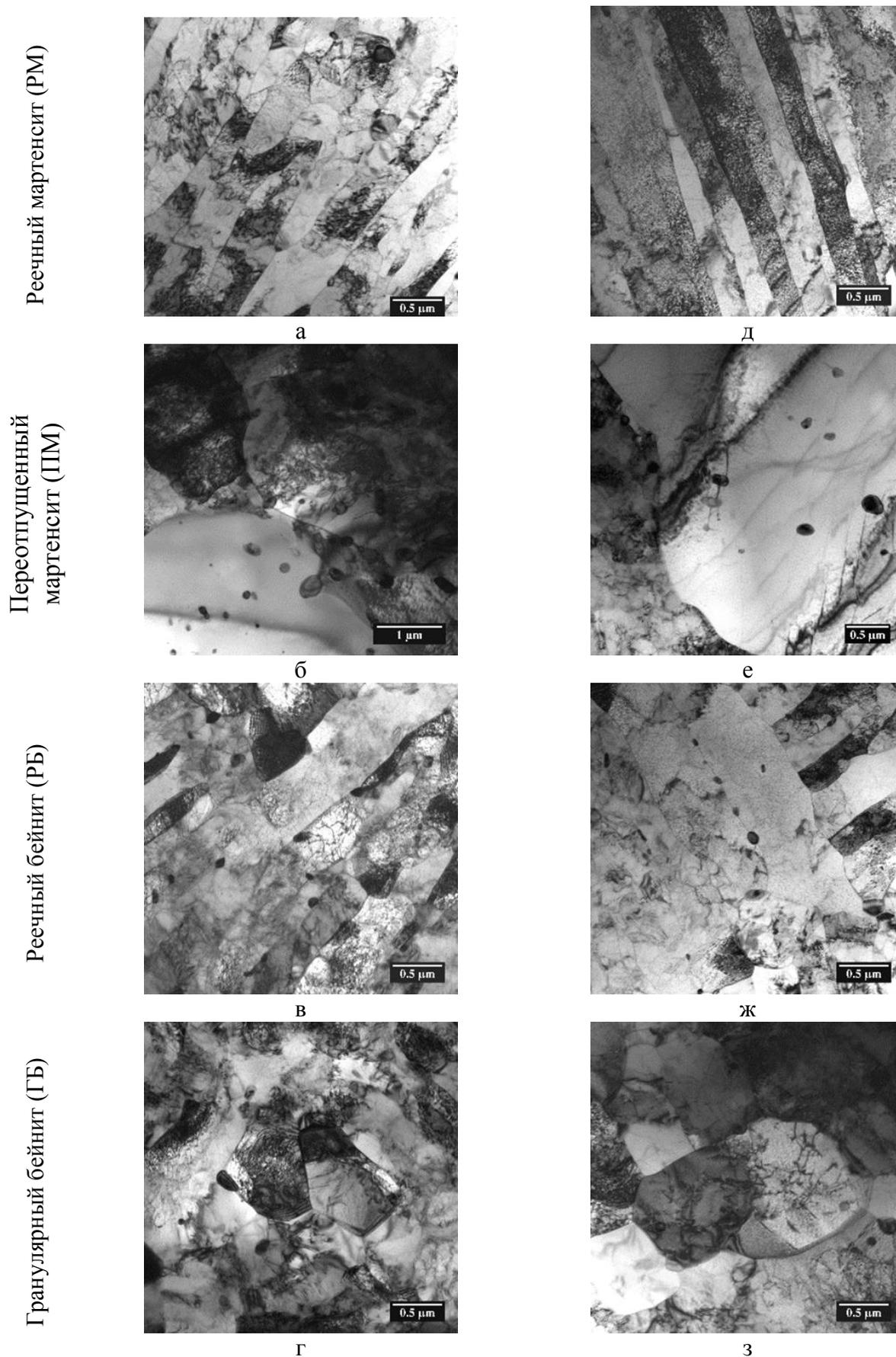
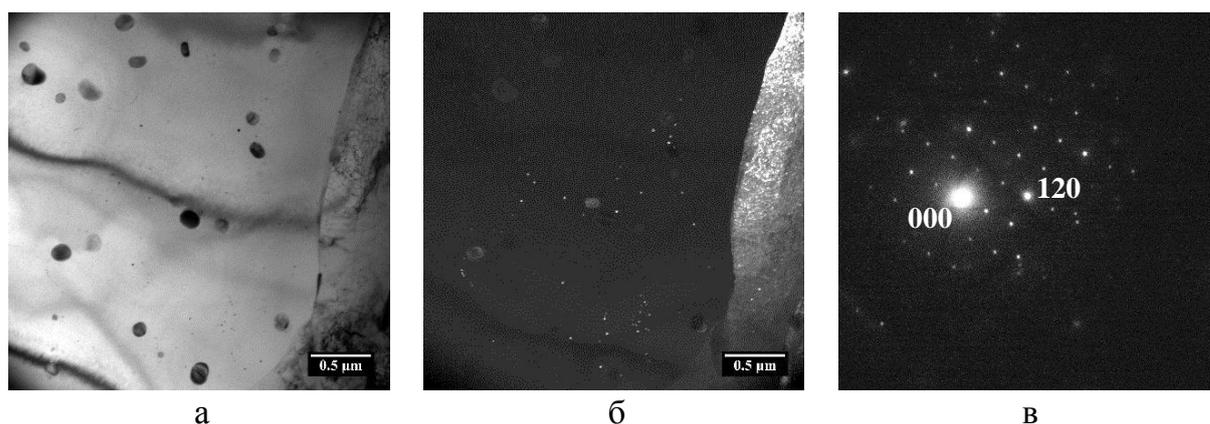


Рисунок 4.11 - Структурные составляющие стали состава № 3 после закалки от температуры 950°C и последующего отпуска при температурах 630°C (а-г), 690°C (д-з) в течение трех часов: а, д – РМ; б, е – ПМ; в, ж – РБ; г, з – ГБ.

Внутри областей ПМ наблюдается зарождение множественных наноразмерных карбидов цементитного типа, легированных марганцем и хромом (рисунок 4.12). Химический состав обнаруженных мелкодисперсных карбидов цементитного типа, определенный с применением рентгеновского энергодисперсионного спектрометра EDAX, представлен на рисунок 4.12 г. Дальнейший рост областей ПМ, вероятно, происходит за счёт присоединения фрагментов отпущенного реечного мартенсита (рисунок 4.11 а).



Химический элемент	Содержание, ат. %	
	в карбидных частицах	в матрице
Mn (K)	3,17	1,02
Cr(K)	4,19	0,56
Fe (K)	91,61	96,74
Ni (K)	1,03	1,68
Nb (K)	-	-

г

Рисунок 4.12 - Структурные составляющие стали состава № 3 после закалки от температуры 950°C и отпуска при температуре 630°C в течение трех часов [114]: а – светлопольное изображение наноразмерных карбидных частиц в областях ПМ (ПЭМ), б – темнопольное изображение в рефлексе 120, в – электронограмма, полученная от карбидной частицы в плоскости (110), г – таблица элементного анализа карбидов и матрицы

Основным изменением, наблюдаемым в бейнитной фазе при повышении температуры отпуска до 630°C, является образование множественных карбидов цементитного типа размером до 210 нм, также легированных марганцем и хромом, по границам кристаллитов РБ и ГБ (рисунок 4.11 в, г).

При дальнейшем повышении температуры отпуска тенденция к увеличению объёмной доли и размеров областей ПМ за счёт снижения доли РМ сохраняется.

Отпуск при температуре 690°C приводит к усилению процессов коагуляции и роста легированных карбидов (рисунок 4.11 д - з, рисунок 4.12 в).

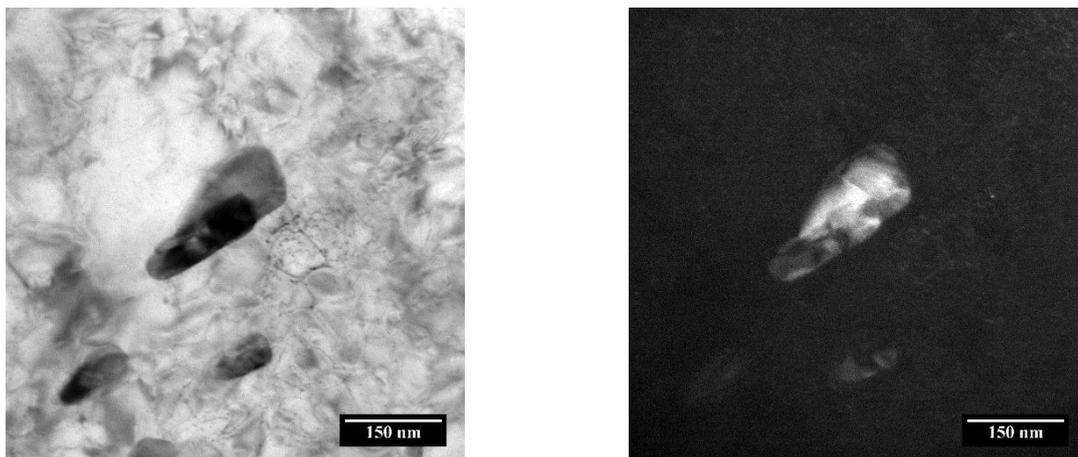
В таблице 4.7 представлены результаты анализа распределения химических элементов в закаленных и отпущенных образцах, выполненный с помощью атомно-зондовой томографии. Показано, что в закаленном состоянии наблюдаются кластеры с повышенным содержанием углерода, в которых содержание основных легирующих элементов практически не отличается от матрицы.

Таблица 4.7 – Результаты химического анализа образцов из стали состава № 3, проведенного методом атомно-зондовой томографии (средние значения), ат.%

Место анализа	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb
Закалка от 950°C							
Исследованный объем	0,19	0,53	0,71	0,85	0,59	0,13	0,01
Кластеры	3,38	0,60	0,79	0,77	0,44	0,17	0,02
Закалка от 950°C + отпуск при 570°C							
Исследованный объем	0,06	0,57	0,72	0,97	0,52	0,13	0,006
Закалка от 950°C + отпуск при 630°C							
Исследованный объем	0,02	0,54	0,70	1,08	0,50	0,18	0,007
Кластеры	3,88	0,59	1,00	1,25	0,74	0,71	-

После отпуска при температуре 570°C в течении трех часов происходит их диссоциация. В результате происходит рост сохранившихся карбидов самоотпуска в ВМ и выделение карбидов цементитного типа на месте $\gamma_{ост}$ по границам отдельных реек мартенсита и бейнита, вследствие чего матрица обедняется углеродом (таблица 4.7). Полученные данные подтверждены результатами исследований с помощью ПЭМ, на рисунке 4.13 показан карбид в ВМ размером 185 нм.

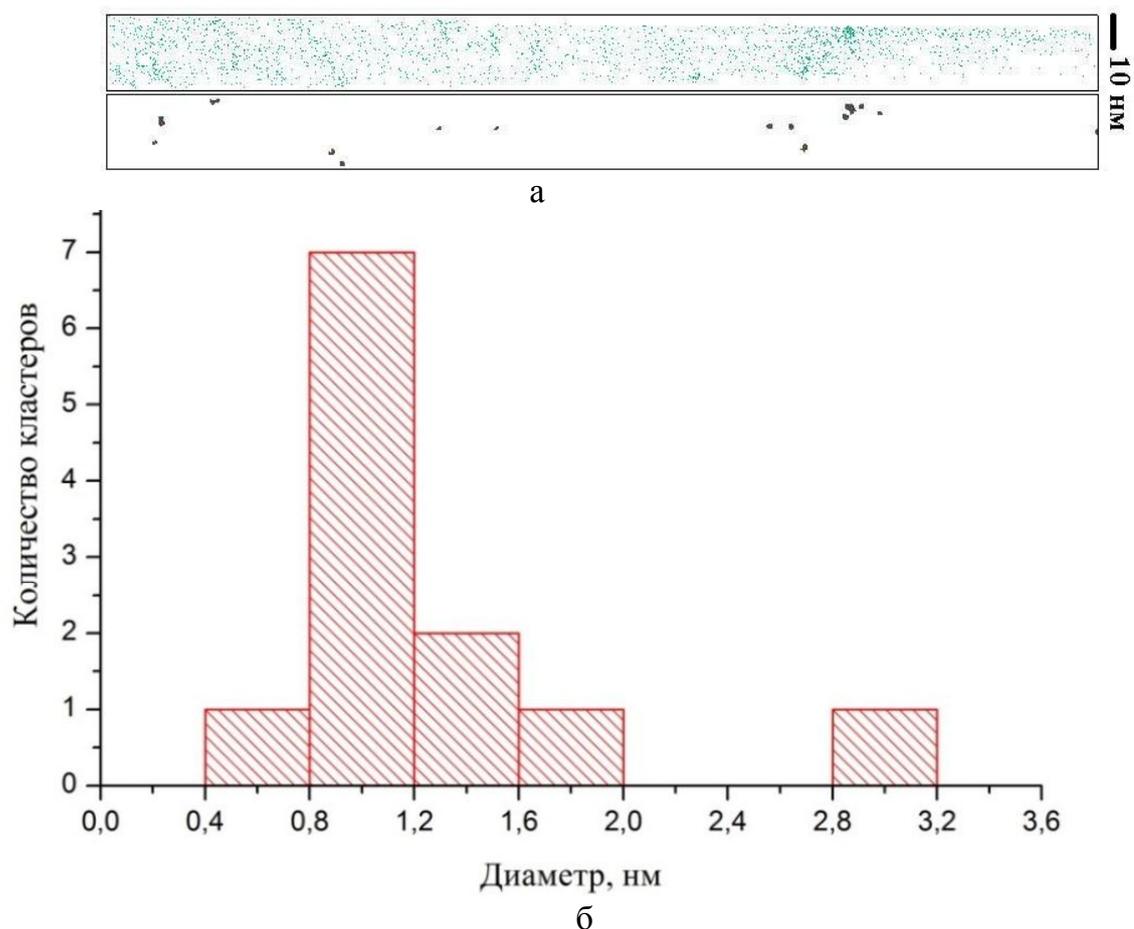
После отпуска при температуре 630°C наблюдаются множественные наноразмерные карбиды размером до 10 нм (рисунок 4.5.4) и кластеры диаметром до 3,2 нм (рисунок 4.14) с повышенным содержанием C, Mn, Cr и Mo (таблица 4.7).



а

б

Рисунок 4.13 - Карбиды самоотпуска в ВМ стали состава № 3 после закалки от температуры 950°C и отпуска при температуре 570°C: а – светлопольное изображение карбидных частиц в ВМ (ПЭМ), б – темнопольное изображение [114]



а

б

Рисунок 4.14 - Результаты исследования образцов после отпуска при температуре 630°C методом атомно-зондовой томографии: а - атомные карты распределения углерода (сверху) и кластеров, обогащенных углеродом (снизу); б - распределение кластеров по размеру [114]

Установленные особенности изменения структуры во взаимосвязи с механическими свойствами (см. раздел 4.6) при высокотемпературном отпуске легли в основу разработки оптимальных режимов термической обработки листового проката из новой экономнолегированной хладостойкой стали, обеспечивающих высокий уровень прочности и низкотемпературной ударной вязкости [114].

4.6 Влияние температуры отпуска на механические свойства исследуемой стали

Влияние температуры отпуска на механические свойства стали состава № 3 проводили на образцах, закаленных в воду от температуры 950°C после выдержки в течение 60 минут, и отпуска при температурах 570°C, 600°C, 630°C и 690°C в течение 180 минут. Механические испытания стали на растяжение проводили по ГОСТ 1497, на ударный изгиб при температуре -70°C по ГОСТ 9454.

По результатам механических испытаний образцов, подвергнутых закалке и отпуску в лабораторных условиях, установлено, что после проведения *отпуска при температуре 570°C* (по сравнению с состоянием после закалки 950°C) происходит снижение значений прочностных характеристик (временного сопротивления на 227 МПа и предела текучести на 100 МПа) и повышение вязкопластических характеристик (относительного удлинения на 45% и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C на 85-90 Дж/см²), таблица 4.8.

Таблица 4.8 – Результаты механических испытаний образцов после закалки и отпуска в течение 180 минут из стали состава № 3

№ п/п	Температура, °C	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV ⁻⁷⁰ , Дж/см ² (min÷max)
1	570	793	730	18,5	68,2	140-145
2	600	846	805	19,7	71,6	163-167
3	630	790	742	19,2	73,0	163-180
4	690	622	523	25,3	77,0	261-282
Требования		770-940	≥690	≥14	-	≥35

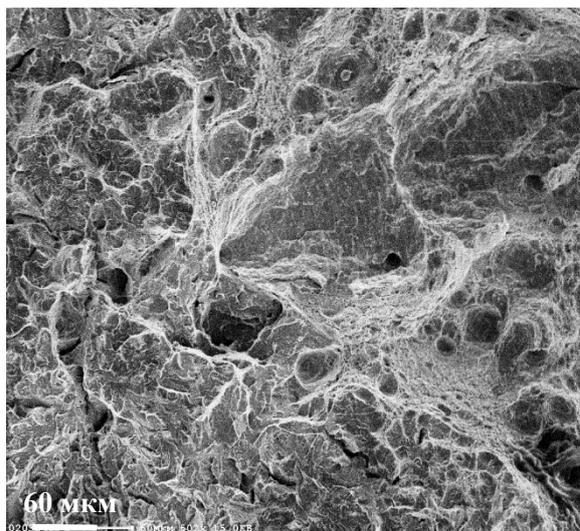
Такие изменения механических свойств связаны со значительным снижением плотности дислокаций в мартенситной составляющей, с образованием карбидов цементита на отдельных участках М-А фазы и перераспределением легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой.

Образование дисперсных карбидов, происходящее *при отпуске 600°C*, приводит к повышению значений прочностных характеристик (временного сопротивления на 53 МПа и предела текучести на 75 МПа по сравнению с отпуском при температуре 570°C), при этом значения вязко-пластических характеристик практически не изменяются (значения относительного удлинения возрастают на 1,2% и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C на ~22 Дж/см²), таблица 4.15.

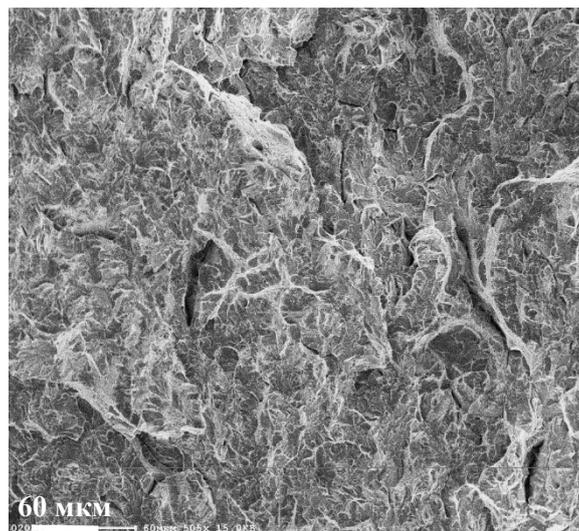
Дальнейшее повышение температуры отпуска на 30°C способствует снижению прочностных характеристик (временного сопротивления на 56 МПа и предела текучести на 63 МПа по сравнению с отпуском при температуре 600°C) за счет образования областей ПМ на месте отдельных кристаллитов дислокационного мартенсита неречного типа. При этом значения вязко-пластических характеристик остаются практически неизменными, таблица 4.8.

Увеличение объёмной доли и размеров областей ПМ, а также усиление процессов коагуляции и роста легированных карбидов *при повышении температуры отпуска до 690°C* приводит к дальнейшему более значительному снижению прочностных характеристик (временного сопротивления на 168 МПа и предела текучести на 219 МПа по сравнению с отпуском при температуре 630°C). Значения вязко-пластических характеристик при этом возрастают (значения относительного удлинения возрастают на 24% и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C на 98-102 Дж/см²).

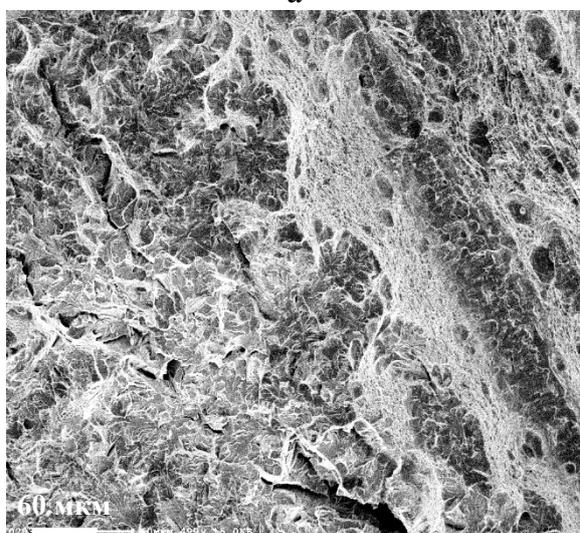
По результатам *фрактографических исследований* установлено, что *после отпуска при температуре 570°C* происходит увеличение вязкой зоны зарождения трещины до 1,5 мм по сравнению с закаленным состоянием (рисунок 4.6.1 а), что объясняет увеличение значений ударной вязкости, при этом 65 – 70% площади излома занимает транскристаллитное разрушение типа квазискол и микроскол, рисунок 4.15 б.



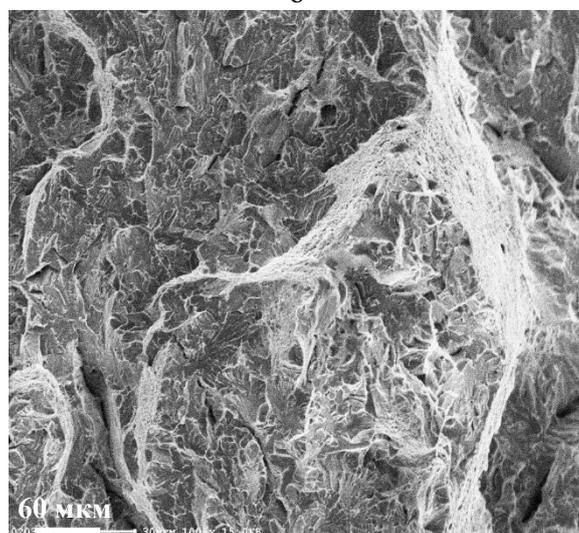
а



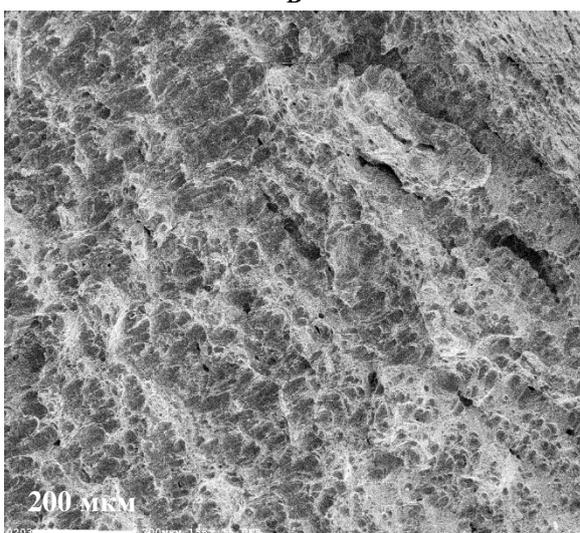
б



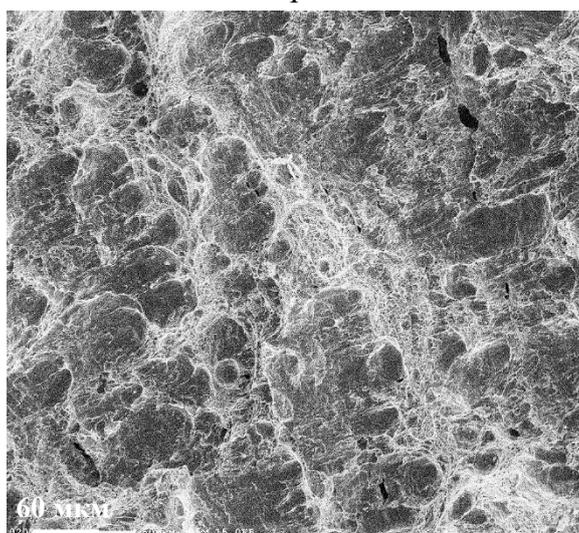
в



г



д



е

Рисунок 4.15 - Характер разрушения исследуемых образцов после закалки от температуры 950°C и отпуска при температурах 570°C, 630°C и 690°C с выдержкой 180 минут: а, в, д – зона зарождения трещины; б, г, е – зона распространения трещины.

При повышении температуры отпуска до 630°C вязкая зона зарождения трещины увеличивается до 2 мм (рисунок 4.15 в), при этом до 50% уменьшается площадь излома, представляющая собой преимущественно хрупкое транскристаллитное разрушение типа квазискол и микроскол (рисунок 4.15 г), за счет чего и происходит рост значений ударной вязкости при пониженных температурах. При температуре отпуска 690°C вязкая зона зарождения трещины переходит в вязкое чашечное транскристаллитное распространение (излом 100 % вязкий), рисунок 4.15 д, е, что приводит к возрастанию ударной вязкости.

При выборе температуры отпуска необходимо учитывать особенности структурообразования в стали выбранного химического состава. Температура отпуска для стали состава №3 не должна превышать 630°C – температуры, при которой появляются области ПМ, приводящие к снижению прочностных характеристик. Для дальнейших исследований рекомендован отпуск в диапазоне температур - 570÷600°C.

4.7 Влияние температуры отпуска и времени выдержки на механические свойства исследуемой стали опытно-промышленных образцов

Исследования влияния режимов высокотемпературного отпуска на механические свойства стали состава № 3 проводили на опытных заготовках от листового проката толщиной 12 мм, закаленных в воду от температуры 950°C, и отпуска в лабораторной отпускной печи. Для определения влияния режимов высокотемпературного отпуска на механические свойства стали применялся параметр Холломона-Яффе (H_p)⁴, учитывающий комплексное воздействие как температуры отпуска, так и его продолжительности [115-121].

Заготовки подвергали термической обработке с варьированием H_p от 16,8 до 19,8 (температура отпуска в диапазоне 570-690 °C, время выдержки при отпуске для указанного диапазона температур - 60 и 180 минут), характеризующим энерговложение при отпуске.

⁴ $H_p = T \times (C + \log(\tau))$, где (4)
 T-температура отпуска, К, C=20,
 τ-время выдержки при отпуске, час

На рисунок 4.16 представлен график зависимости прочностных характеристик и ударной вязкости при температуре испытаний -70°C от H_p для образцов от листового проката толщиной 12 мм из стали состава № 3.

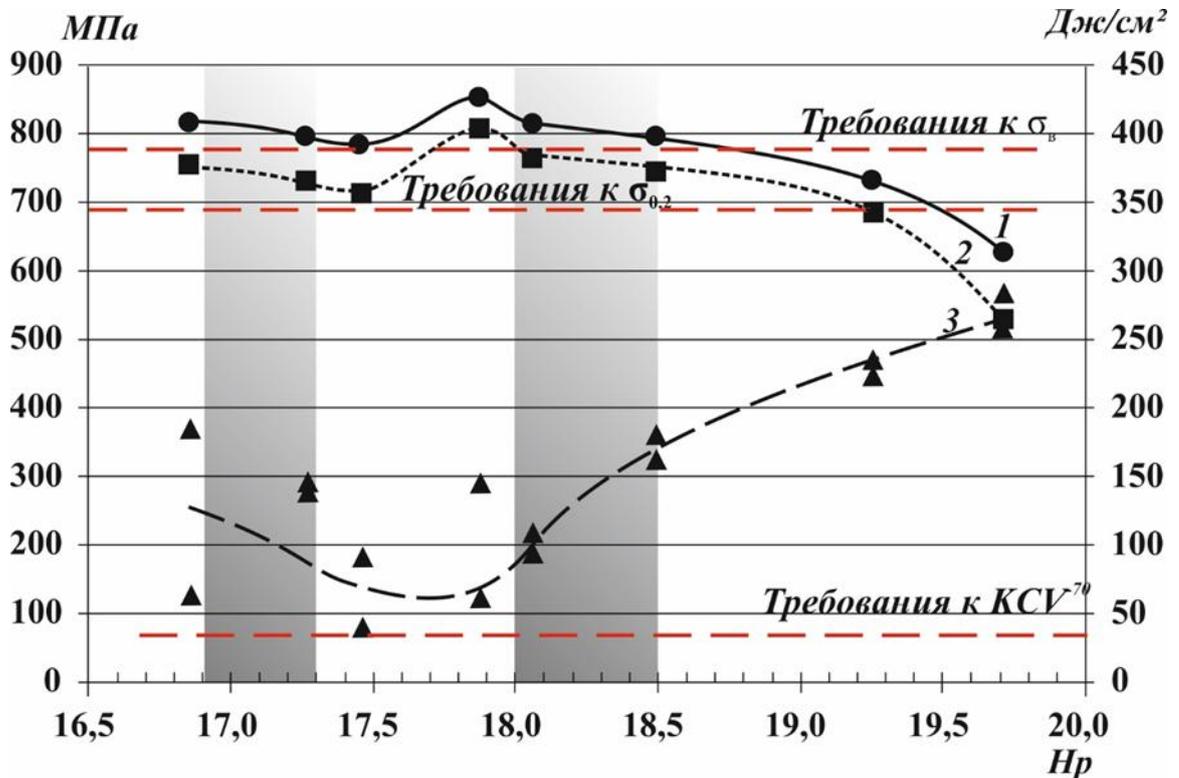


Рисунок 4.16 – График зависимостей значений прочностных характеристик (1 – σ_b и 2 – $\sigma_{0,2}$) и ударной вязкости при -70°C (3 – KCV^{70}) стали состава № 3 от параметра Холломена-Яффе

Необходимый комплекс механических свойств достигается в диапазоне значений H_p от 16,8 до 19,2. При более высоких значениях H_p происходит снижение прочностных характеристик и повышение вязкости за счет нарушения реечного характера структуры и образования практически бездислокационных областей α -фазы, упрочненных карбидами, на месте отдельных кристаллитов дислокационного мартенсита нереечного типа, а также интенсификации процессов коагуляции и роста карбидных частиц, (как описано в п.4.5 главы 4 при повышении температуры отпуска не менее 630°C), рисунок 4.16.

В диапазоне значений H_p от 17,3 до 18,0 наблюдается снижение (до номинальных), а затем рост значений как прочностных характеристик, так и ударной вязкости, рисунок 4.16. Снижение значений ударной вязкости до 35 Дж/см^2 происходит за счет образования пластинчатых карбидов по границам реечного и гранулярного

бейнита. Образование новой упрочняющей карбидной фазы в диапазоне значений H_p от 17,5 до 18,0 приводит к росту значений прочностных характеристик и ударной вязкости (как описано в п.4.5 главы 4 при температуре отпуска 600°C) рисунок 4.16. [113, 114]

Гарантированное сочетание высоких прочностных характеристик и низкотемпературной ударной вязкости достигается в двух диапазонах значений H_p : от 16,9 до 17,3 и от 18,0 до 18,5 (рисунок 4.16). Однако для дальнейших исследований был выбран диапазон с наименьшими значениями H_p (характеризующийся более низкими температурами и длительностью выдержки при отпуске в целях повышения производительности и энергоэффективности производства), обеспечивающий стабильный комплекс прочностных и вязкопластических свойств.

Проведены расчеты по определению общего времени нагрева, необходимого для обеспечения требуемого комплекса механических свойств в листовом прокате различных толщин (от 8 до 50 мм) из разработанной стали с учетом определенных выше диапазонов значений H_p и температур отпуска. Для расчетов по определению времени нагрева для листового проката с учетом толщины были выбраны минимальные значения H_p и температуры отпуска.

Известно, что длительность отпуска ($\tau_{\text{общ}}$) складывается из времени на нагрев ($\tau_{\text{н}}$), зависящего от нагревающей среды, размеров и формы деталей, а также от их укладки в печи (в данном случае от толщины листового проката), и времени выдержки ($\tau_{\text{в}}$) [122]:

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{н}} + \tau_{\text{в}}, \text{ мин}, \quad (5)$$

Время на нагрев рассчитывается по формуле:

$$\tau_{\text{н}} = 1,6 \times t, \text{ мин}, \quad (6)$$

где t – толщина листового проката, мм, 1,6 – коэффициент, учитывающий влияние нагревающей среды, размеров и формы деталей, а также их укладку в печи, применительно к нагревательному оборудованию ПАО «ММК».

По результатам расчетов, проведенных по формуле (7) $\tau_{\text{общ}}$ для листового проката толщиной 12 мм из разработанной стали будет составлять 67 мин, $\tau_{\text{н}}$, рассчитанное по формуле (6) - 19,2 мин. При этом $\tau_{\text{в}}$ составляет 47,8 мин (формула 5), не зависит от толщины листового проката и следовательно неизменно для разработанной стали.

$$\tau_{\text{общ}} = 10^{(1000H_p/T-20)} \quad (7)$$

Далее, зная $\tau_{\text{в}}$, рассчитывали $\tau_{\text{общ}}$ для всего диапазона толщин листового проката из разработанной стали.

Далее на основании расчетов, проведенных по вышеуказанным формулам, было рассчитано время нагрева листового проката в зависимости от толщины и получена зависимость, представленная на рисунке 4.17.

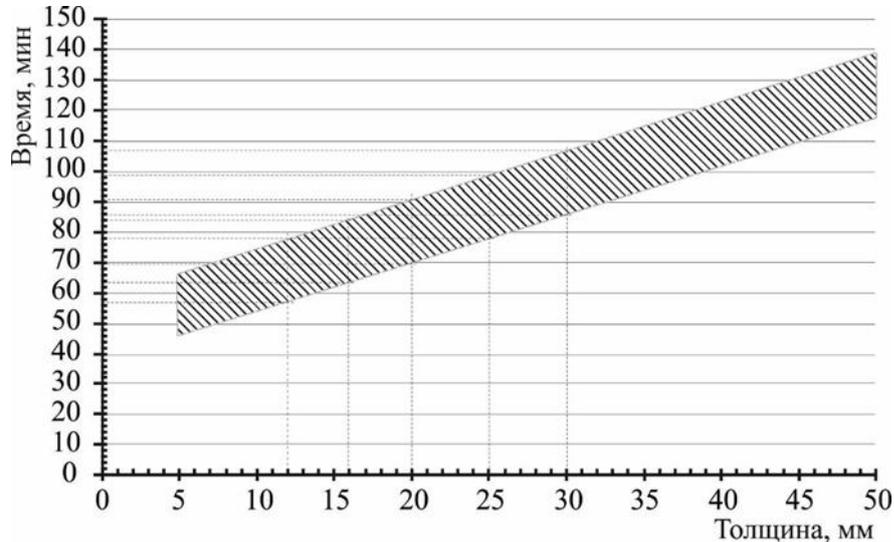


Рисунок 4.17 – Зависимость длительности отпуска от толщины листового проката для стали состава № 3.

На основании полученных данных, были выбраны режимы отпуска листов промышленной партии и внесены в технологическую документацию, для которых наиболее рациональные режимы отпуска назначались с учетом как температуры, так и времени выдержки проката различных толщин.

Выводы к главе 4

1. В результате проведенных исследований установлено, что комплексное микролегирование стали состава №3 ниобием и молибденом (в количестве 0,3-0,32%) эффективно сдерживает рост аустенитного зерна при нагреве под закалку, вплоть до температуры 980°C, средний размер которого не превышает 11 мкм. В результате закалки в стали формируется бейнитно-мартенситная структура. Повышение температуры закалки от 900°C до 950°C приводит к увеличению объемной доли мартенсита реечной морфологии (от 5-10% до 45-50%), снижению объемной доли высокотемпературного мартенсита и бейнита реечной морфологии (от 55-65% до 17-25%). Структурные изменения, происходящие при повышении температуры закалки,

приводят к возрастанию временного сопротивления и к снижению ударной вязкости закаленной стали.

2. На свойства закаленной стали оказывает влияние морфология образующегося бейнита. Получение бейнита различных морфологических типов при изотермических выдержках в интервале температур 450-600°C показало, что бейнит, формирующийся в верхнем температурном интервале бейнитного превращения, отличается крупными размерами кристаллитов, а в нижнем – дисперсным строением с развитой субструктурой и гарантирует более высокие значения временного сопротивления (не менее 820 МПа).

3. При температуре отпуска 570°C наиболее значительные изменения происходят в мартенсите. Отпуск при температуре 570°C по сравнению с закаленным состоянием приводит к снижению плотности дислокаций от $21 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в реечном мартенсите и от $21 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $2,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в высокотемпературном мартенсите за счет выделения углерода. Вследствие этого на местах ранее обнаруженного после закалки $\chi_{\text{ост}}$ и М-А-фазы по границам реечного мартенсита, реечного бейнита и гранулярного бейнита наблюдается формирование довольно крупных карбидов размером 120-210 нм, а также рост карбидов самоотпуска (до 280 нм) внутри кристаллитов высокотемпературного мартенсита. Совокупность вышеуказанных изменений, происходящих в результате отпуска 570°C, приводит к снижению прочностных характеристик (предела текучести от 830 МПа до 730 МПа и временного сопротивления от 1020 МПа до 793 МПа) и повышению вязкопластических характеристик (ударной вязкости от 66 Дж/см² до 140-145 Дж/см² и относительного удлинения от 14% до 18,5%).

Повышение температуры отпуска до 600°C (по сравнению с отпуском при температуре 570°C) практически не влияет на изменение плотности дислокаций в мартенсите, но приводит к снижению плотности дислокаций в бейните: от $2,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $1,7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в реечном и от $2,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в гранулярном бейните. Образуются новые карбиды по границам реечного и гранулярного бейнита и дисперсные карбиды размером от 9 до 100 нм внутри высокотемпературного мартенсита, что и приводит к повышению прочностных характеристик до уровня, близкого к закаленному состоянию (предела текучести до 805 МПа и временного сопротивления до 846 МПа). Вязкопластические характеристики также повышаются (ударная вязкость до 163-167 Дж/см² и относительное удлинение до 19,7%).

Усиление процессов диффузии углерода и легирующих элементов из

мартенситной матрицы в карбидную фазу при температуре отпуска 630°C (по сравнению с отпуском 600°C) приводит к образованию на месте отдельных областей дислокационного мартенсита крупных практически бездислокационных областей α -фазы, упрочненных карбидами размером от 5 до 185 нм (переотпущенного мартенсита), а также к образованию наноразмерных карбидов цементитного типа, легированных марганцем и хромом. Такие изменения приводят к снижению прочностных характеристик (предела текучести до 742 МПа и временного сопротивления до 790 МПа), вязкопластические характеристики остаются неизменными.

При дальнейшем повышении температуры отпуска до 690°C происходит рост областей переотпущенного мартенсита за счет снижения доли реечного мартенсита, а также коагуляция и рост карбидов, приводящие к еще большему снижению прочностных характеристик (предела текучести до 523 МПа и временного сопротивления до 622 МПа) и повышению вязкопластических характеристик (ударной вязкости до 261-282 Дж/см² и относительного удлинения до 25,3%).

4. Показано, что за счет формирования дисперсной бейнитно-мартенситной структуры, содержащей до 50% реечного и до 5% высокотемпературного мартенсита, а также до 45 % бейнита (до 20% бейнита реечной и до 25% гранулярной морфологии), в новой экономнолегированной хладостойкой стали после отпуска гарантируется получение предела текучести не менее 690 МПа в сочетании с ударной вязкостью не менее 35 Дж/см² при температуре испытаний -70°C.

5. Установлено, что оптимальное сочетание механических свойств достигается после отпуска в интервале температур 570÷600°C, соответствующих диапазону значений относительного параметра Холломона-Яффе (H_p), учитывающего комплексное воздействие как температуры отпуска, так и времени выдержки, от 16,9 до 17,3. Выбор рациональных параметров отпуска листового проката различных толщин учитывает время нагрева в зависимости от его толщины, определенное расчетным способом.

ГЛАВА 5 ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЙ ПАРТИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

В настоящей главе представлены результаты изготовления опытно-промышленной партии листового проката толщиной 12-30 мм из непрерывнолитых слэбов кислородно-конвертерного производства из стали марки 09ХГН2МД в условиях ПАО «ММК» по технологии горячей прокатки с последующей термической обработкой (закалка с высоким отпуском).

Изготовление опытно-промышленной партии производилось по технической и технологической документации, разработанной с учетом рекомендаций, изложенных в 3 и 4 главах.

Исследование качества опытно-промышленной партии листового проката из стали марки 09ХГН2МД производилось по результатам механических испытаний в объеме требований технической документации и исследований структуры листов методом оптической металлографии, ПЭМ и EBSD-анализа. Оценка хладостойкости производилась по результатам испытаний на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения в продольном и поперечном направлении при низких температурах испытаний (в диапазоне $-20\div-80^{\circ}\text{C}$), а также

5.1 Изготовление опытно-промышленной партии листового проката

С целью освоения технологии производства толстолистового проката из свариваемой стали марки 09ХГН2МД в толщинах до 50 мм в конвертерном цехе ПАО «ММК» была изготовлена опытно-промышленная плавка новой экономнолегированной стали разработанного химического состава объемом 370 т.

Химический состав, представленный в таблице 5.1, полностью удовлетворяет требованиям технической (далее ТУ) и технологической документации (далее ТД) к стали марки 09ХГН2МД. Критические температуры, при которых происходит

изменение фазового состояния и структуры стали при нагреве стали данного химического состава соответствуют 730°C (A_{c1}) и 875°C (A_{c3}).

Таблица 5.1 - Химический состав стали марки 09ХГН2МД

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	N	Nb	$C_{\text{экв}}$	$P_{\text{см}}$
0,09	0,33	0,67	0,007	0,003	1,7	0,5	0,49	0,3	0,036	0,006	0,031	0,51	0,23

5.1.1 Изготовление опытно-промышленной плавки стали

Выплавка, внепечная обработка и разливка стали марки 09ХГН2МД в непрерывнолитые слябы производились в соответствии с действующими технологическими инструкциями, в которых учтены рекомендации.

Выплавка стали марки 09ХГН2МД была произведена с соблюдением основных ключевых параметров, позволяющих обеспечить получение заданного химического состава и металлургического качества непрерывнолитой заготовки (высокой чистоты металла по вредным примесям, газам и неметаллическим включениям), таких как:

1. Содержание вредных примесей:

- серы, с массовой долей, было не выше 0,005%. Для этого при выплавке применялся чистый по сере чугу́н (не более 0,018% серы), позволяющий без затруднений обеспечить в готовом металле заданное содержание серы;

- фосфора, содержание которого перед выпуском из конвертера было не выше 0,008%, а именно на 0,004% ниже, чем заданное, что гарантирует получение заданного содержания фосфора даже в случае рефосфорации при неполном отсечении конвертерного шлака на выпуске;

- азота, содержание которого в готовом металле было не выше 0,008%. Для этого его содержание на выпуске из конвертера не превышало 0,005% ввиду его возможного увеличения в процессе внепечной обработки и разливки стали. Поэтому при выполнении операции продувки в конвертере использовался кислород с содержанием азота не более 0,10%.

2. Содержание кальция в стали было на уровне не менее 0,001%, что способствовало формированию благоприятных по морфологии и составу

неметаллических включений, для этого вводили силикокальциевую порошковую проволоку (SiCa_{30}). Введение в металл кальция способствует модифицированию и наиболее полному удалению сульфидов и продуктов раскисления металла алюминием.

3. *Температура выпуска полупродукта* из конвертера, обеспечивающая формирование гомогенного жидкотекучего шлака с высокой ассимилирующей способностью, предотвращение восстановления фосфора из шлака и обеспечила эффективный температурный режим при проведении всех операций внепечной обработки.

4. *Оптимальные температура и скорость разливки* непрерывной разливки стали для получения качественной непрерывнолитой заготовки. При этом:

- *величина перегрева* над температурой ликвидус при разливке стали не превышала $20\text{-}35^\circ\text{C}$, для обеспечения формирования наиболее благоприятной структуры непрерывнолитой заготовки с минимальным развитием дефектов ликвационного происхождения,

- *скорость разливки* стали рассчитывалась в зависимости от фактической температуры разливаемого металла с целью обеспечения стабильного процесса разливки, формирования прочной корочки непрерывнолитой заготовки, исключения подвисяния и прорывов,

- *режимы охлаждения* непрерывнолитой заготовки в зоне вторичного охлаждения обеспечили равномерное затвердевание заготовки.

Для обеспечения высокого качества поверхности проката были максимально удалены дефекты поверхности непрерывнолитой заготовки.

5.1.2 Анализ параметров прокатки опытно-промышленной партии листового проката

Прокатку слябов из стали марки 09ХГН2МД производили на стане «5000» ПАО «ММК». Разработанные технологические режимы производства листового проката обеспечивают:

- выравнивание химического состава по объему сляба при нагреве с учетом нормируемого содержания легирующих элементов;
- частичное измельчение аустенитного зерна за счет динамической и

метадинамической рекристаллизации на черновой стадии прокатки;

– преимущественное измельчение аустенитного зерна за счет статической рекристаллизации в паузах между проходами на черновой стадии прокатки и при промежуточном подстуживании;

– создание развитой субзеренной структуры в аустените путем проведения деформации с максимальными обжатиями при температуре не менее 880°C (ниже температуры рекристаллизации) на чистовой стадии прокатки.

Нагрев слябов производили в проходной методической печи без нарушения режима в части превышения градиента температур при нагреве центра и поверхности сляба, что могло бы привести к понижению значений относительного удлинения и ударной вязкости при температурах -70°C и ниже.

На рисунках 5.1 и 5.2 представлено изменение средних значений относительных обжатий (ϵ_{cp}) за проход при изготовлении листового проката и степень возрастания относительной деформации ($\Delta\epsilon = \epsilon_{ni} - \epsilon_{n1}$) по проходам, от первого (ϵ_{n1}) к последующему по порядку (ϵ_{ni}), для листового проката в толщинах от 12 мм до 30 мм, а на рисунке 5.3 - температуры окончания прокатки.

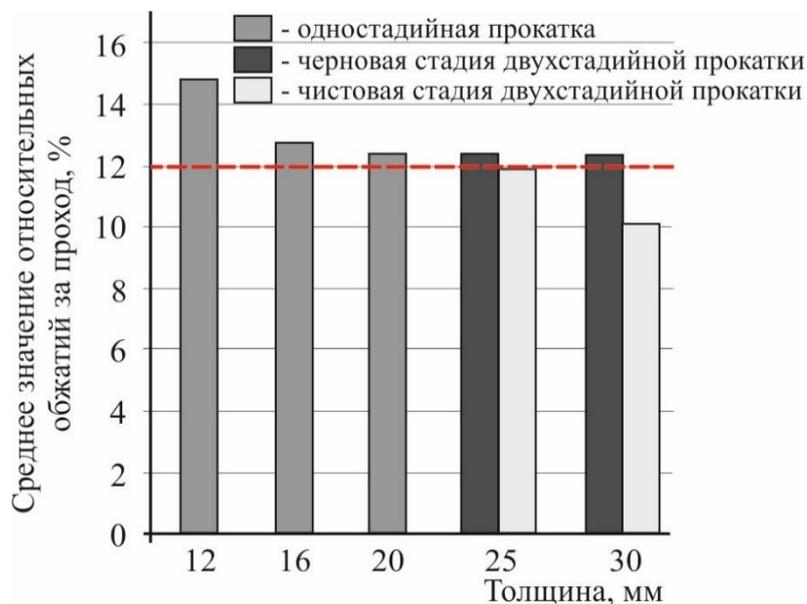


Рисунок 5.1 – Изменение средних значений относительных обжатий за проход при изготовлении листового проката в толщинах от 12 мм до 30 мм включительно (— — — - требования)

Изготовление листового проката толщиной до 25 мм производили по режимам одностадийной прокатки (рисунок 5.1) с увеличением относительной величины обжатий

по проходам (рисунок 5.2 а, б) от начала к концу прокатки. При этом прокатку слябов до толщины 12 мм осуществляли через промежуточный перекал, что связано с технологическими особенностями оборудования, а именно с ограничением по максимальной длине раската.

Для изготовления листового проката толщиной от 25 мм до 30 мм прокатку производили по режимам горячей двухстадийной деформации, с увеличением относительной величины обжатий по проходам от начала к концу черновой стадии, рисунок 5.1, рисунок 5.2 в, г.

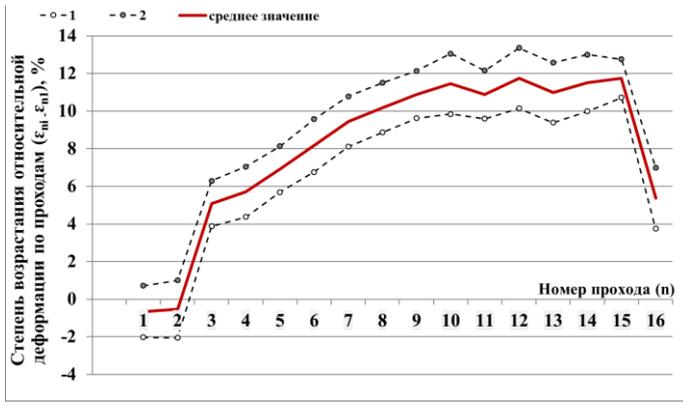
Следует отметить, что были реализованы достаточно высокие средние значения относительных обжатий за проход при одностадийной прокатке и на черновой стадии двухстадийной прокатки, рисунок 5.1, а также выдержана высокая температура окончания черновой прокатки, рисунок 5.3, необходимая для максимального измельчения аустенитного зерна за счет процесса динамической рекристаллизации.

Путем соблюдения времени промежуточного подстуживания перед чистовой стадией двухстадийной прокатки была обеспечена возможность протекания статической рекристаллизации и предотвращения роста зерна в середине по толщине листового проката.

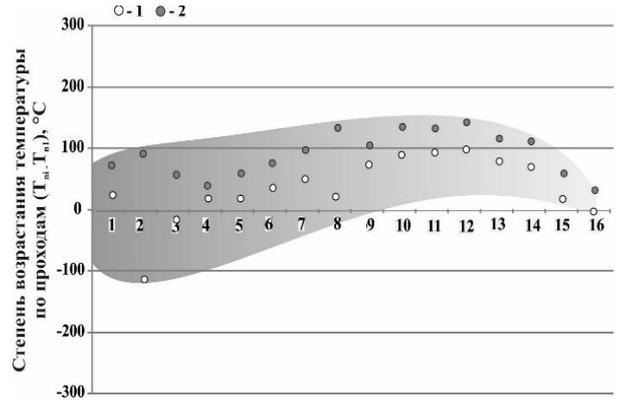
Соблюдение вышеуказанных основных параметров позволяет обеспечить формирование однородной мелкодисперсной структуры аустенита, которая наследуется при закалке и оказывает влияние на дисперсность превращенной бейнитно-мартенситной структуры.

Всего из слябов стали марки 09ХГН2МД было изготовлено 72 листовых проката по режимам одностадийной прокатки:

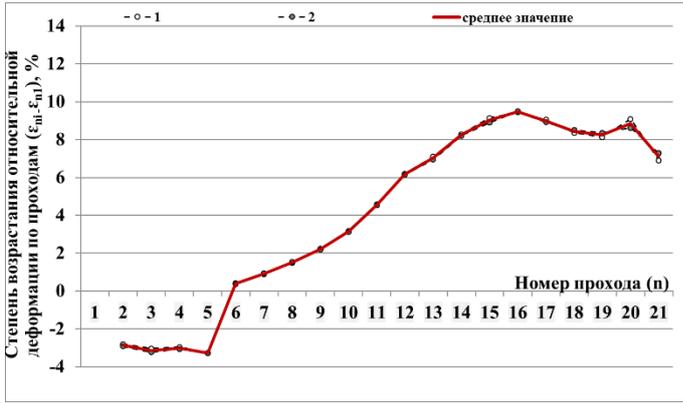
- 12 листов толщиной 12 мм (2 шестикратных раската), рисунок 5.2 а, б,
 - 12 листов толщиной 16 мм (2 шестикратных раската), рисунок 5.2 в, г,
 - 50 листов толщиной 20 мм (10 пятикратных раската), рисунок 5.2 д, е,
- и 32 листа - по режимам двухстадийной прокатки:
- 20 листов толщиной 25 мм (5 четырехкратных раската), рисунок 5.2 ж, з,
 - 12 листов толщиной 30 мм (3 четырехкратных раската), рисунок 5.2 и, к.



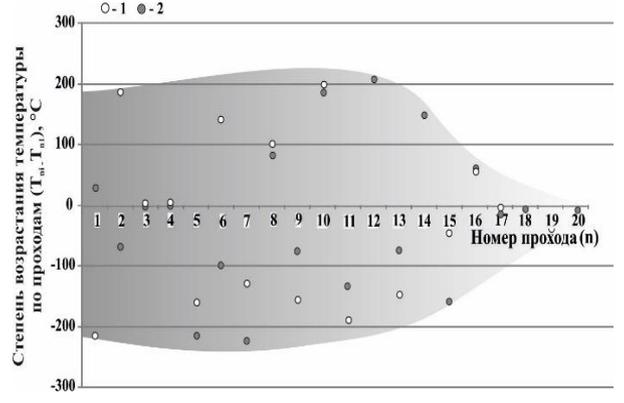
а



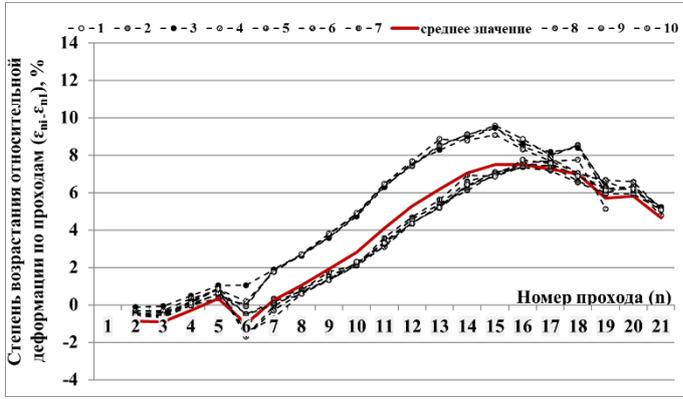
б



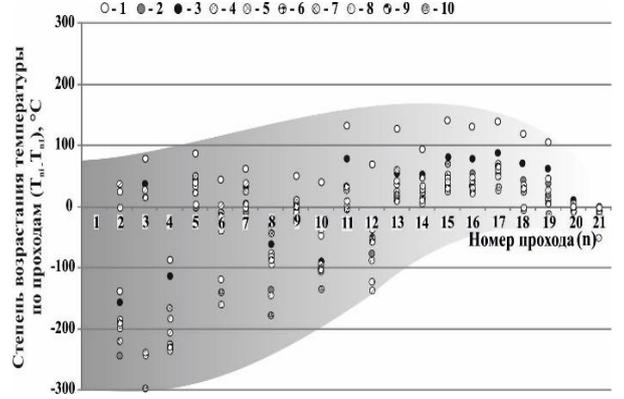
в



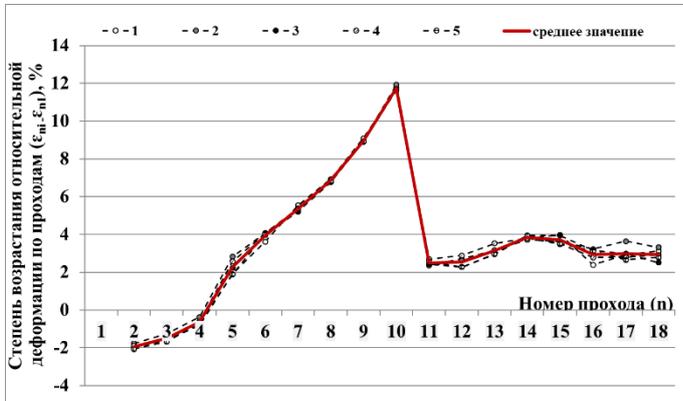
г



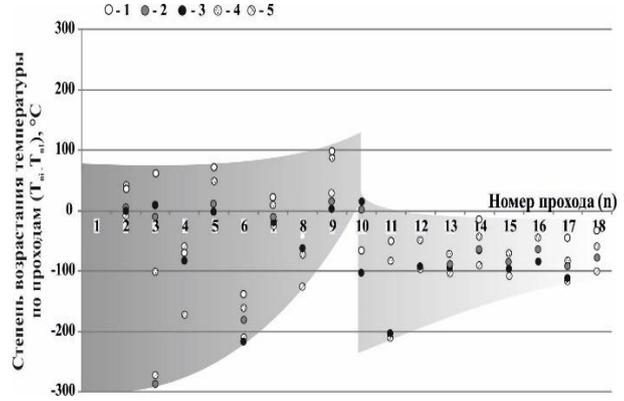
д



е



ж



з

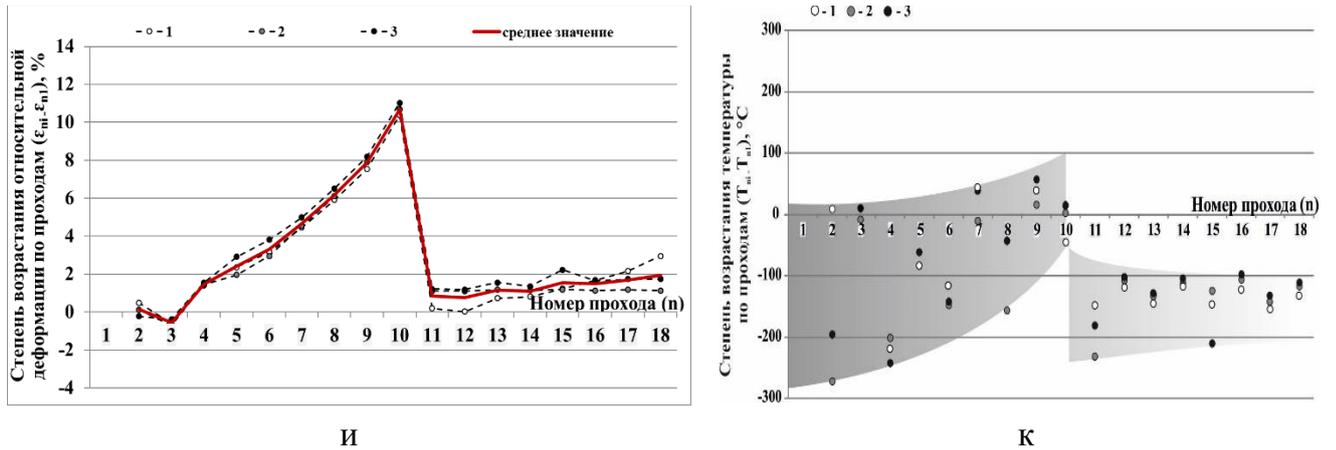


Рисунок 5.2 – Степень возрастания относительной деформации (а, в, д, ж, и) и температур (б, г, е, з, к) по проходам для листового прокатка толщиной 12 мм (а, б), 16 мм (в, г), 20 мм (д, е), 25 мм (ж, з) и 30 мм (и, к), где --○-- 1 --□-- 2 --△-- 3 --◇-- 4 --●-- 5 --○-- 6 --□-- 7 --△-- 8 --◇-- 9 --●-- 10 - порядковые номера раскатов.

Увеличение темпа возрастания степени обжатий для листового проката толщиной до 20 мм включительно приводит к повышению температуры конца прокатки на 100-200°C от температуры начала прокатки, рисунок 5.2. При этом возрастание относительной деформации на ~9 % от первоначальной приводит к повышению температуры на:

- 105°C для листового проката толщиной 12 мм;
- 148° С для листового проката 16 мм;
- 140 °С для листового проката 20 мм;
- 100 °С для листового проката 25 мм;
- 58 °С для листового проката 30 мм.

На рисунке 5.3 представлены температуры окончания прокатки для изготовленного листового проката в толщинах от 12 мм до 30 мм.

Полученные данные показывают, что увеличение степени относительной деформации при увеличении конечной толщины готовой продукции от 12 мм до 20 мм приводит к повышению температуры окончания прокатки от 950 до 1040°C за счет дополнительного разогрева верхних слоев листового проката и сохранения высоких температур в середине (рисунок 5.2 а-е и рисунок 5.3). Охлаждение на воздухе от высоких температур конца прокатки порядка 1040°C может приводить к росту рекристаллизованных зерен после завершения первичной статической рекристаллизации вследствие протекания процесса собирательной рекристаллизации и, как следствие, к

неоднородности по величине аустенитного зерна, что может привести к снижению ударной вязкости при низких температурах. Применение двухстадийной прокатки для листового проката толщиной не менее 25 мм позволяет применить максимально возможные относительные деформации с температурой окончания прокатки 870 - 930°C (рисунок 5.2 ж-к и рисунок 5.3) для обеспечения наилучшей проработки срединных слоев листового проката и предотвращения роста рекристаллизованных зерен.

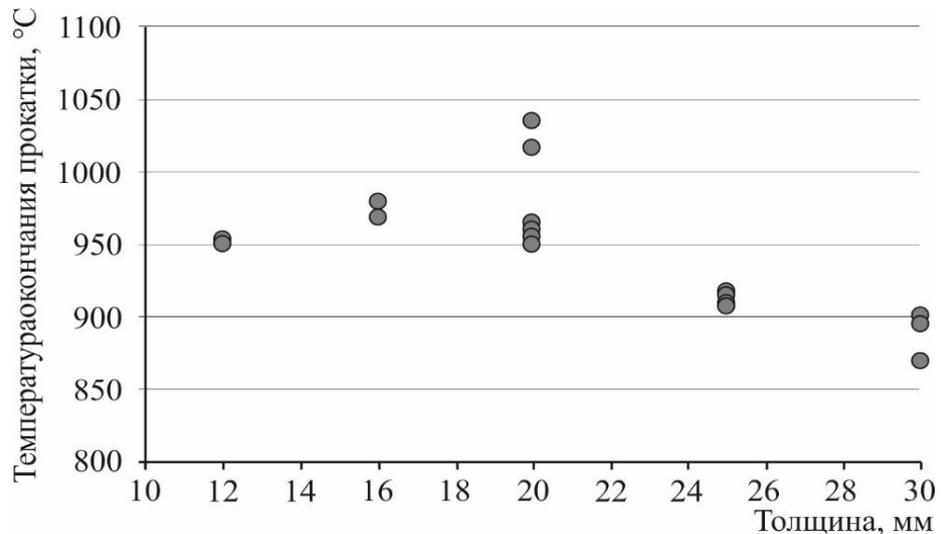


Рисунок 5.3 - Температура окончания прокатки для листового проката в толщинах от 12 мм до 30 мм

Для обеспечения требуемого качества по содержанию внутренних дефектов после прокатки листовой прокат подвергался замедленному охлаждению в штабеле (противофлоккенная обработка) от температуры 500°C не менее 24 часов.

5.1.3 Термическая обработка опытно-промышленной партии листового проката

Термическая обработка опытно-промышленной партии листового проката была выполнена при полном соблюдении режимов, разработанных на основании исследований, приведенных в 4-ой главе и по результатам выборочной отработки режимов на листовом прокате толщиной 16 мм и 30 мм (см. п. 5.1.4), таблица 5.2.

Таблица 5.2 – Режимы термической обработки для изготовления листового проката из стали марки 09ХГН2МД

Толщина листов, мм	Закалка		Отпуск
	Температура металла на выдаче, °С	Удельное время нагрева металла, мин/мм	Hр
12	Ac ₃ + (55÷60)	3,5	17,00÷17,10
16			16,90÷17,10
20			16,90÷17,30
25			17,10÷17,20
30			17,00÷17,20

Закалку производили от температуры Ac₃ + 55÷60°С после выдержки с учетом удельного времени нагрева металла с охлаждением в воду. Отпуск производили при температуре Ac₁ – (155÷165)°С с варьированием времени выдержки, определяемым с учетом выполнения разработанных требований к параметру Холломона-Яффе (Hр), значения которого должны соответствовать следующему неравенству $16,9 \leq Hр \leq 17,3$.

5.1.4 Исследование структуры листового проката методом EBSD-анализа

Исследование структуры и свойств производили на листовом прокате толщиной 16 мм и 30 мм, изготовленном по разработанным режимам термической обработки.

Для листового проката толщиной 30 мм показано, как влияет отклонение от разработанного режима отпуска (Hр=17,4 при требованиях не выше 17,3) на структуру и свойства стали. Режимы термической обработки и результаты механических испытаний представлены в таблице 5.3.

В листовом прокате формируется бейнитно-мартенситная структура. При этом с увеличением толщины листового проката доля мартенситной составляющей в середине по толщине уменьшается, рисунок 5.4 а-в – 5.6 а-в.

Таблица 5.3 – Режимы термической обработки и результаты механических испытаний листового проката из новой стали марки 09ХГН2МД

Толщина листов, мм	Закалка	Отпуск	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCV ^{-70 °C} , Дж/см ²
	температура металла на выдаче, °C / удельное время нагрева металла, мин/мм	Hр				
16	Ac ₃ + 55 / 3,5	16,92	820	858	16,5	287-263-261
30		17,00	724	780	18	392-205-245
30		17,30	690	770	26	191-177-181
Требования		16,9-17,3	не менее 690	770-940	не менее 13	не менее 35

В структуре листового проката толщиной 16 мм (Hр = 16,92) доля (относительная протяженность) малоугловых границ элементов структуры по толщине листового проката (поверхность-середина-поверхность) практически не изменяется и составляет 19-20%, пик распределения углов разориентировок приходится на 8-10°, рисунок 5.4 г-е. Доля большеугловых границ с углами разориентировки 50-60° составляет ~66÷69%, рисунок 5.4 г-е. Средние размеры структурных элементов при угле толерантности 5° по толщине листового проката (поверхность-середина-поверхность) составляют 11,6 мкм-8,1 мкм-9,1 мкм, рисунок 5.4 г-е, при этом 53-64 % элементов структуры имеют размер меньше 9 мкм. В середине по толщине листового проката наблюдается 17% структурных элементов размером 14-15 мкм. Формирование такой структуры со средним размером структурных элементов не более 12 мкм по толщине позволило получить в листовом прокате значения предела текучести 820 МПа при высокой вязкости и требуемой пластичности.

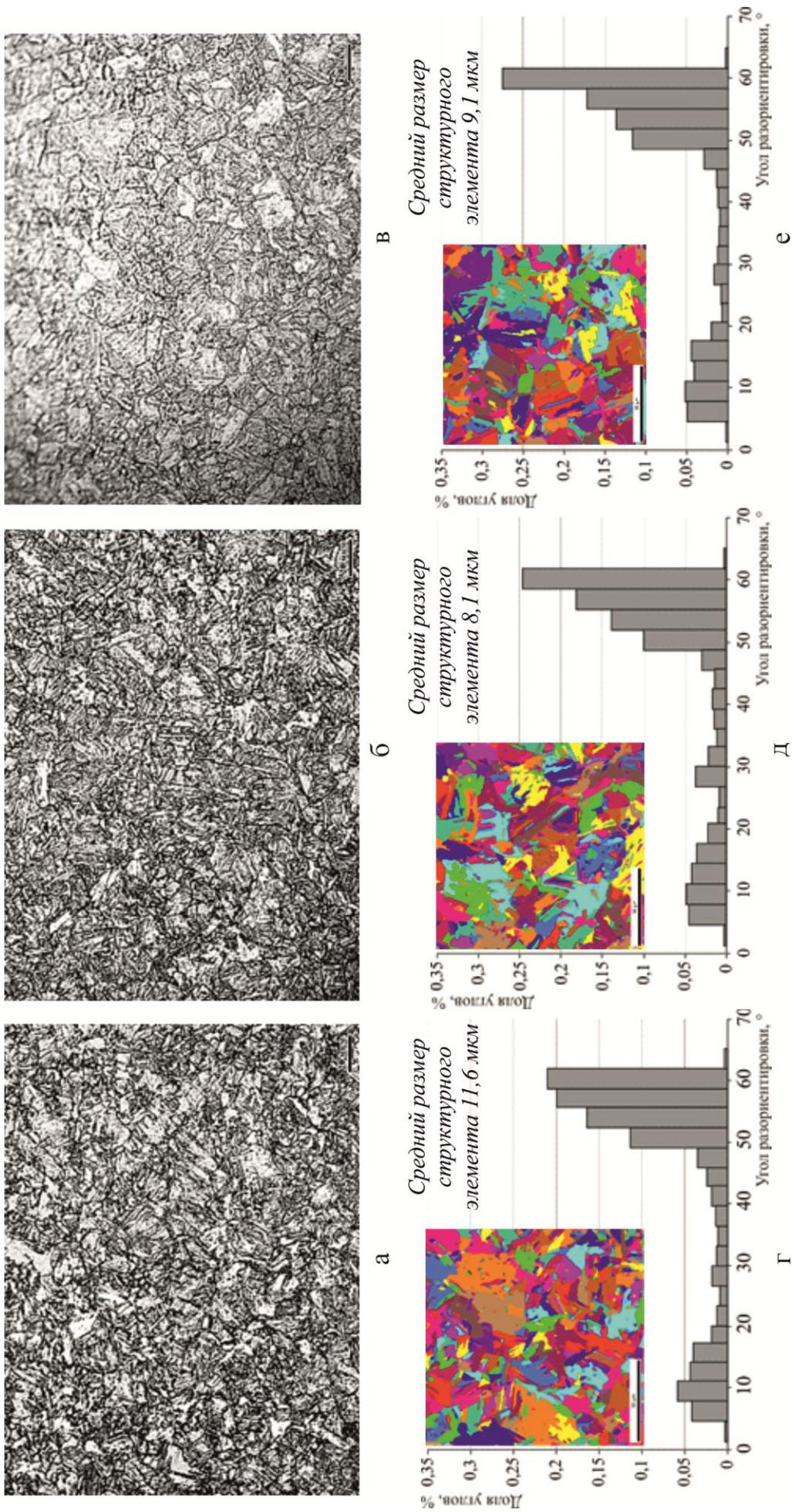


Рисунок 5.4 – Структура листового проката толщиной 16 мм (Нр = 16,92) из стали марки 09XГН2МД по толщине поверхности (а, г) – середина (б, д) – поверхность металлография, г-е – распределение межкристаллитных границ по разориентировкам со средним размером структурного элемента при угле толерантности 5°

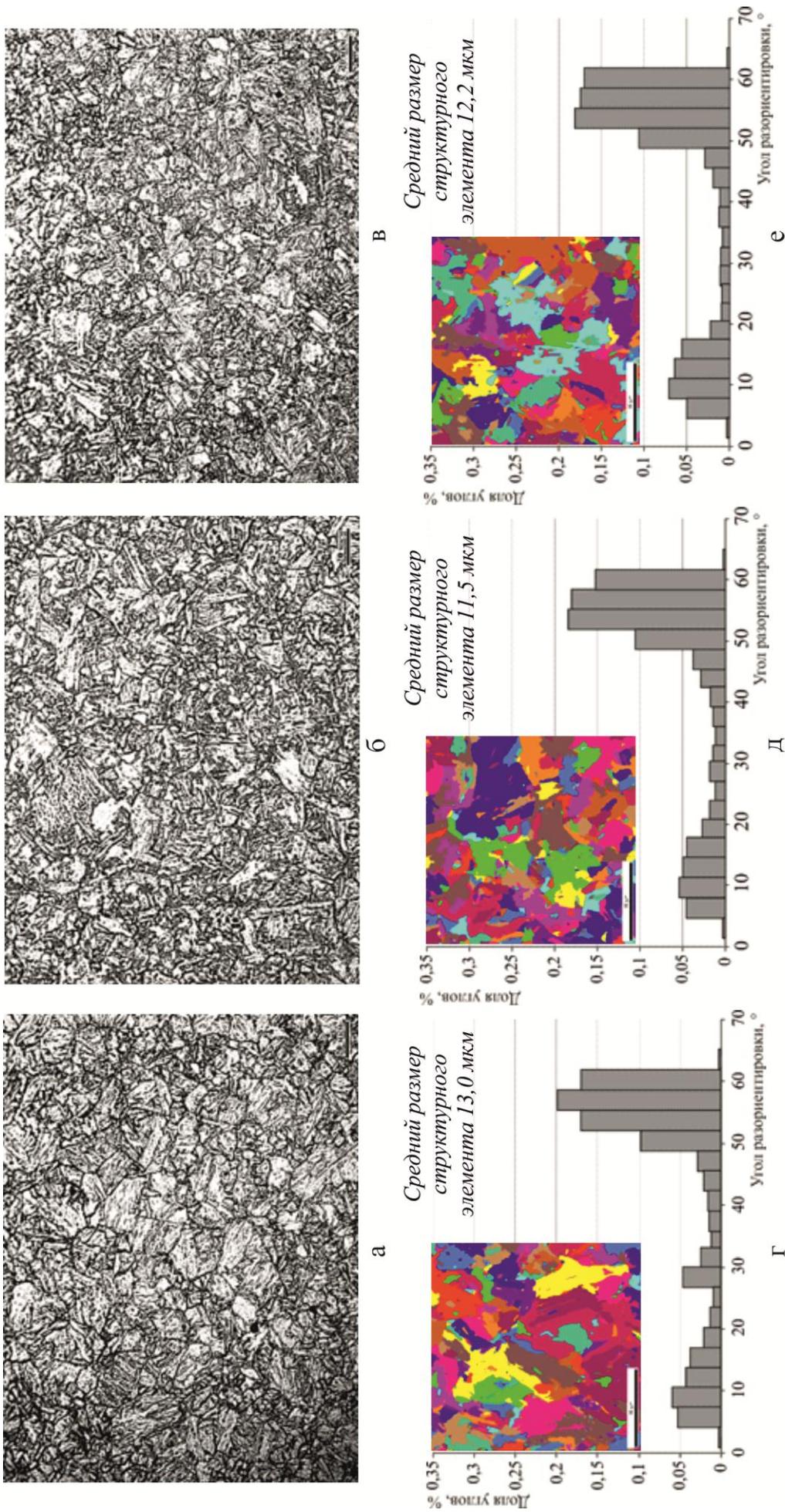


Рисунок 5.5 – Структура листового проката толщиной 30 мм (Нр = 17,00) из стали марки 09XГН2МД по толщине поверхность (а, г) – середина (б, д) – поверхность металлография, г-е – распределение межкристаллитных границ по разориентировкам со средним размером структурного элемента при угле толерантности 5°

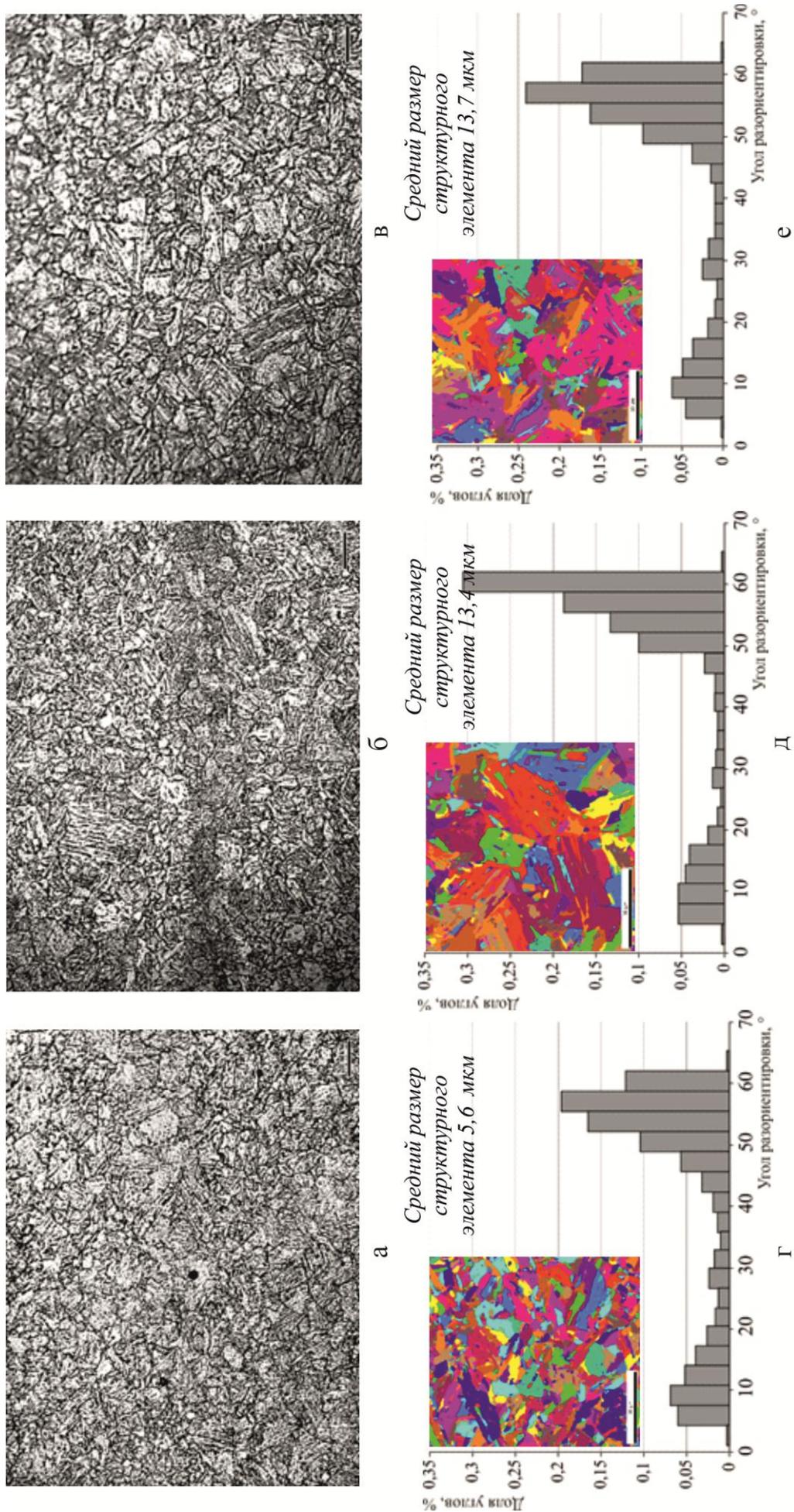


Рисунок 5.6 – Структура листового проката толщиной 30 мм (Нр = 17,40) из стали марки 09XHGН2МД по толщине поверхность (а, г) – середина (б, д) – поверхность (в, е): а-в – оптическая металлография, г-е – распределение межкристаллитных границ по разориентировкам со средним размером структурного элемента при угле толерантности 5°

В структуре листового проката толщиной 30 мм после отпуска с близким энергозвложением ($H_p = 17,00$) доля малоугловых границ по толщине листа (поверхность-середина-поверхность) также изменяется незначительно и составляет 20%-22%-26%, пик распределения углов разориентировок приходится на 8-11°, рисунок 5.5 г-е. Доля большеугловых границ с углами разориентировки 50-60° составляет ~66÷69% составляет ~62%°, рисунок 5.5 г-е. Средние размеры структурных элементов при угле толерантности 5° по толщине листового проката (поверхность-середина-поверхность) составляют 13,0 мкм-11,5 мкм-12,2 мкм, рисунок 5.5 г-е. Доля элементов структуры размером меньше 9 мкм снижается и составляет 40-49,7%, доля элементов структуры размером более 20 мкм на поверхности составляет до 14%. Формирование в листовом прокате толщиной 30 мм бейнитно-мартенситной структуры со средним размером структурного элемента не более 13 мкм по всей толщине листа позволяет обеспечить требуемую прочность (предел текучести - 724 МПа) и высокий уровень значений вязкопластических характеристик (см. таблицу 5.3).

В структуре листового проката толщиной 30 мм после отпуска с большим энергозвложением ($H_p = 17,40$) доля малоугловых границ по толщине листового проката (поверхность-середина-поверхность) изменяется незначительно и составляет 24%-20%-21%, пик распределения углов разориентировок приходится на 8-11°, рисунок 5.6 г-е. Доля большеугловых границ с углами разориентировки 50-60° составляет ~58÷72%, рисунок 5.6 г-е. Средние размеры структурных элементов при угле толерантности 5° по толщине листового проката (поверхность-середина-поверхность) составляют 5,6 мкм-13,4 мкм-13,7 мкм, рисунок 5.6 г-е. Доля элементов структуры размером меньше 9 мкм ниже и составляет 38-46%. На поверхности листового проката наблюдается 20-27% структурных элементов размером более 20 мкм. Формирование структуры с большим разбросом средних размеров структурных элементов по толщине листа (от 5,6 мкм до 13,7 мкм) привело к снижению значений ударной вязкости в листовом прокате и предела текучести до нижней границы требований (690 МПа), что может быть связано со структурными изменениями, как описано в главе 4.

Высокий разброс значений «тонких» параметров структуры и неравномерность их распределения по толщине листового проката толщиной 30 мм могут быть связаны с более высокой температурой окончания черновой стадии прокатки (более 1040°C) и, как следствие, с увеличением времени подстуживания от этой температуры в листовом

прокате с $H_p = 17,4$, что привело к росту рекристаллизованных зерен после завершения первичной статической рекристаллизации и, как следствие, к неоднородности по величине аустенитного зерна.

5.2 Исследование качества опытно-промышленной партии листового проката

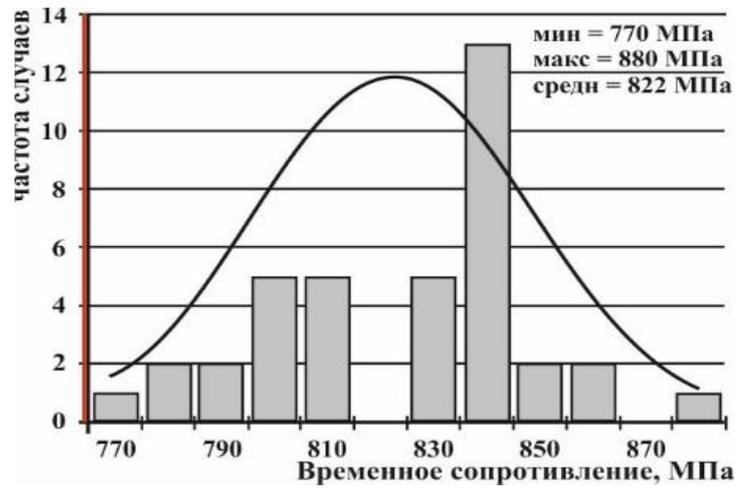
Результаты изготовления опытно-промышленной партии листового проката толщиной 12-30 мм из стали марки 09ХГН2МД, изготовленного на ПАО «ММК» с использованием разработанной технологии, в том числе механические свойства, оценка хладостойкости, исследование структуры, представлены в разделах 5.2.1 и 5.2.2.

5.2.1 Исследование механических свойств опытно-промышленной партии листового проката

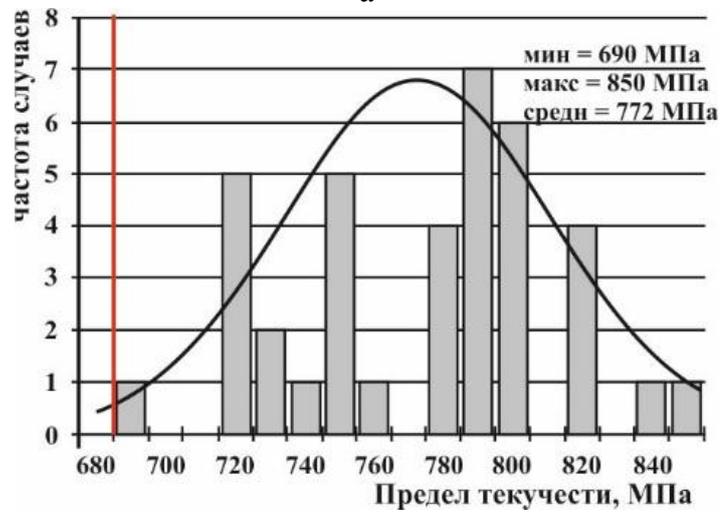
Исследования проведены на основании статистического анализа механических свойств листового проката толщиной от 12 мм до 30 мм, при этом количество испытаний на растяжение составляло 38 шт., а на ударный изгиб – 114 шт.

Листовой прокат после закалки и отпуска обладает сочетанием требуемой прочности и ударной вязкости при низких температурах (рисунок 5.7): значения временного сопротивления составляют 770-880 МПа при среднем значении 822 МПа, предела текучести – 690-850 МПа при среднем значении 772 МПа, ударной вязкости при температуре испытаний минус 70°C - 123-395 Дж/см² при среднем значении 261 Дж/см².

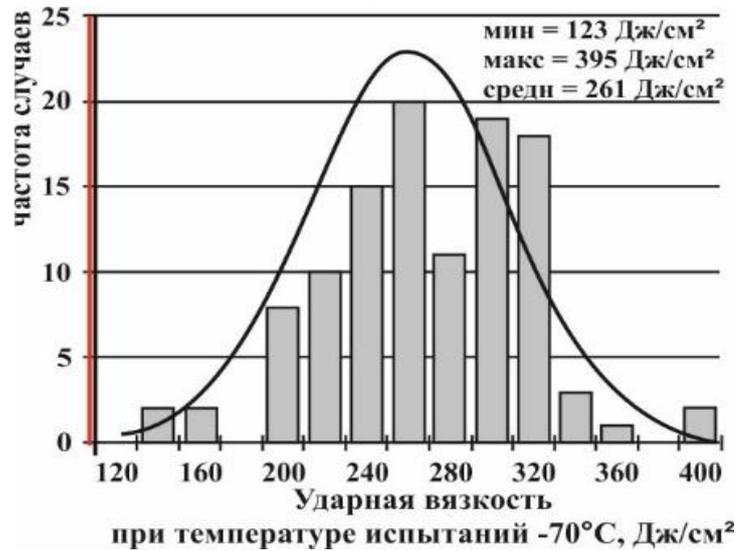
В таблице 5.4 представлены результаты статистического анализа механических свойств опытно-промышленной партии листового проката толщиной 12 мм, 16 мм, 20 мм, 25 мм и 30 мм.



а



б



в

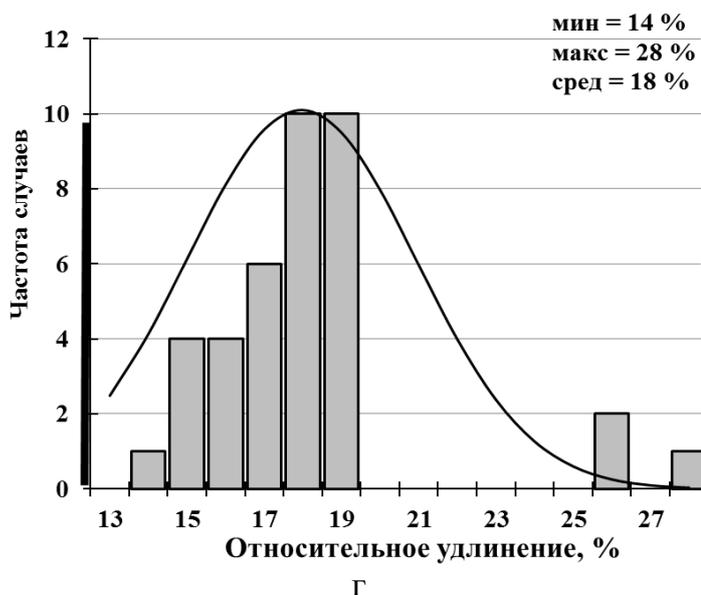


Рисунок 5.7 – Статистические распределения механических свойств опытно-промышленной партии листового проката толщиной от 12 мм до 30 мм из стали марки 09ХГН2МД:

а – значений временного сопротивления, б – значений предела текучести, в – значений ударной вязкости при температуре испытаний -70°C

Повышение температуры окончания прокатки от 950 до 1040°C для листового проката толщиной 12, 16 и 20 мм, изготовленного по технологии одностадийной прокатки, приводит к снижению средних значений прочностных (предела текучести на 30 МПа и временного сопротивления на 6 МПа) и повышению вязкопластических характеристик (относительного удлинения на 2,8% и ударной вязкости на 81 Дж/см^2). При этом в листовом прокате толщиной 20 мм, имеющем наибольшие средние значения ударной вязкости (300 Дж/см^2), разброс температуры окончания прокатки в 100°C приводит к расширению диапазона варьирования значений ударной вязкости (не менее 291 Дж/см^2).

Для листового проката толщиной 25 мм и 30 мм, полученного по технологии двухстадийной прокатки, снижение температуры окончания прокатки от 920°C до 870°C приводит к незначительному снижению средних значений предела текучести на 23 МПа и небольшому повышению средних значений ударной вязкости на 34 Дж/см^2 , при этом средние значения относительного удлинения и временного сопротивления остаются неизменными.

Таблица 5.4 - Результаты статистического анализа механических свойств опытно-промышленной партии листового проката толщиной 12-30 мм из стали марки 09ХГН2МД

Толщина листов, мм	$\sigma_{0,2}$ среднее ($\Delta \sigma_{0,2}^*$), МПа	σ_B среднее ($\Delta \sigma_B^*$), МПа	δ_5 среднее ($\Delta \delta_5^*$), %	KCV ^{-70°C} среднее (Δ KCV ^{-70°C*}), Дж/см ²
12	820 (80)	845 (50)	15,1 (4)	219 (116)
16	787 (50)	827 (36)	15,9 (3)	250 (112)
20	790 (50)	839 (40)	17,9 (4)	300 (116)
25	742 (7)	801 (8)	18,2 (1)	248 (75)
30	719 (11)	789 (8)	18,2 (1,5)	214 (108)
Требования	не менее 690	770-940	не менее 14	не менее 35
* Δ - разница между максимальным и минимальным значением, конкретной характеристики для партии листового проката конкретной толщины				

Узкие диапазоны изменения минимальных и максимальных значений механических свойств (не более 50 МПа для значений предела текучести) подтверждают стабильность разработанного технологического процесса.

5.2.2 Исследование вида излома и структуры опытно-промышленной партии листового проката

Вид излома полнотолщинных образцов листового проката толщиной 20 мм, 25 мм и 30 мм полностью волокнистый без расслоений (рисунок 5.8), что говорит о высоком сопротивлении металла хрупким разрушениям и свидетельствует о формировании однородной по толщине листового проката бейнитно-мартенситной структуры (рисунок 5.12 в-е), что подтверждено результатами, полученными методами EBSD-анализа и ПЭМ (см. п. 5.1.4 и главу 4).

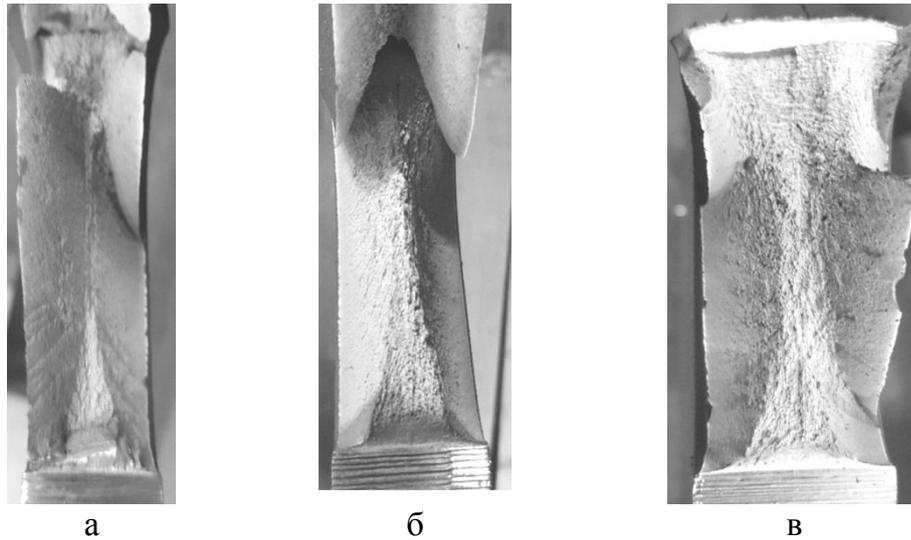


Рисунок 5.8 - Вид изломов полнотолщинных проб от листового проката толщиной 20 мм (а), 25 мм (б) и 30 мм (в) из стали марки 09XГН2МД

Дополнительные испытания листового проката на растяжение при пониженных температурах (-20, -40, -60, -80, -100 °С) подтверждают его высокое качество и возможность применения для строительства сварных конструкций, работающих при низких температурах (рисунок 5.9). С понижением температуры испытаний от -20 до -100°С прочностные характеристики повышаются на ~10%.

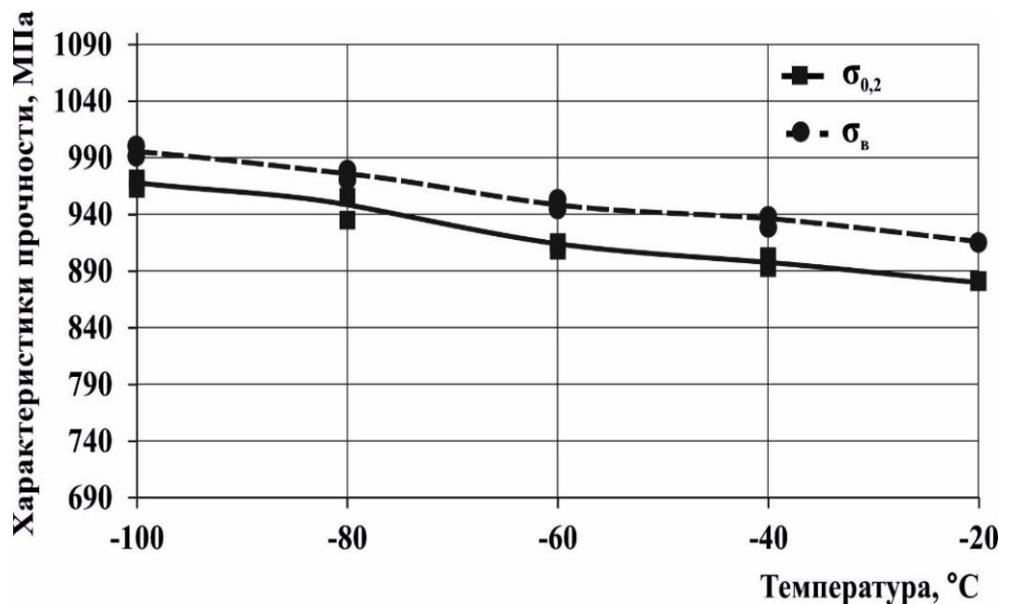
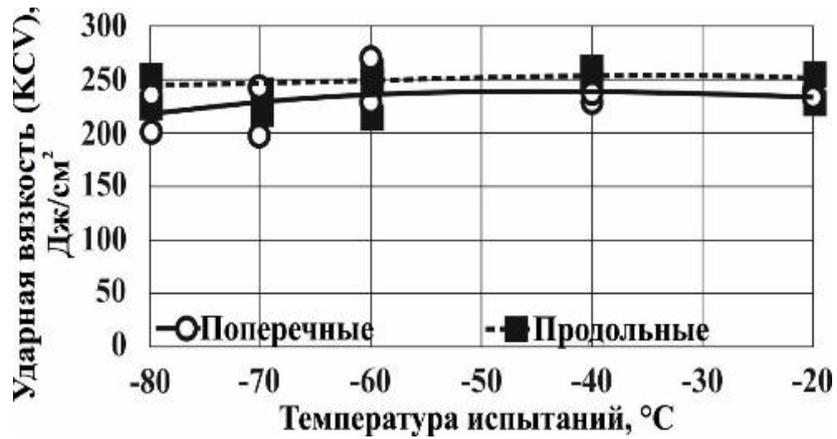
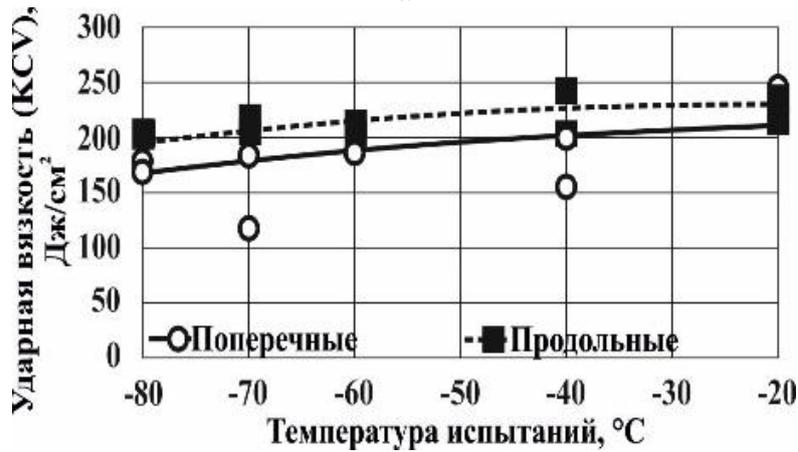


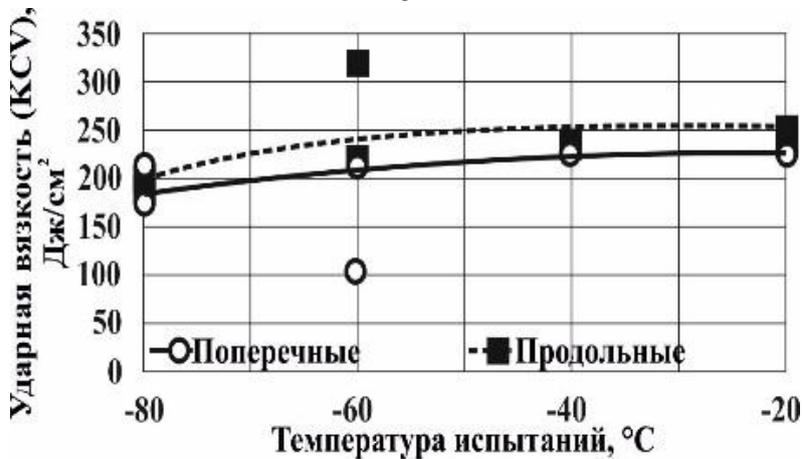
Рисунок 5.9 – Результаты механических испытаний на растяжение при пониженных температурах на образцах листового проката толщиной 12 мм



а



б



в

Рисунок 5.10 – Графики зависимостей ударной вязкости от температуры испытаний (а-в) для образцов, вырезанных: а - от поверхности, б – из середины по толщине листового проката толщиной 30 мм, в – от поверхности после механического старения

Исследования хладостойкости листового проката толщиной 30 мм, оцениваемой по результатам испытаний на ударный изгиб и ударный изгиб после механического старения при пониженных температурах (-20, -40, -60, -80°С) образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях от поверхности и из середины по толщине

листа, показали высокий уровень ударной вязкости вплоть до температуры испытаний минус 80°C (рисунок 5.10).

Исследование поверхности разрушения ударных образцов из листового проката толщиной 30 мм, испытанных при температуре -70°C, показало, что непосредственно под надрезом в области зарождения магистральной трещины разрушение образцов проходило с формированием преимущественно вязкого чашечного излома по телу зёрен, рисунок 5.11 а, б.

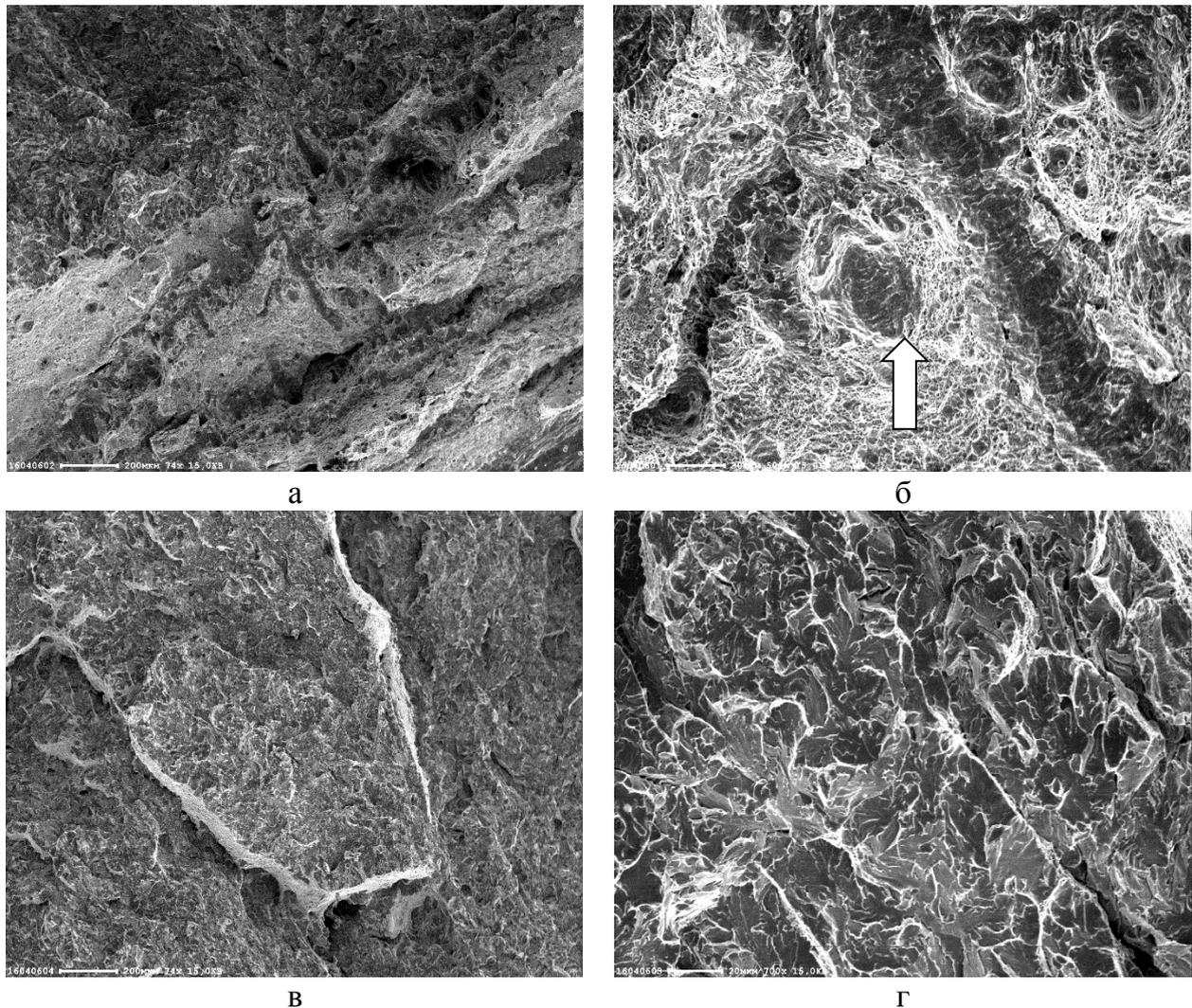


Рисунок 5.11 – Вид изломов образцов листового проката толщиной 30 мм в области зарождения магистральной трещины (а, б), где стрелкой отмечен элемент микрошиферности, образовавшиеся на ориентированных в направлении прокатки сульфидных выделениях ($KCV^{-70} = 237 \text{ Дж/см}^2$) и хрупких областей в центральной части поверхности разрушения (в, г).

В центральной части изломов образцов наблюдаются выходы хрупкого разрушения по телу зёрен по типу скола и микроскола, окруженные и участками вязкого

зернограничного разрушения, рисунок 5.11 в, г. Площадь хрупкого разрушения в образцах составляет не более 18% общей исследованной площади излома.

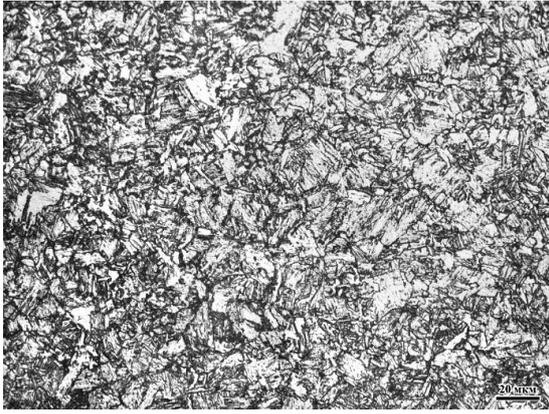
Структура листового проката толщиной 16 мм, 20 мм, 25 мм и 30 мм, выявленная методом оптической металлографии, достаточно однородна по толщине и представляет собой смесь дисперсного бейнита и мартенсита различных морфологических форм, рисунок 5.12.

Качественный состав структурных составляющих листового проката толщиной 30 мм, определенный методом ПЭМ, представлен в таблице 5.5.

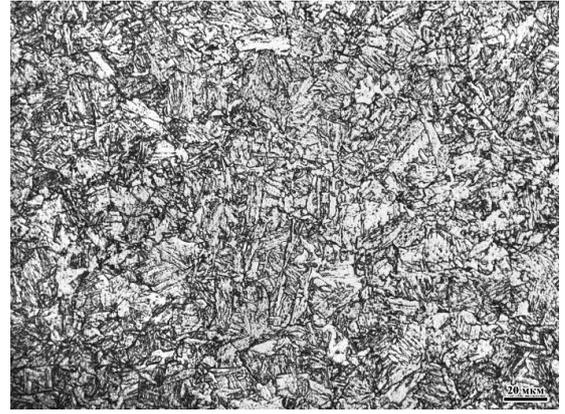
Таблица 5.5 - Параметры структуры листового проката толщиной 30 мм из стали марки 09ХГН2МД

Характеристика компоненты		Компоненты структуры			
		PM	BM	PB	GB
Объёмная доля, %		50	5	20	25
Средний размер реек (фрагментов), мкм		0,14	2,0 – 3,0	0,65	1,0
Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$		3,1	3,4	1,4	1,6
Карбиды на границах, нм		50	-	105	70
Частицы внутри кристаллитов	Размер, нм	12	100	10	9
	Об.плотн., $\times 10^{20} \text{ м}^{-3}$	2,9	3,0	7,8	3,5

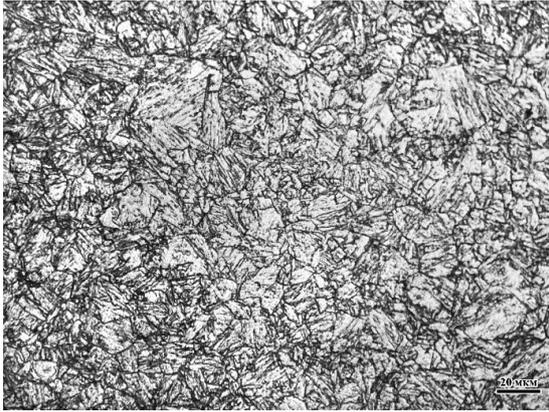
Основной структурной составляющей в стали является реечный мартенсит, объёмная доля которого составляет до 50 % (таблица 5.5 и рисунок 5.13 а). Доли реечного (рисунок 5.13 ж) и гранулярного (рисунок 5.13 к) бейнита в структуре занимают ~20 % и ~25 % соответственно, табл. 5.5. Также в структуре наблюдается до 5 % высокотемпературного мартенсита (таблица 5.5 и рисунок 5.13 г).



а



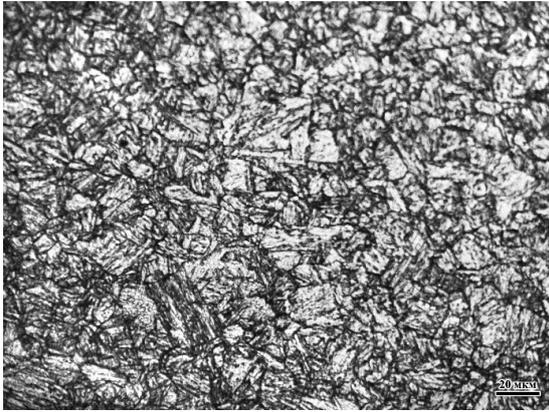
б



в



г



д



е



ж



з

Рисунок 5.12 - Микроструктура листового проката толщиной 16 мм (а, б), 20 мм (в, г), 25 мм (д, е) и 30 мм (ж, з) на поверхности (а, в, д, ж) и в середине по толщине (б, г, е, з)

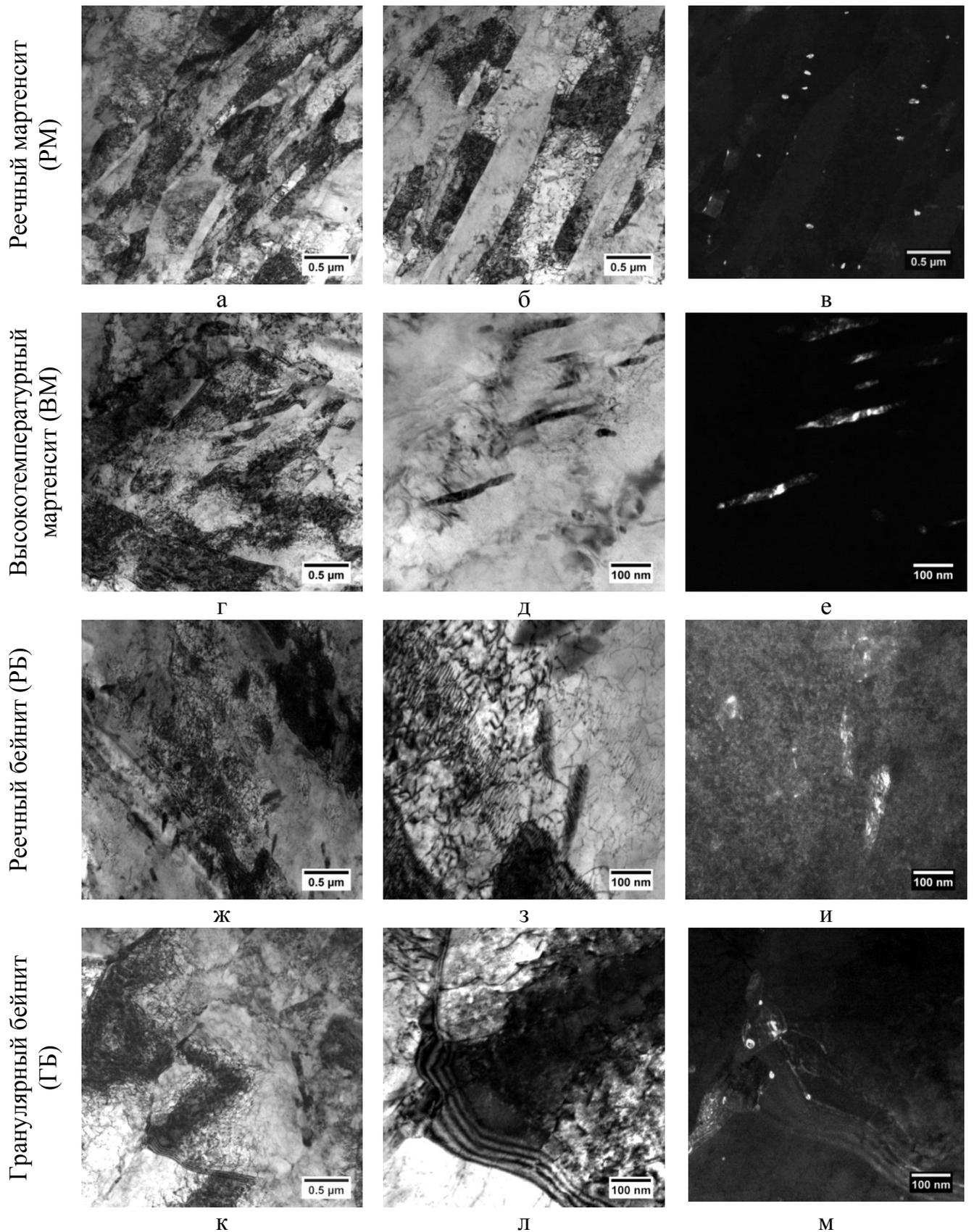


Рисунок 5.13 - РМ (а-в), ВМ (г-е), РБ (ж-и) и ГБ (к-м) в структуре листового проката толщиной 30мм из стали марки 09ХГН2МД, где а, г, ж, к - общий вид структуры; б, д, з, л - светлопольное изображение; в, е, и, м - светлопольное изображение карбидных частиц

Средняя ширина рек в речном мартенсите составляет 0,14 мкм, а в речном бейните - 0,65 мкм. Средняя ширина областей мартенсита самоотпуска составляет 2,0-3,0 мкм, фрагментов в гранулярном бейните – 1,0 мкм.

Плотность дислокаций в речном мартенсите составляет $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, в мартенсите самоотпуска - $3,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, в речном бейните - $1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и в гранулярном бейните – $1,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$.

Объемная плотность распределения карбидов самоотпуска в дислокационном мартенсите составляет $(2,8-3,0) \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$. В высокотемпературном мартенсите размеры карбидов самоотпуска с объемной плотностью $3 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ внутри зерна составляют 100 нм, рисунок 5.13 д, е. Объемная плотность карбидов в речном мартенсите со средним размером 12 нм (рисунок 5.13 б, в) составляет $2,9 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$, речном бейните со средним размером 10 нм – $7,8 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$ и в гранулярном бейните со средним размером 9 нм (рисунок 5.13 л, м) – $3,5 \times 10^{20} \text{ м}^{-3}$. Также наблюдаются карбиды по границам речного мартенсита со средним размером 50 нм, речного бейнита (рисунок 5.13 з, и) – 105 нм и гранулярного бейнита – 70 нм.

Данные близки к результатам, полученным в лабораторных условиях после отпуска при температурах 570-600°C (см. главу 4).

Выводы к главе 5

1. С целью освоения технологии производства толстолиствого проката из экономнолегированной свариваемой стали марки 09ХГН2МД на ПАО «ММК» изготовлена опытно-промышленная партия листового проката толщиной 12 мм, 16 мм, 20 мм, 25 мм и 30 мм объемом 250 т. при полном соблюдении разработанных режимов, изложенных в главе 4.

Данные, полученные при изготовлении опытно-промышленной партии листового проката, показывают, что использование двухстадийной прокатки для листового проката толщиной ≥ 25 мм позволяет регламентировать максимально возможные относительные деформации с температурой окончания прокатки 870- 930 °С. Это способствует наибольшей проработке срединных слоев листового проката и позволяет избежать роста рекристаллизованных зерен после завершения первичной статической рекристаллизации из-за протекания процесса собирательной рекристаллизации и, как

следствие, неоднородности по величине аустенитного зерна. Для листового проката толщиной менее 25 мм рекомендована одностадийная прокатка.

2. Установлено, что достижение требуемых прочностных характеристик (предела текучести – не менее 690 МПа, временного сопротивления – 770-940 МПа) при сохранении высоких значений пластичности (относительного удлинения - не менее 13 %) и ударной вязкости (не менее 35 Дж/см² при температуре испытаний -70°C) обеспечивается за счет формирования в экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД ($C_{эКВ} \leq 0,53\%$) дисперсной бейнитно-мартенситной структуры с объемной долей мартенситной составляющей до 55% (реечного мартенсита до 50 % и мартенсита самоотпуска до 5%) и бейнитной составляющей до 45% (реечного бейнита до 20 % и гранулярного бейнита до 25 %) с высокой плотностью дислокаций при отсутствии структурно свободного феррита. При этом изменение доли структур реечной и гранулярной морфологии (зависящей, в том числе и от заданной толщины листов) при неизменном соотношении общей доли бейнита и мартенсита (45% и 55% соответственно) практически не влияет на конечные механические свойства листового проката. Формирование такой структуры гарантируется выбранной композицией легирования, что обеспечивает требуемую прокаливаемость при последующей закалке и отпускоустойчивость при отпуске.

3. По результатам анализа данных EBSD установлено, что в листовом прокате в толщинах 16 мм и 30 мм формируется структура с большим количеством большеугловых границ (~58÷72%) и с долей малоугловых границ от 19% до 26%. Средний размер структурных элементов при заданном угле толерантности 5° не превышает 13 мкм, что позволяет обеспечить требуемый комплекс механических свойств. Превышение рекомендованного энергозатражения при отпуске в сочетании с неблагоприятными схемами предшествующей деформации приводит к формированию неравномерной структуры по толщине листового проката - при среднем размере структурных элементов 5,6-13,7 мкм 27% составляют структурные элементы размером более 20 мкм.

4. Установлено, что опытно-промышленная партия листового проката из стали марки 09ХГН2МД обладает высокой хладостойкостью, оцениваемой по увеличению ударной вязкости и ударной вязкости после механического старения при пониженных температурах от -20 до -80 °С (не менее 100 Дж/см²) как на поверхности, так и в

середине по толщине, а также по волокнистому виду излома технологических проб и образцов после разрушения при испытаниях на ударный изгиб.

5. Испытания листового проката на растяжение при пониженных температурах от -20 до -100°C демонстрируют небольшое повышение прочностных характеристик \sim на 10%, что подтверждает возможность его применения для строительства сварных конструкций, работающих при низких температурах.

ГЛАВА 6 ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННОЙ ПАРТИИ ИЗ РАЗРАБОТАННОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

В данной главе представлены результаты исследования качества сварных соединений образцов листового проката толщиной 10 мм и 12 мм опытно-промышленной партии из разработанной высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД, полученных электродуговой и лазерной сваркой по режимам, описанным в главе 2.

Рассмотрена возможность применения лазерной сварки для изготовления сварных соединений листового проката из разработанной стали. Оценка такой возможности производилась по результатам:

- имитации термического цикла сварки при нагреве со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (характерного для лазерной сварки) на dilatометре для двух первых участков ЗТВ с применением метода вакуумного травления для выявления размеров аустенитного зерна [93, 94];
- исследования влияния сфокусированного лазерного излучения с высокой мощностью пятна в фокусе (0,2 мм) на структуру и свойства ЗТВ, полученной в результате проплавления образцов листового проката толщиной 12 мм;
- исследования сварных стыковых соединений листового проката толщиной 10 мм и 12 мм, полученных лазерной сваркой образцов.

6.1 Исследование структуры и свойств зоны термического влияния сварного стыкового соединения, полученного электродуговой сваркой

Для сварного соединения, полученного электродуговой сваркой, характерно формирование ЗТВ, состоящей из 4-х участков (деление на участки ЗТВ описано в главе 2).

Общая ширина ЗТВ сварного соединения из стали марки 09ХГН2МД, показанного на рисунке 6.1, составила 4,5-5 мм. При этом протяженность 1-ого крупнозернистого участка составила 1,5-2 мм, что характерно для низколегированных сталей [123].

На 1-ом участке ЗТВ формируется крупнозернистая бейнитно-мартенситная структура с долей мартенситной составляющей до 80 % и размером аустенитного зерна 100-120 мкм (рисунок 6.1 б), а на 2-ом участке ЗТВ - мелкодисперсная бейнитно-мартенситная структура (рисунок 6.1 б). Структура, формирующаяся на 3-ем участке ЗТВ, представляет собой преимущественно бейнит речной и гранулярной морфологии с незначительной долей мартенсита (рисунок 6.1 в), а на 4-ом участке ЗТВ происходит образование карбидов (рисунок 6.1 г).

Твердость в ЗТВ изменялась в соответствии с изменением структуры по участкам, снижалась от 1-ого участка к 4-ому. Твердость по Виккерсу на 1-ом участке ЗТВ составляет (234-254) HV_{10} при среднем значении 244 HV_{10} и близка к твердости основного металла (241-247) HV_{10} при среднем значении 243 HV_{10} . Твердость на 2-ом участке составляет (232-242) HV_{10} при среднем значении 237 HV_{10} , на 4-ом - (232-243) HV_{10} при среднем значении 238 HV_{10} . Значения твердости по Виккерсу на 3-ем участке ЗТВ незначительно ниже и составляют (219-245) HV_{10} при среднем значении 232 HV_{10} .

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из сварного соединения в соответствии с ГОСТ 6996, показали равнопрочность сварного соединения (средние значения временного сопротивления составляют 825 МПа) с основным металлом (средние значения временного сопротивления составляют 840 МПа), при этом разрушение сварных образцов на растяжение происходило по основному металлу.

Значения ударной вязкости в ЗТВ (на расстоянии 2 мм от линии сплавления) при температуре испытаний -70°C составляют 125 Дж/см², что ниже средних значений ударной вязкости основного металла при этой температуре (220 Дж/см²), но значительно выше требований технической документации (≥ 35 Дж/см² при температуре испытаний минус 70°C).

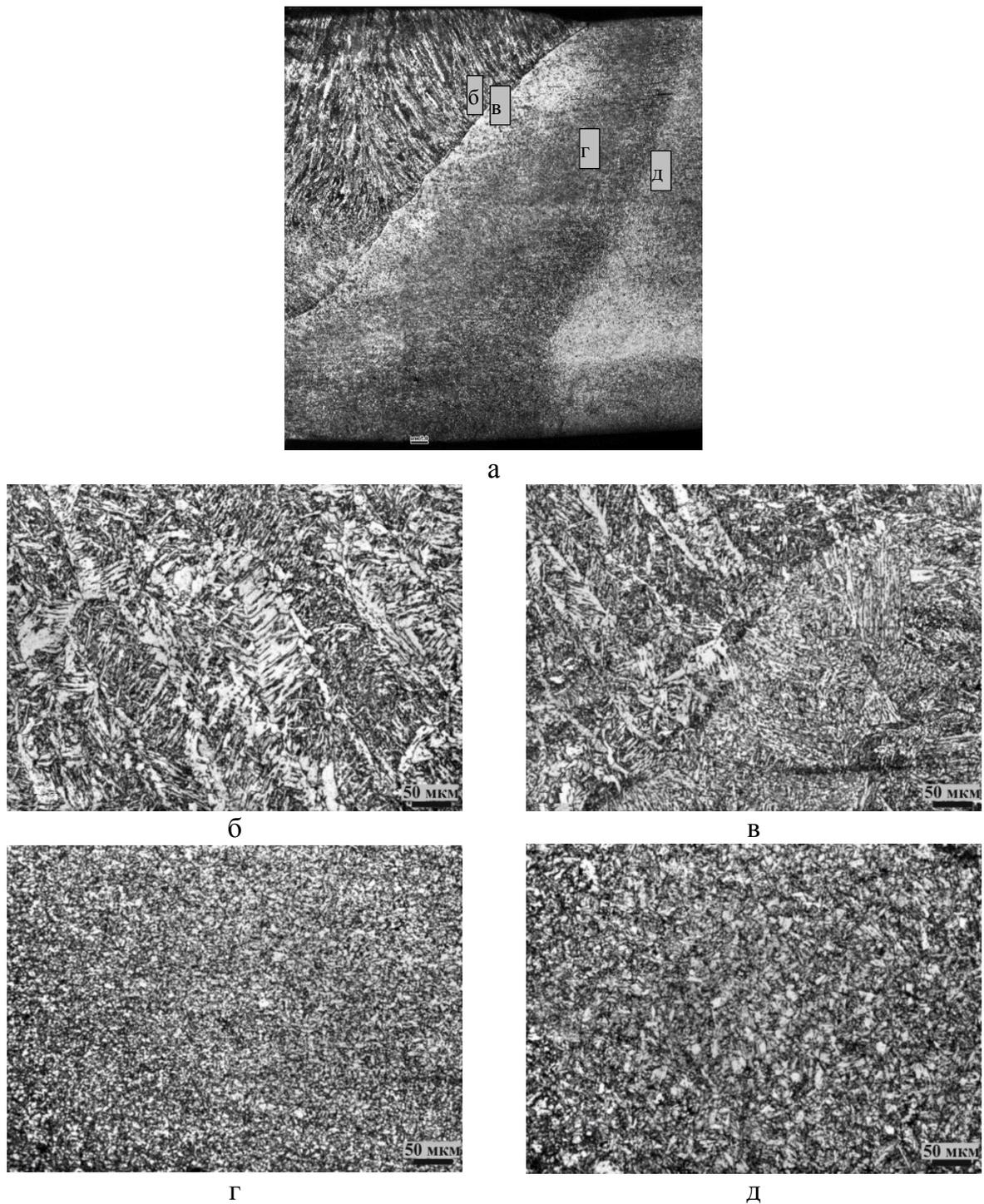


Рисунок 6.1 – Общий вид сварного соединения (а), структура металла шва (б) и различных участков зоны термического влияния сварного стыкового соединения, полученного электродуговой сваркой:

в - перегрева (крупного зерна) вблизи линии сплавления и полной перекристаллизации (мелкого зерна) - участки 1 и 2; г - частичной перекристаллизации (межкритического интервала температур) - участок 3; д - отпуска (докритического интервала температур) - участок 4

Установлено, что в зоне термического влияния сварного соединения, полученного электродуговой сваркой, формируется бейнитно-мартенситная структура,

обеспечивающая получение требуемой прочности в сочетании с повышенной ударной вязкостью ЗТВ при низких температурах, а значения твердости близки к твердости основного металла.

Таким образом экономнолегированная низкоуглеродистая сталь марки 09ХГН2МД обладает удовлетворительной свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки). Однако в настоящее время весьма перспективно применение более высокопроизводительных методов сварки.

6.2 Структура и свойства зоны термического влияния стыковых сварных соединений, полученных лазерной сваркой

Лазерная сварка – перспективный способ сварки, позволяющий снизить неблагоприятное влияние сварочного цикла на изменение структуры и свойств в сварном соединении.

ЗТВ сварных соединений, полученных лазерной сваркой, имеет существенные отличия от ЗТВ сварных соединений, полученных электродуговой сваркой. Это в первую очередь связано с отличительной особенностью лазерной сварки - более высокоскоростной нагрев, который приводит к неоднородности в аустените перед охлаждением. С другой стороны, после лазерной сварки формируется достаточно узкая по ширине ЗТВ, что позволяет минимизировать неблагоприятное воздействие термического цикла сварки [123-127]. В связи с этим был проведен ряд экспериментов в соответствии с главой 2 по определению возможности применения лазерной сварки для разработанной стали марки 09ХГН2МД.

6.2.1 Влияние высокоскоростного нагрева на размер исходного аустенитного зерна

Повышение температуры нагрева приводит к росту зерна аустенита, растворению цементита и карбидов микролегирующих элементов и повышению устойчивости аустенита перед превращением [123, 128]. При этом повышение скорости нагрева до

высоких температур оказывает влияние не только на степень гомогенизации твердого раствора, снижая ее, но и на размер исходного аустенитного зерна.

Методом вакуумного травления образцов после нагрева до температур 1350°C и 950°C (моделирование структуры аустенита в ЗТВ сварного соединения для участков крупного и мелкого зерна – 1-ого и 2-ого участков) исследовано влияние скорости нагрева на размер аустенитного зерна (рисунок 6.2). Образцы были нагреты до указанных температур со скоростями 5°C/с и 500°C/с, характерными для термической обработки и лазерной сварки соответственно.

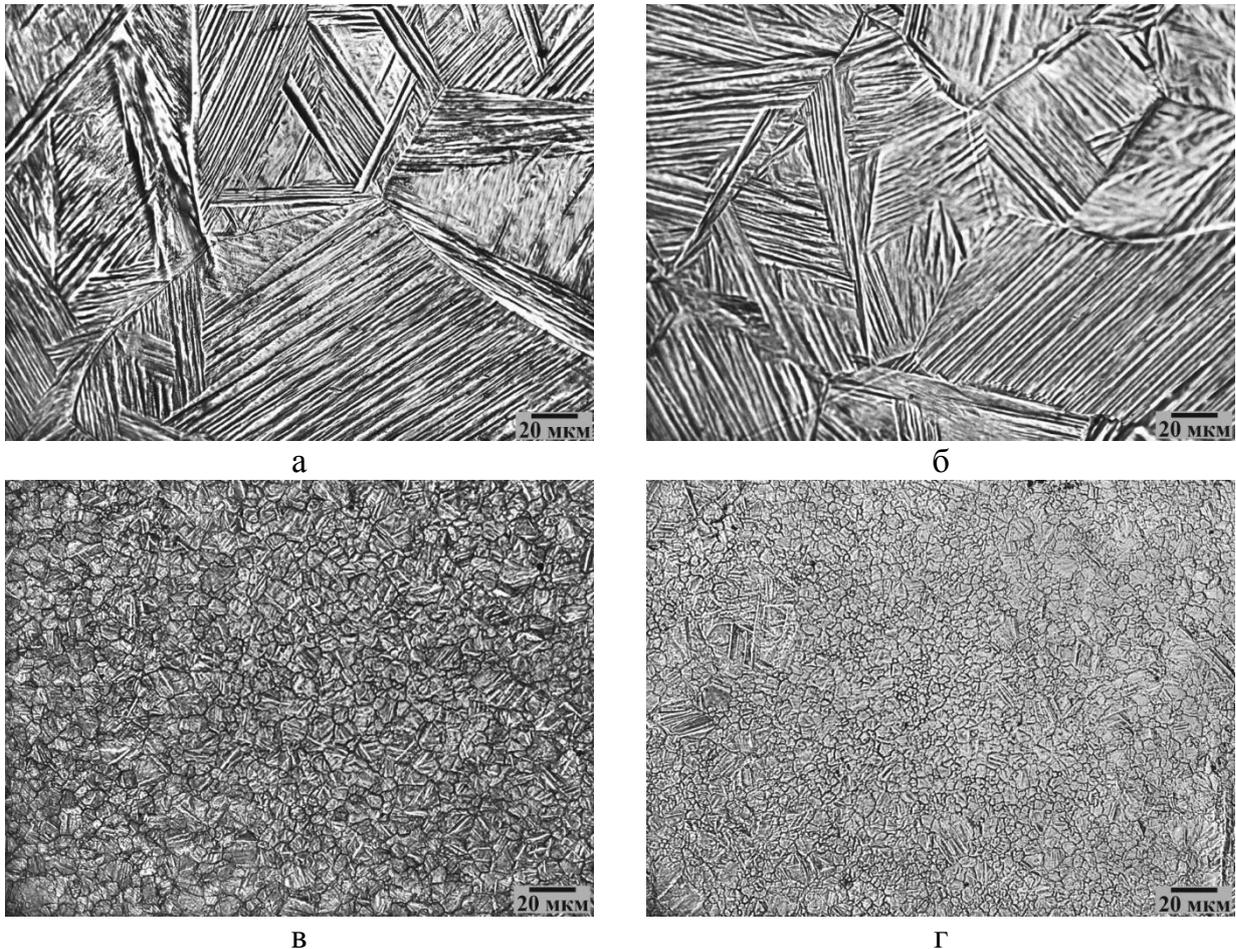


Рисунок 6.2 - Размер аустенитного зерна, полученного методом вакуумного травления, имитации температур участков 1 (а, б) и 2 (в, г) при скоростях нагрева 5°C/с (а, в) и 500°C/с (б, г)

Нагрев со скоростью 5°C/с, характерный для основного металла при термической обработке, до температуры 1350°C приводит к образованию аустенита с размером зерна ~250 мкм (рисунок 6.2 а), до температуры 950°C - ~15 мкм (рисунок 6.2 в).

После нагрева с высокой скоростью ($500^{\circ}\text{C}/\text{c}$) по сравнению со скоростью нагрева $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ получено более мелкое аустенитное зерно – меньше на 15-20 % (рисунок 6.2). После нагрева со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до температуры 1350°C средний размер исходного аустенитного зерна составляет ~ 100 мкм (рисунок 6.2.1.1 б), до температуры 950°C – $\sim 8,5$ мкм (рисунок 6.2 г).

6.2.2 Влияние высокоскоростного нагрева на фазовые и структурные превращения в сталях при последующем непрерывном охлаждении

На рисунок 6.3, а представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита разработанной стали марки 09ХГН2МД после нагрева до температуры 1350°C со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$.

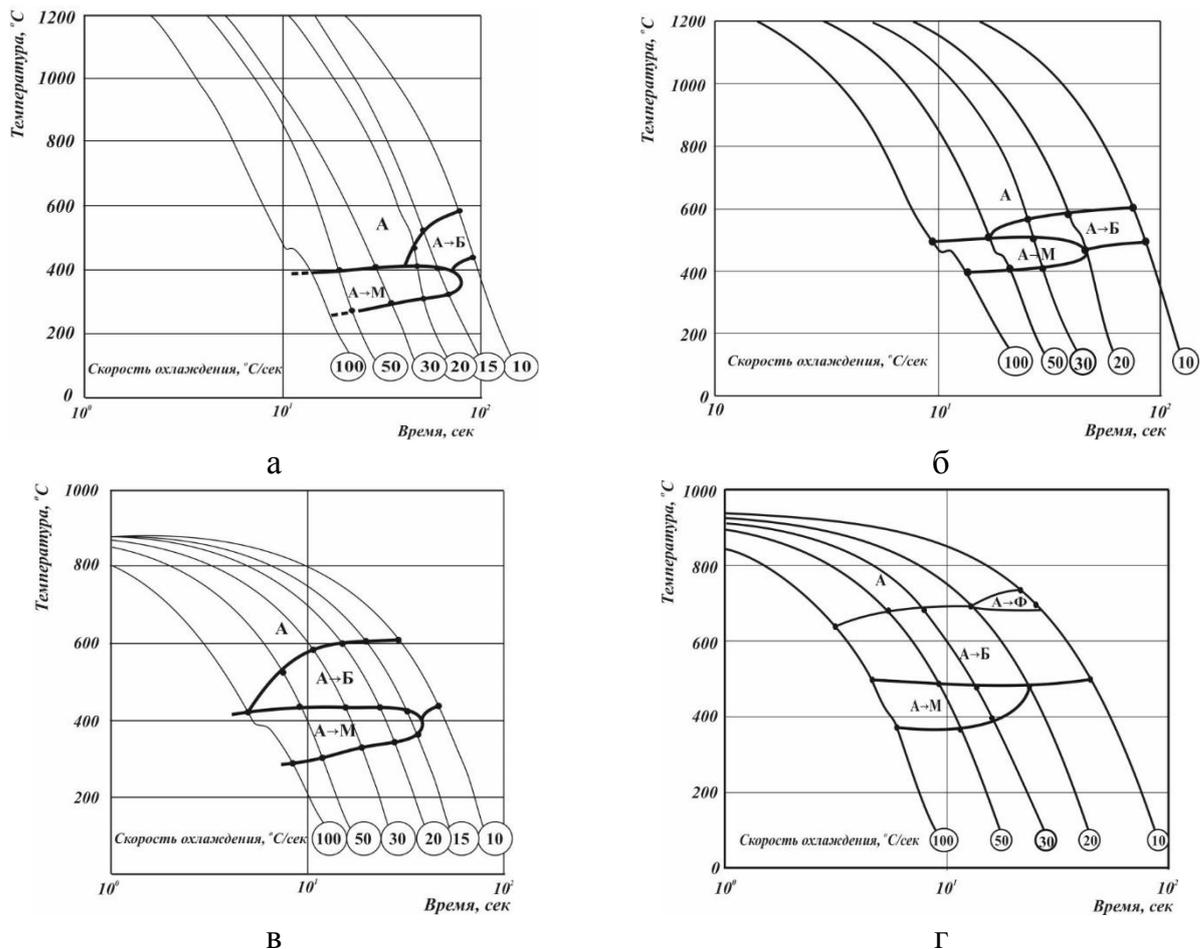


Рисунок 6.3 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита разработанной стали марки 09ХГН2МД после нагрева до температуры 1350°C (а, б) и 950°C (в, г) со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (а, в) и $500^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (б, г) и последующего непрерывного охлаждения с различными скоростями

Бейнитное превращение наблюдается при скоростях охлаждения менее $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При скоростях охлаждения более $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ при температуре $\sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ в стали начинается мартенситное превращение.

Металлографический анализ подтвердил, что после нагрева до температуры $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ и последующего охлаждения со скоростями не менее $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в стали марки 09ХГН2МД формируется крупнозернистая мартенситная структура (рисунок 6.4 а), а при более низких скоростях охлаждения смесь мартенсита и бейнита различной морфологии.

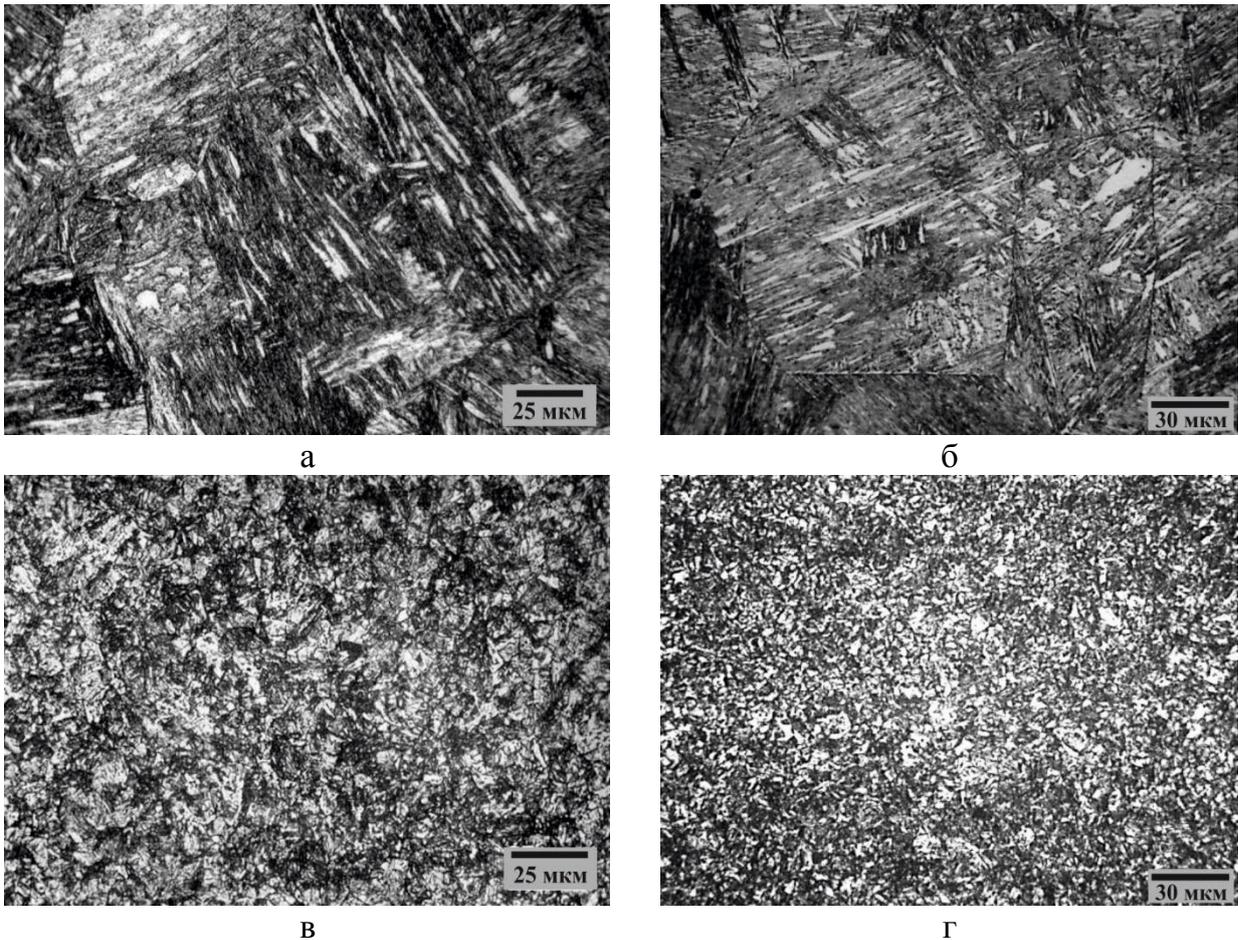


Рисунок 6.4 - Микроструктура разработанной стали марки 09ХГН2МД после нагрева до температуры $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б) и $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г) со скоростью $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (а, в) и $500\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (б, г) и последующего непрерывного охлаждения со скоростью $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$

После нагрева до температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ по сравнению с высокотемпературным нагревом до $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ область бейнитного превращения сдвигается на диаграмме в сторону больших скоростей охлаждения (рисунок 6.3 в). Температура начала бейнитного превращения составляет $530\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зависимости от скорости охлаждения, температура начала мартенситного превращения повышается на $20\text{--}30\text{ }^{\circ}\text{C}$

(рисунок 6.3 в). После нагрева до температуры 950°C со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и последующего непрерывного охлаждения со скоростью вплоть до $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в стали марки 09ХГН2МД формируется дисперсная бейнитно-мартенситная структура (рисунок 6.4 в).

Высокоскоростной нагрев приводит к снижению степени гомогенизации твердого раствора по содержанию углерода, легирующих и микролегирующих элементов перед фазовым превращением и способствует получению более мелкого аустенитного зерна, что, в свою очередь, обуславливает изменение характера и температурных интервалов фазовых превращений [123].

Анализ термокинетических диаграмм превращения аустенита стали марки 09ХГН2МД после нагрева до температур как 1350°C , так и 950°C со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{с}$ по сравнению с нагревом со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ показал, что после высокоскоростного нагрева снижается устойчивость аустенита, обеспечивая протекание фазовых превращений при более высоких температурах, что уменьшает вероятность получения грубых игольчатых структурных составляющих (рисунок 6.3 в, г и 6.4 в, г).

На рисунок 6.3, б представлена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали марки 09ХГН2МД после нагрева до температуры 1350°C со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Следует отметить, что высокоскоростной нагрев до температуры 1350°C со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{с}$ по сравнению с нагревом со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к расширению области протекания бейнитного превращения до более высоких скоростей охлаждения ($\text{с} \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{с}$), а также повышению температурного интервала мартенситного превращения на $\sim 100^{\circ}\text{C}$ (рисунок 6.3 а, б).

Бейнитное превращение наблюдается при скоростях охлаждения не более $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При этом после охлаждения со скоростью менее $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура стали представляет собой бейнит реечной и гранулярной морфологии. В диапазоне скоростей охлаждения $20\text{-}50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в стали формируется бейнитно-мартенситная структура, причем при повышении скорости охлаждения до $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ увеличивается доля мартенситной составляющей. На рисунок 6.4, б приведена микроструктура образца после нагрева до температуры 1350°C со скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и последующего охлаждения со скоростью $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$, представляющая собой преимущественно мартенсит. После охлаждения со скоростью более $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в стали формируется мартенситная структура, размеры бывшего аустенитного зерна, в пределах которого сформированы пакеты реечного мартенсита, не превышают 120 мкм .

После нагрева до температуры 950°C со скоростью 500°C/с по сравнению с высокотемпературным нагревом до 1350°C наблюдается значительное расширение температурного интервала бейнитного превращения за счет существенного повышения температуры начала формирования бейнита на ~ 100 °C (рисунок 6.3 б, г). При скоростях охлаждения менее 20 °C/с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение начинается с образования феррита, при этом в стали формируется ферритно-бейнитная структура. Кроме того, область бейнитного превращения сдвигается на диаграмме в сторону больших скоростей охлаждения – свыше 100 °C/с (рисунок 6.3 г). При этом область формирования мартенсита практически не изменяется. После нагрева до температуры 950°C со скоростью 500°C/с и последующего охлаждения со скоростью более 20°C/с в стали марки 09ХГН2МД формируется дисперсная бейнитно-мартенситная структура (рисунок 6.4 г).

Следует отметить, что высокоскоростной нагрев до температуры 950°C со скоростью 500°C/с по сравнению с нагревом со скоростью 5°C/с приводит к формированию бейнитно-мартенситной структуры в более широком диапазоне скоростей охлаждения, а также к повышению температурного интервала как мартенситного превращения на ~ 70 °C, так и бейнитного превращения (температуры начала превращения - на порядка 100°C, окончания – на 50°C) – рисунок 6.3 в, г. Такие изменения температурных интервалов фазовых превращений способствуют формированию более однородной и дисперсной бейнитно-мартенситной структуры после охлаждения со скоростями, характерными для лазерной сварки (рисунок 6.4 г).

В результате моделирования структуры на участках крупного и мелкого зерна ЗТВ сварного соединения из высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД установлено, что применение высокоскоростного нагрева - 500°C/с (характерного для лазерной сварки) способствует повышению дисперсности и однородности структуры (на 1-ом участке формируется преимущественно мартенситная структура, а на 2-ом – бейнитно-мартенситная структура), что может благоприятно сказаться на получении удовлетворительных механических свойств в ЗТВ сварного соединения.

6.2.3 Структура и свойства зоны термического влияния образцов листового проката толщиной 10 мм, полученной в результате проплавления

Проведены исследования ЗТВ образцов листового проката толщиной 10 мм из стали марки 09ХГН2МД, полученных в результате лазерного проплавления с различной погонной энергией (деление на участки ЗТВ производили в соответствии с главой 2, в которой указаны и режимы лазерного воздействия) [123].

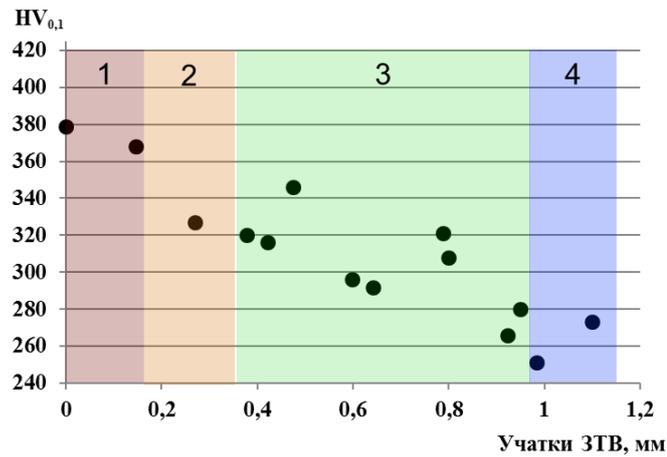
Установлено, что снижение погонной энергии сварки от 5 до 2,5 кДж/см приводит к уменьшению ширины ЗТВ с 1,15 мм до 0,62 мм (на 46%), а ширина наиболее опасного крупнозернистого участка (участок 1) уменьшается от 0,155 до 0,035 мм (практически в 4 раза) – рисунок 6.5 и 6.6.

Ширина участка полной перекристаллизации (участка 2) при этом уменьшается от 0,18 мм до 0,08 (при низкой погонной энергии), участка частичной перекристаллизации (участок 3) – от 0,60 мм до 0,39 мм, а ширина участка отпуска (участок 4) - от 0,170 до 0,075 мм.

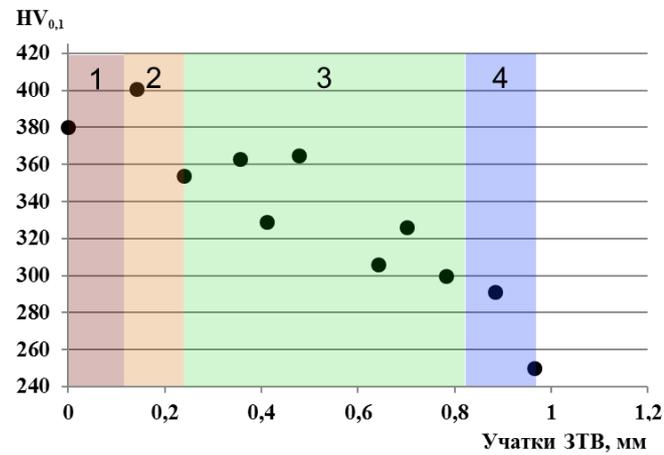
Следует отметить, что глубина проплавления при погонной энергии 5 кДж/см и 3,3 кДж/см имеет близкие размеры 8,31-8,39 мм, а при снижении до 2,5 кДж/см уменьшается до 6,85 мм (рисунок 6.6 а, г, ж).

При уменьшении погонной энергии с 5 до 2,5 кДж/см, что соответствует повышению скорости охлаждения после сварочного нагрева, средние значения микротвердости на участке 1 возрастают с 374 до 403 $HV_{0,1}$ (на 7,2%), на участке 2 - от 341 до 381 $HV_{0,1}$ (на 10,5%), на участке 3 изменяются незначительно (314-332 $HV_{0,1}$), а на участке 4 составляют 297-302 $HV_{0,1}$, которые близки к значениям микротвердости основного металла ($\sim 320 HV_{0,1}$) - рисунок 6.5.

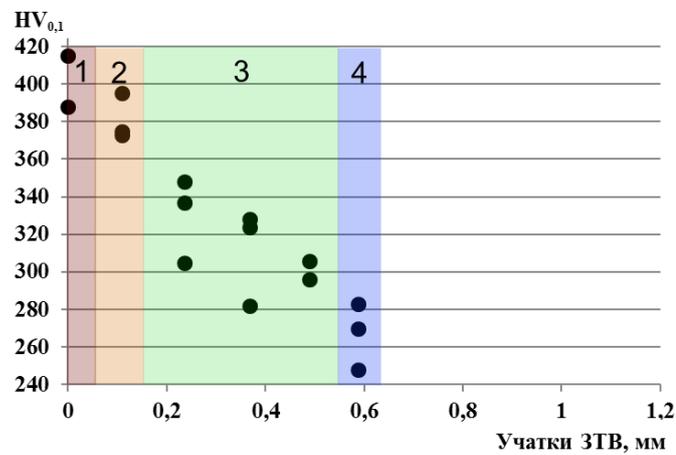
С понижением погонной энергии от 5 до 2,5 кДж/см на участке 1 увеличивается доля реечного мартенсита (рисунок 6.6 б, д, з), что и приводит повышению значений микротвердости $HV_{0,1}$ (рисунок 6.5). На участке 2, формирующемся при более низких температурах, структура бейнитно-мартенситная (рисунок 6.6 б, д, з). Структура, формирующаяся на участке 3, представляет собой преимущественно бейнит различной морфологии (рисунок 6.6 в, е, и), вследствие чего происходит снижение микротвердости $HV_{0,1}$ на этом участке. На участке 4 происходит образование карбидов, что наблюдается в виде темнотравленных участков (рисунок 6.6 в, е, и).



а



б



в

Рисунок 6.5 - Микротвердость $HV_{0,1}$ и ширина участков ЗТВ (обозначены цифрами и цветом) образцов, полученных в результате лазерного проплавления с погонной энергией 5 кДж/см (а), 3,3 кДж/см (б), 2,5 кДж/см (в) [123]

Установлено, что снижение погонной энергии от 5 до 2,5 кДж/см приводит к формированию более грубого крупноигльчатого мартенсита на участке перегрева, при этом ширина ЗТВ снижается и не превышает 1-1,2 мм. Такая же зависимость наблюдается и для каждого из 4-х характерных участков ЗТВ.

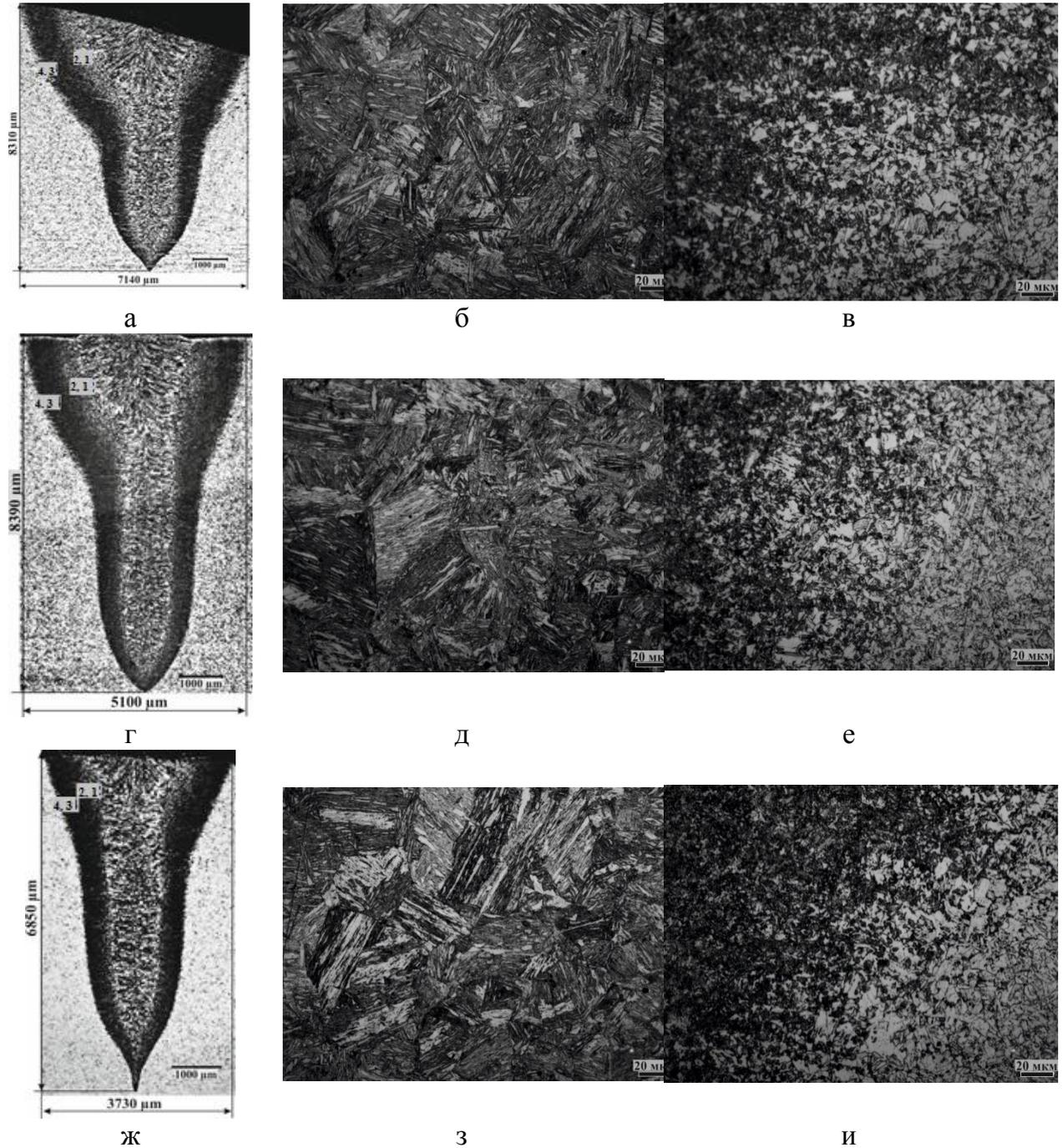


Рисунок 6.6 - Структура ЗТВ, полученной в результате лазерного проплавления с погонной энергией 5 кДж/см (а, б, в); 3,3 кДж/см (г, д, е); 2,5 кДж/см (ж, з, и) [119], где:

- а, г, ж – панорамное изображение области проплавления (макрошлиф);
- б, д, з – участки перегрева и полной перекристаллизации (1 и 2);
- в, е, и – участки частичной перекристаллизации и отпуска (3 и 4)

6.2.4 Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений листового проката толщиной 10 мм

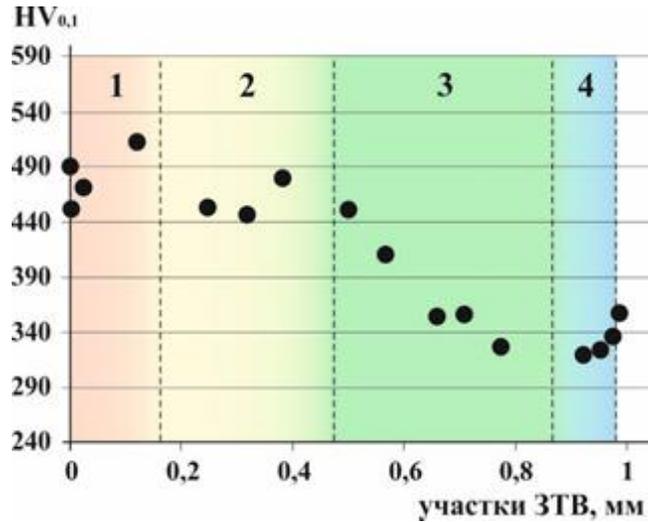
Сварные соединения листового проката толщиной 10 мм из стали марки 09ХГН2МД были получены лазерной сваркой с погонной энергией 3,3 кДж/см как с предварительным подогревом 100°C, так и без него [123]. Исследование влияния предварительного подогрева 100°C на ЗТВ сварного стыкового соединения, полученного лазерной сваркой, на ширину и глубину проплавления показало, что при сварке с подогревом происходит увеличение ширины второго участка с дисперсной бейнитно-мартенситной структурой с 0,19 до 0,31 мм (на 38,7 %), при этом общая ширина ЗТВ практически не изменяется (рисунок 6.7). Однако глубина проплавления при этом снижается с 8,3 до 7,8 мм.

При сварке с подогревом средние значения микротвердости на участке 1 уменьшаются от 536 до 493 HV_{0,1} (на 8%). Средние значения микротвердости на участке 2 снижаются от 525 до 469 HV_{0,1} (на 10,7%), на участке 3 – от 425 до 367 HV_{0,1} (на 13,6%), на участке 4 – от 387 - до 335 HV_{0,1} (на 13,4 %). Полученные средние значения микротвердости HV_{0,1} для основного металла составляют ~ 320 HV_{0,1}.

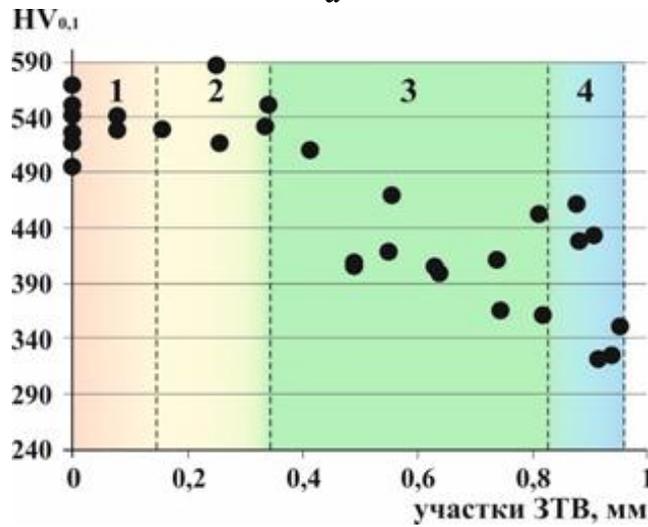
Более высокие значения микротвердости в ЗТВ стыковых соединений по сравнению со значениями микротвердости в ЗТВ, полученной в результате проплавления можно объяснить тем, что стыковые соединения были получены на листовом прокате меньшей толщины. В результате этого увеличилась скорость охлаждения в ЗТВ, что привело к формированию более твердых структурных составляющих (мартенсит и реечный бейнит).

Структура ЗТВ сварного стыкового соединения отличается от структуры, формирующейся при проплавлении образцов с такой же погонной энергией, формированием более грубых игольчатых структур, рисунок 6.8. В результате происходит увеличение микротвердости (~ на 35%), которая для крупнозернистого участка в среднем составляет 515 HV_{0,1}.

На участке 1 структура представляет собой реечный мартенсит, на участке 2 формируется бейнитно-мартенситная структура с бейнитом преимущественно реечной морфологии (рисунок 6.8 б). Структура, формирующаяся на участках 3 и 4, близка к структуре стали после лазерного проплавления (рисунок 6.6 е и рисунок 6.8 в).



а



б

Рисунок 6.7 – Микротвердость $HV_{0,1}$ и ширина участков ЗТВ (обозначены цифрами и цветом) сварных стыковых соединений, полученных лазерной сваркой с погонной энергией 3,3 кДж/см с применением предварительного подогрева 100°C (а) и без него (б) [123]

Применение предварительного подогрева 100°C при сварке приводит к формированию более дисперсной структуры (рисунок 6.8 г-е) по всей ЗТВ, что способствует незначительному снижению и выравниванию значений микротвердости $HV_{0,1}$ (рисунок 6.7 а). На участке 4 уменьшается доля образующихся карбидов.

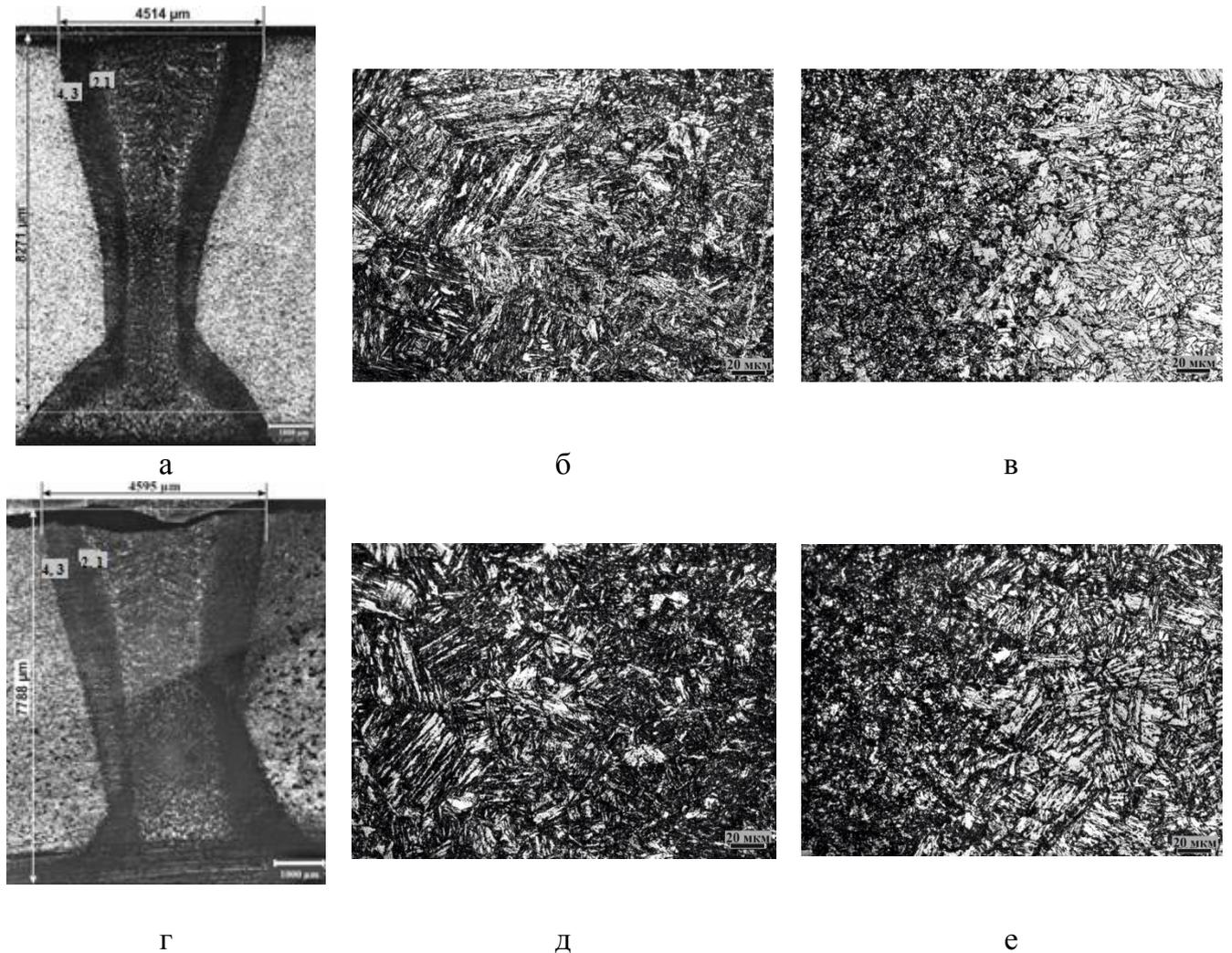


Рисунок 6.8 - Структура ЗТВ сварных стыковых соединений, полученных лазерной сваркой с погонной энергией 3,3 кДж/см без предварительного подогрева (а-в) и с предварительным подогревом 100⁰С (г-е) [123], где:
 а, г – панорамное изображение области сварного соединения (макрошлиф);
 б, д – участки перегрева и полной перекристаллизации (1 и 2);
 в, е – участки частичной перекристаллизации и отпуска (3 и 4)

Следует отметить, что значения микротвердости $HV_{0,1}$ все же остаются выше требований нормативной документации ($<400HV$), однако это не приводит ни к разрушению, ни к появлению холодных трещин в сварных соединениях. Результаты испытаний на растяжение и ударную вязкость образцов при низких температурах, отобранных от сварных соединений из разработанной высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД, полученных лазерной сваркой с применением предварительного подогрева 100⁰С и без него [123], приведены на рисунок 6.9.

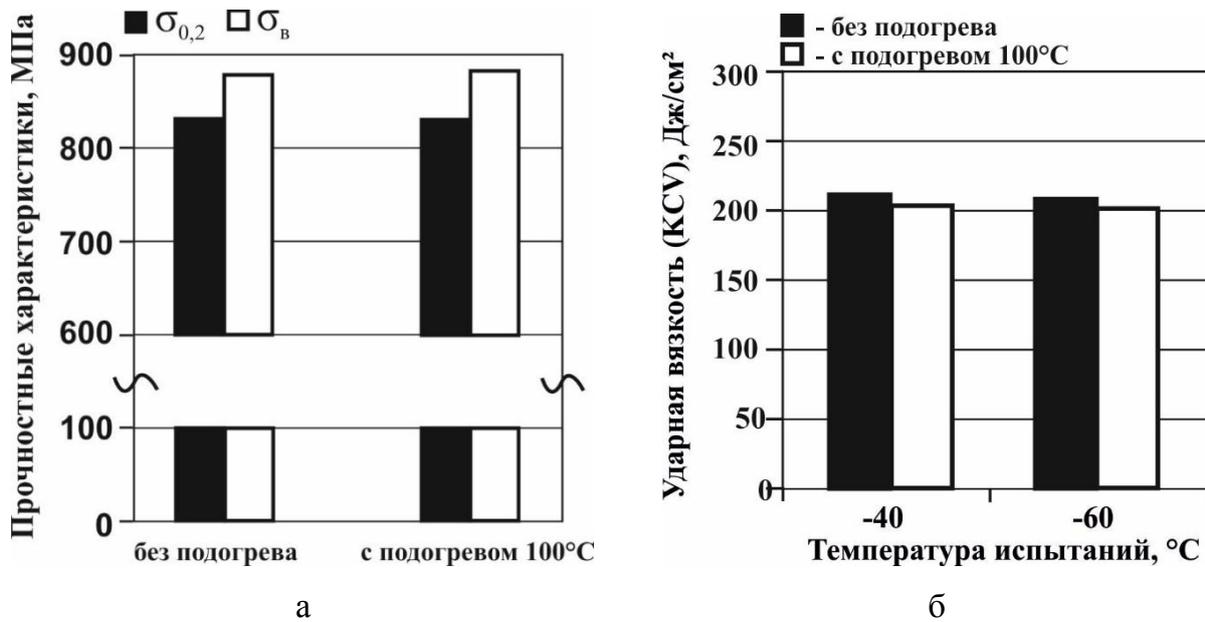


Рисунок 6.9 - Механические свойства при низких температурах сварных стыковых соединений, полученных лазерной сваркой с применением предварительного подогрева 100°C и без него, где: а – σ_b и $\sigma_{0,2}$ при температуре испытаний -60°C, б – KCV при температурах испытаний - 40°C и - 60°C [123]

При статическом растяжении образцов при температуре испытаний 60°C образование шейки и разрушение образцов происходило по основному металлу, за пределами ЗТВ сварного соединения. При испытаниях на ударную вязкость, независимо от расположения надреза (по оси шва, по линии сплавления), происходило вязкое чашечное разрушение материала с распространением в основной металл. Значения ударной вязкости сварных образцов с надрезом по линии сплавления при температуре испытаний -60°C близки к свойствам основного металла и составляют 205-208 Дж/см², что значительно превышает требования технической документации [123].

По результатам проведенных исследований установлено, что погонной энергии 3,3 кДж/см недостаточно для получения стыкового сварного соединения за один проход луча лазера. Введение дополнительного подогрева практически не влияет на механические свойства. Это позволило для дальнейших исследований рекомендовать режим лазерной сварки с погонной энергией 3,8 кДж/см без дополнительного подогрева с целью определения возможности получения сварного соединения большей толщины.

6.2.5 Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений листового проката толщиной 12 мм, полученных лазерной сваркой

Сварные соединения листового проката толщиной 12 мм были получены лазерной с погонной энергией 3,8 кДж/см.

Исследование сварного соединения показало, что в случае лазерной сварки с погонной энергией 3,8 кДж/см сварки (по сравнению с 3,3 кДж/см) происходит незначительное увеличение ширины ЗТВ и отдельных ее участков, рисунок 6.7 и рисунок 6.10. Также при выбранном режиме сварки происходит полное проплавление образца, рисунок 6.11 а.

В случае лазерной сварки с погонной энергией 3,8 кДж/см (по сравнению с 3,3 кДж/см) средние значения микротвердости на участке 1 снижаются от 536 до 349 $HV_{0,1}$ (на 17%). Средние значения микротвердости на участке 2 снижаются от 525 до 374 $HV_{0,1}$ (на 27%), на участке 3 – от 425 до 313 $HV_{0,1}$ (на 26%) и на участке 4 - от 387 до 300 $HV_{0,1}$ (на 22%). Полученные средние значения микротвердости $HV_{0,1}$ для основного металла составляют ~ 320 $HV_{0,1}$, рисунок 6.10.

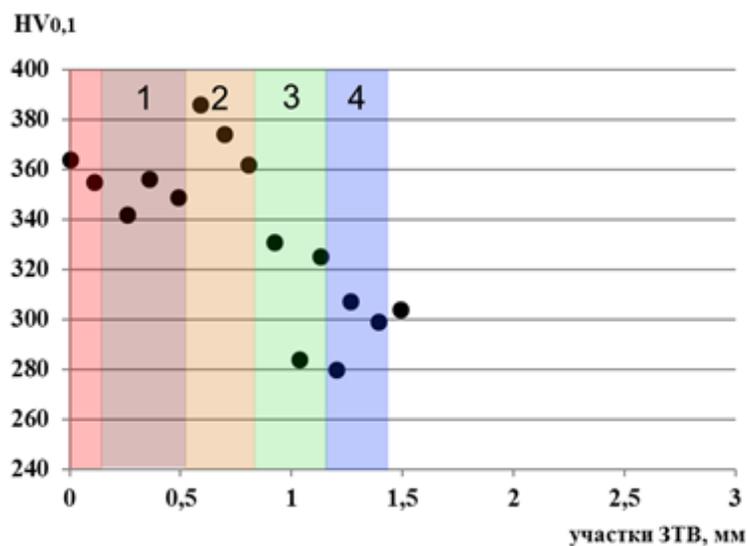
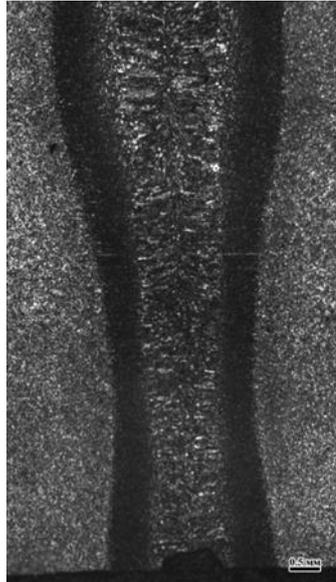


Рисунок 6.10 – Микротвердость $HV_{0,1}$ и ширина участков ЗТВ (обозначены цифрами и различным цветом) сварного стыкового соединения, полученного лазерной сваркой



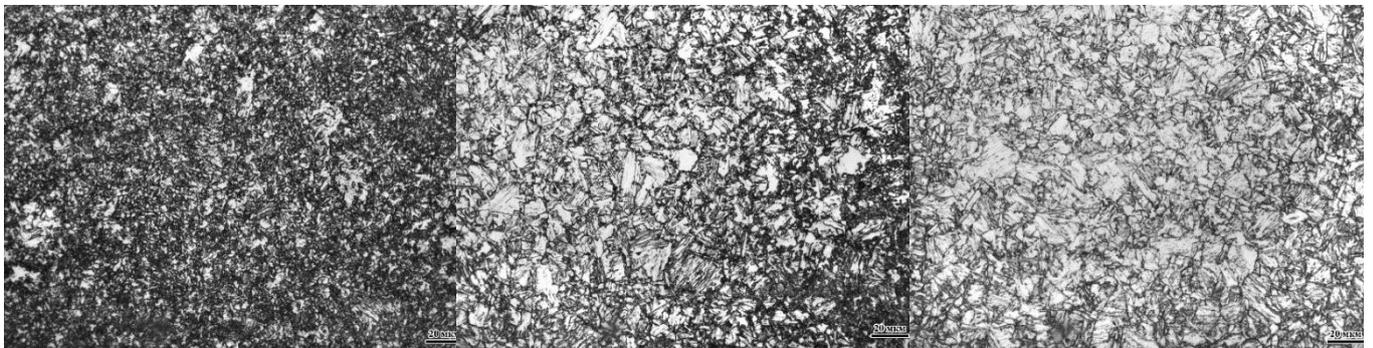
а



б

в

г



д

е

ж

Рисунок 6.11 - Общий вид сварного соединения (а), структура металла шва (б), основного металла (ж) и различных участков ЗТВ сварного стыкового соединения, полученного лазерной сваркой:

в - перегрева (крупного зерна) вблизи линии сплавления - участок 1; г - полной перекристаллизации (мелкого зерна) - участок 2; д - частичной перекристаллизации (межкритического интервала температур) - участок 3; е- отпуска (докритического интервала температур) - участок 4

Более низкие значения микротвердости в ЗТВ стыковых соединений стали марки 09ХГН2МД по сравнению с лабораторными опытами можно объяснить снижением скорости охлаждения в ЗТВ сварных соединений (применялся листовой прокат большей

толщины), а также большей погонной энергией (3,8 кДж/см по сравнению с 3,3 кДж/см), приводящее к формированию структуры, для которой характерны более низкие значения твердости.

Как и в выше рассмотренных случаях в ЗТВ сварного соединения формируется бейнитно-мартенситная структура (рисунок 6.11), но с меньшей долей более грубых игольчатых структур, что и объясняет меньшие значения микротвердости.

Следует отметить, что значения микротвердости $HV_{0,1}$ в сварных соединениях, полученных лазерной сваркой соответствуют требованиям нормативной документации ($<400HV$), что подтверждает возможность применения данного вида сварки для ответственных конструкций из листового проката толщиной до 12 мм.

Результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб образцов при низких температурах, отобранных от сварного соединения из разработанной стали марки 09ХГН2МД, полученного лазерной сваркой приведены на рисунок 6.12.

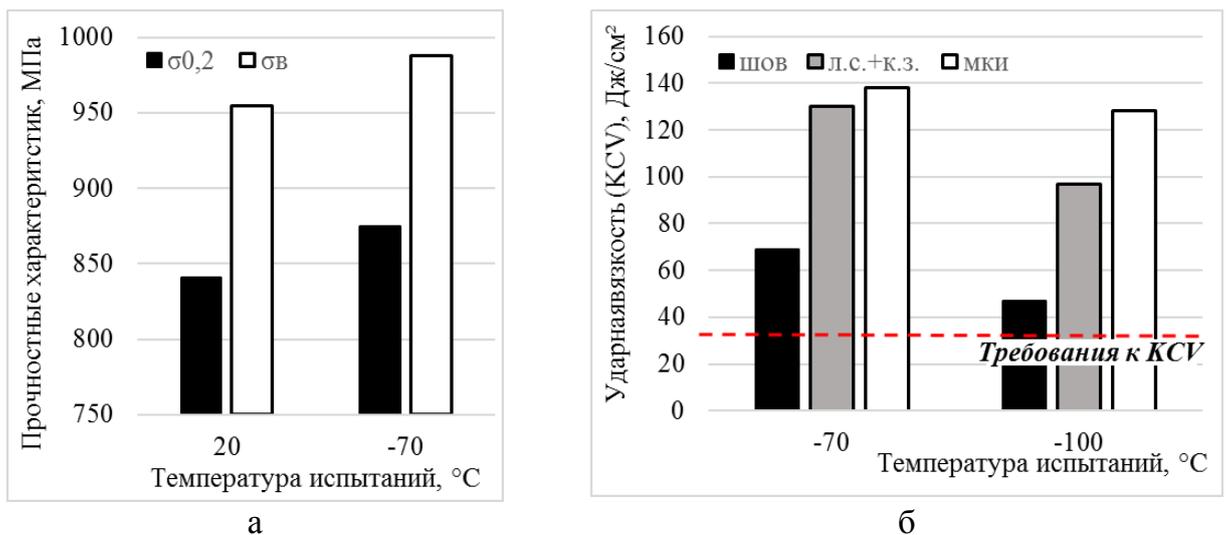


Рисунок 6.12 - Механические свойства сварного стыкового соединения, полученного лазерной сваркой, где:
а – σ_B и $\sigma_{0,2}$ при температурах испытаний 20°C и -70°C, б – КСV при температурах испытаний - 70°C и - 100°C

При статическом растяжении образцов при температуре испытаний -70°C , как и при 20°C , образование шейки и разрушение образцов происходило по основному металлу, за пределами ЗТВ сварного соединения. При испытаниях на ударную вязкость, независимо от расположения надреза (по оси шва, по линии сплавления), происходило вязкое чашечное разрушение материала с распространением в основной металл.

Средние значения ударной вязкости при температуре испытаний -70°C образцов с надрезом, выполненным вблизи линии сплавления с участком 1 и участка 3 значительно превышают требования технической документации и составляют 130 Дж/см^2 и 138 Дж/см^2 соответственно. При температуре испытаний -100°C эти значения незначительно снижаются и составляют 97 Дж/см^2 и 128 Дж/см^2 соответственно. В центре шва данные значения намного ниже, но остаются выше требуемых и составляют 69 Дж/см^2 при температуре испытаний -70°C и 47 Дж/см^2 при температуре испытаний -100°C .

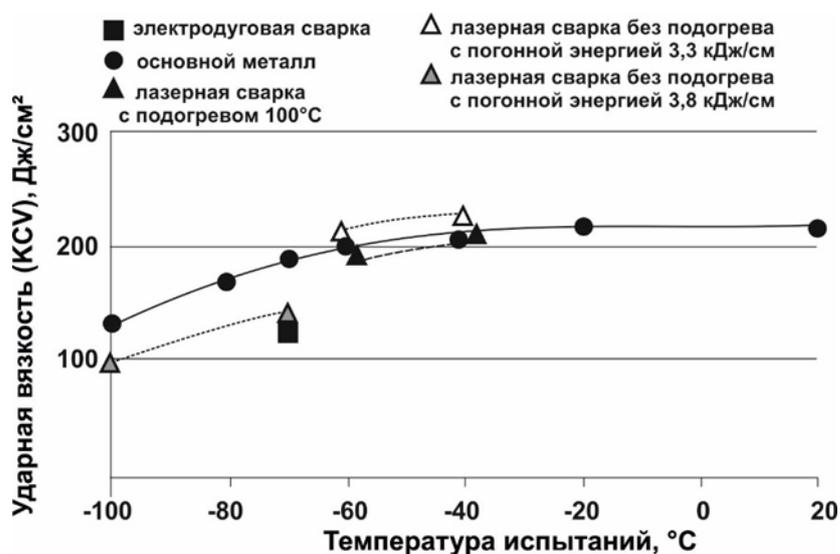


Рисунок 6.13 – Зависимости ударной вязкости для основного металла и сварных стыковых соединений, полученных электродуговой и лазерной сваркой, от температуры испытаний

По результатам проведенных исследований установлено (рисунок 6.13), что применение методов электродуговой и лазерной сварки, позволяет получить равнопрочные с основным металлом и обладающие повышенной хладостойкостью в зоне термического влияния сварные стыковые соединения из разработанной высокопрочной экономнолегированной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД вплоть до температуры минус 70°C . При этом следует отметить, что значения ударной вязкости при низких температурах образцов из сварного соединения, полученного электродуговой сваркой, ниже на $\sim 60 \text{ Дж/см}^2$ по сравнению со значениями для основного металла и на $\sim 10 \text{ Дж/см}^2$ ЗТВ сварного соединения, полученного лазерной сваркой, но остаются на высоком уровне (значительно превышая требования – не менее 35 Дж/см^2).

Выполненные исследования показали, что разработанная высокопрочная хладостойкая сталь марки 09ХГН2МД и ее сварные соединения могут применяться для строительства тяжелонагруженных конструкций, эксплуатирующихся при низких температурах в арктических широтах. При использовании лазерной сварки существует ограничение по толщине листового проката.

Выводы к главе 6

1 Результаты исследований сварного стыкового соединения, полученного электродуговой сваркой, показали, что новая экономнолегированная высокопрочная сталь отличается удовлетворительной свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки). Сварное соединение обладает повышенной ударной вязкостью в зоне термического влияния при температуре испытаний -70°C (среднее значение -125 Дж/см^2) и обеспечивает равнопрочность с основным металлом ($\sigma_{\text{в}}=820-825 \text{ МПа}$).

2. Установлена возможность применения лазерной сварки для получения сварных стыковых соединений листового проката из разработанной высокопрочной хладостойкой экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД в толщинах до 12 мм и показано следующее.

2.1 Применение высокоскоростного нагрева, характерного для лазерной сварки (500°C/с), способствует формированию более мелкого зерна аустенита и, как следствие, более дисперсной структуры на наиболее опасных участках зоны термического влияния, что позволяет обеспечить повышенные значения ударной вязкости при низких температурах в ЗТВ (не менее 200 Дж/см^2).

2.2. Результаты моделирования структуры на участках 1 и 2 ЗТВ сварного соединения показали, что применение высокоскоростного нагрева по сравнению с нагревом со скоростью 5°C/с способствует формированию бейнитно-мартенситной структуры в более широком диапазоне скоростей охлаждения, а также к повышению температурного интервала как мартенситного, так и бейнитного превращений, что будет способствовать процессам самоотпуска при охлаждении.

2.3. При снижении погонной энергии лазерной сварки от 5 кДж/см до $2,5 \text{ кДж/см}$ уменьшается ширина ЗТВ и ее отдельных участков, однако наблюдается увеличение

средних значений микротвердости на участках крупного зерна и полной перекристаллизации (на 29 HV_{0,1} и 39 HV_{0,1} соответственно) вследствие повышения доли структурных составляющих реечной морфологии (мартенсита и бейнита) за счет повышения скорости охлаждения после сварочного нагрева.

2.4. Введение предварительного подогрева (100 °С) при лазерной сварке с погонной энергией 3,3 кДж/см для получения сварных соединений листового проката толщиной 10 мм способствует формированию более дисперсной структуры по всей ЗТВ, что приводит к снижению и выравниванию значений микротвердости HV_{0,1} на всех участках зоны термического влияния (средние значения микротвердости на различных участках уменьшаются на 43-58 HV_{0,1}). Введение предварительного подогрева практически не влияет на механические свойства и при статическом растяжении разрушение происходит по основному металлу, а значения ударной вязкости образцов с надрезом по линии сплавления при температуре испытаний -60°С превышают требования технической документации и составляют 205-208 Дж/см².

2.5. Применение лазерной сварки с погонной энергией 3,8 кДж/см для изготовления сварных соединений листового проката толщиной 12 мм из стали марки 09ХГН2МД также способствует формированию дисперсной бейнитно-мартенситной структуры в ЗТВ со значениями микротвердости, соответствующими требованиям нормативной документации, и значениями ударной вязкости образцов с надрезом по линии сплавления при температуре испытаний минус 100°С - 128 Дж/см², что выше требований технической документации.

3. Исследования структуры и механических свойств сварных соединений листового проката из разработанной экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД с гарантированным пределом текучести не менее 690 МПа, полученных электродуговой и лазерной сваркой, показали, что обеспечивается равнопрочность сварных соединений с основным металлом, а также сварные соединения обладают повышенной хладостойкостью ЗТВ, что позволяет применять данный материал для эксплуатации в сложных климатических условиях Арктики.

ГЛАВА 7 ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

Разработан химический состав новой высокопрочной хладостойкой свариваемой стали с гарантированным пределом текучести не менее 690 МПа и углеродным эквивалентом $C_{экр}$ не более 0,53 %, отвечающей требованиям ОАО «Белаз», внесенный в Технические условия ТУ 14-101-1002-2014 «Прокат толстолистовой из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690. опытная партия». Подана заявка на патент № 209120117 от 26.06.2019 г.

Разработанные ключевые технологические параметры, обеспечивающие требуемое качество листового проката, легли в основу разработанной ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ПАО «ММК» при участии автора технологической документации «Сквозная технология производства листового проката класса прочности 690 в толщинах 8-50 мм из свариваемой стали марки 09ХГН2МД по ТУ 14-101-1002 на стане «5000».

В 2016г. на ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» при техническом сопровождении автора была изготовлена опытно-промышленная партия листового проката толщиной 16 (12 листов), 20 (50 листов), 25 (20 листов) и 30 (12 листов) мм из стали марки 09ХГН2МД с гарантированным пределом текучести не менее 690 МПа. Изготовленный листовой прокат из новой экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 полностью соответствует требованиям разработанной технической документации ТУ 14-101-1002-2014 «Прокат толстолистовой из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690. Опытная партия».

Внедрение в производство ПАО «ММК» технической и технологической документации, разработанной с участием автора, оформлено актом внедрения (Приложение В).

Образцы изготовленного листового проката были переданы на ОАО «БелАЗ» для проведения испытаний и дальнейшей переработки.

Для получения качественного сварного соединения специалистами НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей» были выданы рекомендации по

выбору сварочных материалов и режимов сварки листового проката из экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690. Испытания на свариваемость проводились на образцах размером 12х300х300мм из стали марки 09ХГН2МД по режиму $I_{св} = 240 \div 260A$, $U_{св} = 25 \div 27В$ на сварочном аппарате QINEO TRONIC Ес0600 с использованием проволоки Св08Г2С диаметром 1,2 мм в защитном газе $Ar+CO_2$ (82%+18%).

Степень механической обрабатываемости определялась на образцах размером 20х150х300 мм с применением следующих операций: фрезерование, сверление и нарезание резьбы.

Исследования качества сварного соединения производились визуальным осмотром и с помощью металлографических исследований.

Визуальный осмотр показал отсутствие дефектов поверхности сварного соединения.

По результатам механических испытаний сварного соединения (см. главу 6) установлено, что прочность сварного соединения остается на уровне прочности свариваемого материала.

Сварное соединение выдержало испытание на изгиб в соответствии с требованиями стандарта предприятия СТБ ISO 15614-1-2009.

В результате металлографических исследований установлено, что микроструктура сварного шва плотная, мелкодисперсная, дефекты сварного соединения, в том числе перегрев зоны термического влияния, отсутствуют, что говорит об удовлетворительном качестве сварного соединения.

Установлено также, что:

– на операциях фрезерования исследуемые образцы имеют удовлетворительную механическую обрабатываемость при условии достаточного охлаждения в месте обработки;

– операции сверления и нарезания резьбы необходимо производить с использованием качественного инструмента из быстрорежущей стали с износостойким покрытием.

Результаты переработки опытно-промышленной партии листового проката в толщинах 12-30 мм из стали марки 09ХГН2МД в условиях оборудования ОАО «БелАЗ» показали, что новая экономнолегированная сталь с пределом текучести не менее 690

МПа обладает гарантированной ударной вязкостью зоны термического влияния при температуре испытаний -70°C , удовлетворительной механической обрабатываемостью и свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки).

По результатам переработки был утвержден трехсторонний акт (ОАО «БелАЗ, ПАО «ММК» и ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей») о результатах изготовления на ПАО «ММК» и переработки на ОАО «БелАЗ» опытной партии листового проката из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 по ТУ 14-101-1002-2014. В акте разработанная продукция рекомендована для изготовления кузовов и платформ большегрузных автомобилей БелАЗ, а ПАО «ММК» одобрен в качестве поставщика разработанной продукции (Приложение Г).

Таким образом, разработка на ПАО «ММК» новых технологий производства металлопроката из экономнолегированной стали с улучшенными показателями хладостойкости и свариваемости позволяет обеспечить проектирование и строительство сварных рам большегрузных автомобилей.

Разработанная сталь после проведения регламентированных испытаний на соответствие требований к материалам, применяемым в судостроении и других отраслях промышленности, может быть также использована для строительства судов ледового плавания, морской и инженерной техники, а также подъемно-транспортного оборудования, обеспечивающего освоение территорий береговой линии арктического шельфа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработан и опробован в промышленном производстве ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» химический состав новой экономнолегированной стали улучшенной свариваемости ($C_{\text{экв}} \leq 0,53\%$) с гарантированным пределом текучести 690 МПа и ударной вязкостью не менее 35 Дж/см² при -70°C: углерод – 0,08-0,10%, никель – 1,65-1,75%, медь - 0,50-0,60%, хром – 0,45-0,55%, молибден - 0,30-0,35%, ниобий - 0,02-0,04%, кремний - 0,30-0,40%, марганец - 0,65-0,75%, алюминий - 0,02-0,05%, фосфор не более 0,012%, сера не более 0,005%, азот не более 0,008%. Подана заявка на патент № 209120117 от 26.06.2019 г.

2. Исследованы фазовые превращения в экономнолегированной низкоуглеродистой стали при варьировании никеля, хрома, меди и молибдена в узких пределах и показано, что:

- снижение содержания хрома от 1,12% до 0,48% при содержании никеля ~1,4% приводит к расширению температурной области бейнитного превращения, а также к сдвигу ферритно-перлитного и мартенситного превращений в область более высоких скоростей охлаждения, что приводит к формированию структуры преимущественно гранулярного бейнита с ферритом в середине по толщине листового проката и не позволят получить требуемую прочность;

- повышение содержания никеля до 2,02% при содержании хрома ~1,16% и молибдена 0,15% приводит к расширению температурных интервалов образования бейнита и мартенсита. При этом ферритно-перлитное превращение хотя и сдвигается в область более низких скоростей охлаждения с 10°C/с до 5°C/с, однако это не исключает вероятности образования феррита в середине по толщине толстолистового проката и приводит к снижению прочностных характеристик;

- повышение суммарного содержания никеля до 2,12% при снижении суммарного содержания хрома до ~0,7% с содержанием молибдена 0,24% приводит к сдвигу всех превращений в область более низких скоростей охлаждения и более низких температур. Вышеуказанные изменения способствуют формированию бейнитно-мартенситной

структуры с бейнитом преимущественно реечной морфологии, что приводит к снижению вязкопластических характеристик в листовом прокате толщиной до 20 мм;

- в стали разработанного химического состава в диапазоне скоростей охлаждения, характерных для охлаждения листового проката толщиной до 50 мм (середины по толщине) интервал бейнитного превращения составляет 640-420°C, мартенситного -440-300°C, обеспечивая формирование квазиоднородной структуры по всему сечению.

3. Определены требования к структуре стали выбранного легирования для обеспечения требуемых механических свойств в сочетании с хорошей свариваемостью:

- формирование при закалке аустенита с размером зерна не крупнее 14 мкм бейнитно-мартенситной структуры с плотностью дислокаций в мартенсите $21 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, бейните $(2,6-2,8) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, при этом мартенсита должно быть менее 50-55%, а доля бейнита реечной и гранулярной морфологии зависит от толщины листового проката;

- образование при отпуске мелкодисперсной карбидной фазы (со средними размерами не более 12 нм) внутри реек/фрагментов реечного мартенсита, реечного бейнита и областей гранулярного бейнита, а также карбидов по границам кристаллитов со средними размерами не более 50-120 нм.

4. Рекомендовано осуществлять прокатку для листов толщиной более 25 мм по режимам двухстадийной прокатки с максимально возможными обжатиями (не менее 12 %) для обеспечения максимальной проработки срединных слоев листового проката и с температурой окончания черновой стадии прокатки не выше 980 °С во избежание роста рекристаллизованных зерен при промежуточном подстуживании, при этом температура окончания чистовой стадии должна соответствовать интервалу температур 870- 930 °С. Для листового проката толщиной до 25 мм рекомендована одностадийная прокатка с увеличением относительной величины обжатий по проходам от начала к концу прокатки с температурой окончания прокатки 870- 930 °С.

5. Разработаны режимы закалки и высокого отпуска листового проката толщиной 8-50 мм на основе изучения структуры стали по толщине, протекания карбидных превращений при отпуске и изменения механических свойств в разработанной стали и показано следующее:

- закалка от температуры 950°C способствует повышению прокаливаемости и формированию структуры со структурными составляющими преимущественно реечной морфологии: реечного мартенсита и реечного бейнита;

- отпуск рекомендован в диапазоне температур $570\div 600^{\circ}\text{C}$ во избежание образования областей переотпущенного мартенсита, приводящих к недопустимому снижению прочностных характеристик, время выдержки зависит от толщины листа и определяется в соответствии с параметром Холломона ($H_p = T \times (C + \log(\tau))$), который должен составлять от 16,9 до 17,3.

6. Показана принципиальная возможность применения лазерной сварки для листового проката толщиной до 12 мм из разработанной стали, которая обеспечивает в стыковых сварных соединениях равнопрочность с основным металлом при ударной вязкости в ЗТВ вблизи линии сплавления не менее 128 Дж/см^2 при температуре испытаний -100°C .

7. Разработана техническая и технологическая документация на поставку стали 09ХГН2МД, внедренная в промышленном производстве ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» и изготовлена опытно-промышленная партия листового проката объемом 250 т. с требуемым уровнем механических свойств, что подтвердило обоснованность разработанных решений.

8. Изготовленный с применением разработанных режимов и испытанный в условиях ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» и ОАО «БЕЛАЗ» листовой прокат и сварные соединения из новой высокопрочной хладостойкой стали марки с пониженным уровнем легирования ($S_{\text{экв}} \leq 0,53\%$), выполненные электродуговой сваркой, обладают повышенным комплексом механических свойств, включая хладостойкость при температурах до -70°C . Полученные характеристики соответствуют требованиям ОАО «БЕЛАЗ» к материалам для изготовления карьерных самосвалов перспективных проектов, предназначенных для эксплуатации в сложных климатических условиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоров Л. Использование высокопрочных сталей в машиностроении / Л. Сидоров // НМ – Оборудование. - май 2005. - С. 58-60.
2. Павленко П.Д. Методология разработки рациональных конструкций несущей системы и ходовой части большегрузных строительных автомобилей-самосвалов: дис. на соискание ученой степени доктора тех. наук: Набережные челны, 2005. – Режим доступа: <https://www.dissercat.com/content/metodologiya-razrabotki-ratsionalnykh-konstruktsii-nesushchei-sistemy-i-khodovoi-chasti-bols>.
3. Барун В.Н. Снижение металлоемкости несущей системы автомобиля-самосвала КамАЗ / В.Н. Барун, В.Н. Белокуров, П.Д. Павленко // Автомобильная промышленность. - 1983. - №9. - С. 12-14.
4. Павленко П.Д. Автомобили КамАЗ. Рама повышенной надежности / П.Д. Павленко, Х.А. Фасхиев // Автомобильная промышленность. - 1992. - №12. - С. 10-11.
5. Hodgson D.K. Transformation and tempering behavior of the Heat-Affect Zone of 2.25Cr-1Mo steel / D.K. Hodgson, J.C. Dai T. and Lippold // Welding journal – 2015. - № 94. - pp. 250-256.
6. Оценка конъюнктуры мирового рынка и областей применения наноструктурированного высокопрочного листового проката / В.М. Салганик [и др.] // Моделирование и развитие процессов обработки металлов давлением. - 2015. - Вып. 21. - С. 39—45.
7. Никитин В.Н. Износостойкая высокопрочная свариваемая сталь с пределом текучести 1000 Н/мм² типа Hardox в автомобилестроении / В.Н. Никитин, Т.Н. Попова, С.К. Киселев // Материалы конференции ОАО «Северсталь» для современного автомобилестроения. Череповец. – 2002. - С.187-189.
8. Новая высокопрочная сталь для платформ БелАЗов / В.Н. Никитин [и др.] // Горная промышленность. – 2004. - №6. - С.15-16.
9. Гейер В.В. Разработка и изготовление высокопрочных свариваемых сталей с пределом текучести от 600 до 950 Н/мм². // Металлург. – 2005. - №6. - С.55-59.

10. Никитин В.Н. Создание и развитие высокопрочных свариваемых сталей / В.В. Гейер, Т.Н. Попова, В.Н. Никитин // *Металлургия*. – 2009. - №5. - С.9-14.
11. Новая износостойкая сталь 17ХГН2МФБТ для кузовов карьерных самосвалов / С.Ю. Настич [и др.] // *Сталь*. - 2005.- №3. - С. 82-85.
12. Разработка и промышленное опробование высокопрочной свариваемой стали с высокой хладостойкостью для несущих конструкций в транспортном машиностроении / С.Ю. Настич [и др.] // *Металлург*. - 2005. - №5. - С. 55-58.
13. Разработка технологии производства толстого листа для строительства из новой экономнолегированной стали повышенной прочности и хладостойкости / Б.З. Беленький [и др.] // *Бюл. «Черная металлургия»*. – 2014. -№5. – С. 67-72.
14. Разработка импортозамещающей технологии производства листового проката из высокопрочной конструкционной стали северного исполнения / М.В. Чукин [и др.] // *Производство проката*. – 2019. - №4. – С. 5-11.
15. Столяров В.И. Высокопрочные свариваемые стали массового использования с экономным легированием / В.И. Столяров, В.Н. Никитин, Н.В. Лазько // *Черная металлургия России и СНГ в XXI веке. Черметинформация*. – 1994. - С.4-5.
16. Одесский П.Д. Микролегированные стали для северных и уникальных металлических конструкций / П.Д. Одесский, Л.А. Смирнов, Д.В. Кулик // М: *Интерметинжиниринг*. - 2006.
17. Горицкий В.М. Влияние химического состава и структуры на механические свойства высокопрочных свариваемых сталей / В.М. Горицкий, Г.Р. Шнейдеров, И.В. Гусева // *Металлург*. – 2019. - №1. – С. 24-30.
18. Основные виды и области применения стратегического высокопрочного листового проката / Чукин М.В. [и др.] // *Вестник Магнито-горского государственного технического университета им. Г. И. Носова*. - № 4. - С. 41-44.
19. High strength steel for the truck industry and mining equipment operating in Arctic environment / S. Aleksandrov [et al.] // in *Proceedings of 5-th Int. Conf. on HSLA Steels HSLA Steels 2005*” (Sanya. – China. - 2005. - nov 8-10). - *Iron&Steel Supplement 2005*. - Vol. 40. - vol. 1. - P.759-763.
20. Разработка и производство высокопрочных сталей для кузовов и рам большегрузных самосвалов в ООО «Уральская сталь» / Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Кураш В.С. [и др.] // В сб. «Современные достижения в металлургии и технологии

производства сталей для автомобильной промышленности» -М.: Metallurgizdat, 2004. - С. 161-167.

21. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы: Учебник для вузов, СПб.: ХИМИЗДАТ. - 2005. - 480 с.

22. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер // М.: Metallurgiya. - 1985. - 408 с.

23. Берштейн М.Л. Прочность стали. М.: Metallurgiya. - 1970. - 200 с.

24. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Metallurgiya. - 1972. - 208 с.

25. Солнцев Ю.П. Хладостойкие и износостойкие литейные стали [Электронный ресурс] / Ю.П. Солнцев, А.К. Андреев, А.Е. Сердитое // СПб.: ХИМИЗДАТ. - 2016. - 336 с.

26. Одесский П. Д. О применении ванадия и ниобия в микролегированных сталях для металлических конструкций / П. Д. Одесский, Л. А. Смирнов // Новые технологии и материалы в металлургии: Сб. научн. тр. Екатеринбург: УрО РАН. - 2005. - С. 234-255.

27. Popescu N. Электронная библиотека материалов / N. Popescu, M. Sojocar, V. Michailov // 2012. - 48 (1). - P. 34-41.

28. Исследование процессов формирования зеренной структуры аустенита в сталях различных систем легирования / Л.Ц. Заяц [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. – Машиностроение, материаловедение. – 2011. - №2. – С. 54-61.

29. Coarsening Kinetics of Multicomponent MC-Carbides in High-Strength Low-Alloy Steels / K. Miyata [et al.] // Metallurgical and Materials Transformation A. – 2003. – Vol. 34A. - № 8. – С. 1565-1573.

30. Металловедение и термическая обработка металлов. - 1998. - №12.– С.25-28.

31. Превращения дислокационного мартенсита при отпуске вторичнотвердеющей стали / И.В. Горынин [и др.] // МиТОМ. – 1999. - №9. - С.13-32.

32. Коноплева Е.В. Особенности строения и механические свойства сталей с мартенситно-бейнитной структурой / Е.В. Коноплева, М.Н. Спасский, В.М. Баязитов //ФММ. – 1986. – 67. - №3.

33. Малышевский В.А. Влияние легирующих элементов и структуры на свойства низкоуглеродистой улучшаемой стали / В.А. Малышевский, Т.Г. Семичева, Е.И. Хлусова // *Металловедение и термическая обработка*. – 2001. - №9. - С. 5-9.
34. Мотовилина Г.Д. Влияние скорости охлаждения при закалке высокопрочной хромоникельмедьмолибденовой стали на изменение структуры и механических свойств в процессе отпуска / Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова, У.А. Пазилова // *Вопросы материаловедения*. – 2003. - № 2 (34). - С.5-13.
35. Хлусова Е.И. Фазовые превращения, структура и оценка упрочнения судостроительной стали нормальной, повышенной и высокой прочности // *Вопросы материаловедения*. – 2004. - № 2 (38). - С.5-23.
36. Никитин В.Н. Высокопрочные свариваемые стали с пределом текучести 600-900 Н/мм², состояние и перспективы развития / В.Н. Никитин, В.Г. Лазько // *Ин-т «Черметинформация»*. М., 1988. – 31 с.
37. ГОСТ 27772-2015. Прокат для строительных конструкций. Общие технические условия. – Москва: Стандартинформ, 2016. - 23 с.
38. <http://svarka-24.info/svarnyye-konstrukcii-iz-vysokoprochnyx-nizkolegированных-konstrukcionnyx-stalej/>
39. Катунин В.В. Основные показатели работы черной металлургии России в 2014 г. / В.В. Катунин, Т.М. Петракова, И.М. Иванова // *Бюллетень «Черная металлургия»*. – 2015. – выпуск 3 (1383). – С. 3-27.
40. Рыбин В.В. Высокопрочные свариваемые стали / В.В. Рыбин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова - СПб.: Изд-во Политехн, Ун-та, 2016. -212 с.
41. Голосиенко С.А. Влияние структуры, сформированной при закалке, на свойства высокопрочной хладостойкой стали после отпуска / С.А. Голосиенко, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова // *Вопросы материаловедения*. – 2008. - №1 (53). - С. 32-44.
42. Голосиенко С.А. Возможности повышения прочностных характеристик экономнолегированных высокопрочных сталей за счет образования наноразмерных карбидов / С.А. Голосиенко, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова // *Вопросы материаловедения*. – 2010. - № 3 (59). - С.52-64.
43. Пат. 2507295 Российская Федерация, МПК С22С 38/48. Высокопрочная хладостойкая арг-сталь / Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Хомякова Н.Ф., Милуц В.Г., Павлова А.Г., Пазилова У.А., Афанасьев С.Ю., Гусев М.А., Левагин

Е.Ю.; Заявитель и патентообладатель Российская Федерация, от имени которой выступает Минпромторг России. - № 2012139469/02; заявл. 17.09.2012; опубл. 20.02.2014, Бюл. № 5. – 7 с.

44. Влияние отпуска на изменение структуры и свойств высокопрочной штрипсовой стали категории прочности Х90 и Х100 после термомеханической обработки / Е.И. Хлусова [и др.] // *Металлург.* - 2010. - № 11. - С.68-73.

45. Эфрон Л.И. *Металловедение в «большой» металлургии* / Л.И. Эфрон // Трубные стали. – М.: Металлургиздат. – 2012.

46. Микроструктура и свойства трубных сталей нефтегазового сортамента, подвергаемых улучшению / И.Ю. Пышминцев [и др.] // *Металлург.* – 2019. - №1. – С. 37-44.

47. Матросов Ю.И. *Сталь для магистральных трубопроводов* / Ю.И. Матросов, С.А. Литвиненко, С.А. Голованенко– М.: Металлургия. – 1989. -288 с.

48. Трещиностойкость сварных соединений из трубных сталей класса прочности К60 различных систем легирования / Т.И. Табатчикова [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2017. - №12 (750). – С. 24-30.

49. Гизатуллин А.Б. Трубы сварные из низкотемпературно стали / А.Б. Гизатуллин, К.Н. Никитин // *Производство проката.* – 2019. - №4. – С. 17-21.

50. Русаков В.В. Перспективы применения высокопрочных труб для проектов дальнего транспорта газа / В.В. Русаков, Т.П. Лобанова // *Наука и техника в газовой промышленности.* - 2011. - № 4. - С. 4-7.

51. Высокопрочные стали для толстых листов, труб и профилей / М. Понтремоли [и др.] // *Черные металлы.* - 2006. - № 4. - С. 58—66.

52. Кинетика бейнитного превращения в Cr - Ni - Mo сталях с добавлением алюминия и кремния / М. А. Гервасьев [и др.] // *Изв. вузов. Черная металлургия.* 2014. - Т. 57. - № 7. - С. 57 - 60.

53. Improvement of strength- toughness combination in austempered low carbon bainitic steel : The key role of refining prior austenitic grain size / H. F. Lan [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds.* - 2017. - bl. 710. - P. 702 — 710.

54. Kobayashi J., Ina D., Yoshikawa N., Sugimoto K. Effects of the Addition of Cr, Mo and Ni on the Microstructure and Retained Austenite Characteristics of 0.2 % C — Si —

Mn — Nb Ultrahigh-strength TRIP-aided Bainitic Ferrite Steels / J. Kobayashi [et al.] // ISIJ International. - 2012. - Vol. 52. - P. 1894 — 1901.

55. Пат. 2385350 Российская Федерация, МПК C21D 8/02 C22C 38/12 C21D 9/46. Способ производства штрипса для труб магистральных газопроводов / И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Сыч О.В., Малахов Н.В., Шахпазов Е.Х., Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю.; Заявитель и патентообладатель НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардин», ПАО «Северсталь». - № 2008149187/02; заявл. 12.12.2008; опубл. 27.03.2010, Бюл. № 9. – 7 с.

56. Столхейм Д.Д. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I / Д.Д. Столхейм // Metallurg. – 2013. -№ 11. – С. 53-66.

57. ASTM E 208-06. Standard Test Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels.

58. ASTM E 436. Standard Test Method for Drop-Weight Tear Tests of Ferritic Steels.

59. API 5L3. Рекомендуемая методика для проведения испытаний на разрыв падающим грузом на трубе для магистрального трубопровода.

60. Пат. 25255999 Российская Федерация, МПК C22C 38/50 C22C 38/58. Низколегированная сталь / Никитин В.Н., Гейер В.В., Ламухин А.М., Попова Т.Н., Маслюк В.М., Голованов А.В., Никитин М.В., Баранов В.П., Дубинин И.В., Рослякова Н.Е., Киселев С.И., Кураш В.С., Трайно А.И.; Заявитель и патентообладатель ПАО «Северсталь». - № 2004115018/02; заявл. 17.05.2004; опубл. 10.07.2005, Бюл. № 19. – 7 с.

61. Освоение производства высокопрочной износостойкой свариваемой стали с пределом текучести более 950 Н/мм^2 для несущих металлоконструкций / О.П. Таланов [и др.] // Metallurg. – 2013. -№ 10. – С. 62-66.

62. Марченко В.А. Исследование свойств низколегированной стали при термической обработке с прокатного нагрева / В.А. Марченко, А.В. Гудченко, Л.Е. Алексеева // Изв. ВУЗов – Черная металлургия. – 1983. - № 1. - С.93-97.

63. Плеханов Т.П. Закалка низкоуглеродистых низколегированных сталей с прокатного нагрева – Термическая и термомеханическая обработка проката / Т.П. Плеханов, Т.К. Дорожко, В.М. Клестов // Металлургия. -1981. - С.17-20.

64. Металлургическая экспертиза как основа определения природы дефектов металлопродукции / А.А. Казаков [и др.] // Черные металлы. – 2007. - № 7-8. – С. 17-23.
65. Гехт А.Х. О применении высокопрочных сталей для краностроения / А.Х. Гехт // Строительные и дорожные машины. – 2014. -№ 4. – С. 23-26.
66. Stress-relief cracking of copper-containing HSLA-steels / J.P. Balaguer [et al.] // 1989. - v.4, apr., t. 69. - P. 121-131.
67. Base Materials for Critical Application: requirements for Low Alloy Steel Plate, Forgings, Castings, Shapes, Bars, and Heads of HY 80/100/130 and HSLA 80/100 / L.F. Porter [et al.] // US Navy, Naval Sea Systems Command, NAVSEA Technical Publication T9074-BD-GIB-010/0300. Original. - 2002August. - Revision 2 December. – 2012. - 228 p.
68. Accelerated Cooling Applied to Plates Rolled at Dillingen / H. Barth [et al.] // La Revue de Metallurgie. - 1988. - Pp.485-492.
69. Тарасевич Ю.Ф. Формирование структуры и свойств заготовок и проката черных металлов / Ю.Ф. Тарасевич // Итоги науки и техники. ВИНТИ. Прокат и волочильное производство. – 1985 - т13. - С.69-135.
70. ТМО с ускоренным охлаждением при производстве толстого листа из конструкционных сталей / С. Штрайсельбергер [и др.] // Черные металлы. - № 5. – 1991. - С.23-31.
71. Application of Multipurpose Accelerated Cooling System (MACS) to the Production of Steel Plates. AISE Annual Convention Toronto. – 1984. - 39p.
72. Bernhard L. Systems for the Accelerated Cooling of Plates / L. Bernhard // Metallurgical Plant and Technology. - 1988. - Pp.10-17.
73. Repas P. Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels / P. Repas // Proceeding Int. Conf. Of Technology and Application of HSLA Steels. Philadelphia. - 1983. -P.3-14.
74. Сивцев М.Н. Исследование структуры сварных соединений при различных технологических параметрах сварки низколегированных сталей / М.Н. Сивцев, Г.Н. Слепцов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – 32 (704). – С. 40-44.
75. Влияние химического состава микролегированной стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений труб на его структуру и ударную вязкость / А.А.Рыбаков [и др.] // Автоматическая сварка. - 2013. - № 9. - С. 10-18.

76. Levshakov V. M. High-Production Laser and Plasma Welding Technologies for N. A. High-Speed Vessels Production / V. M. Levshakov, N. A. Steshenkova, N. A. Nosyrev // International Scholarly and Scientific Research & Innovation. – 2014. – Vol. 8. – № 9. – P. 1580-1585.
77. Microstructure, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels / A. Santillan [et al.] // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2012. – Vol. 51. – № 3. – P. 328-335.
78. Игнатов А.Г. Рынок лазеров и лазерных технологий / А.Г. Игнатов // РИТМ машиностроения. – 2017. – №4. – С. 74-81.
79. Москвитин Г.В. Применение методов лазерной сварки в современном промышленном производстве (обзор) / Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, Е.М. Биргер // Сварочное производство. – 2012. – №6. – С.36-47.
80. Грезев А.Н. Сопrotивляемость образованию горячих трещин в швах аустенитных сталей при лазерной сварке на больших скоростях / А.Н. Грезев, А.Ф. Басков, В.Л. Лукьяненко // Сварочное производство. – 1996. – № 8. – С. 15–17.
81. Григорьянц А. Г. Лазерная сварка по увеличенному зазору в стыке трубных и судостроительных сталей / А.Г. Григорьянц, Н.В. Грезев // Технология машиностроения. – 2011. – № 11. – С. 40-43.
82. A Jayanthia B, Kvenkataramananc, Ksuresh Kumar. Laser Beams A Novel Tool for Welding: A Review // IOSR Journal of Applied Physics. – 2016. – Vol. 8. – Issue 6 Ver. III. – P. 08-26.
83. Семичева Т.Г. Процессы карбидообразования и хрупкость при отпуске судостроительной стали / Т.Г. Семичева, Е.И. Хлусова, Л.Г. Шерохина // Вопросы материаловедения. – 2005. - №2 (42). - С. 69-78.
84. Голосиенко С.А. Новые высокопрочные хладостойкие стали для арктического применения / С.А. Голосиенко, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // Производство проката. – 2014. - №2. - С. 17-24.
85. Франтов И.И. Методика и оборудование для исследования кинетики фазовых превращений аустенита / И.И. Франтов, И.Ю. Уткин, А.С. Кириченко // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2018. – №3. – С. 101-104.

86. Применение имитационного моделирования для оценки характеристик изотермического превращения аустенита в сталях / Ю.В. Юдин [и др.] // Сталь. – 2018. - №10. – С. 58-63.
87. Юдин Ю. В. Использование логистической функции для описания изотермического бейнитного превращения в конструкционных сталях / Ю.В. Юдин, М.В. Майсурадзе, А. А. Куклина // Сталь. 2017. - № 3. - С. 52 — 56.
88. Christian J. W. The Theory of Transformations in Metal and Alloys. - Amsterdam: Pergamon. - 2002. - 1200 p.
89. Cai J. Weibull Mixture Model for Modeling Nonisothermal Kinetics of Thermally Stimulated Solid- State Reactions : Application to Simulated and Real Kinetic Conversion Data / J. Cai, R. Liu // Journal of Physical Chemistry B. - 2007. - Vol. 111. - P. 10681 - 10686.
90. Влияние легирующих элементов на свойства сталей при различных скоростях охлаждения / М.В. Чукин [и др.] // Естественные и технические науки. - № 8. (98). - С. 62-65.
91. Jia T. General Method of Phase Transformation Modeling in Advanced High Strength Steels / T. Jia, M. Militzer, Z. Y. Liu // ISIJ International. - 2010. - Vol 50. - № 4. - P. 583 — 590.
92. Microstructural characterization and recrystallization kinetics modeling of annealing cold-rolled vanadium microalloyed HSLA steel / Z. Liu [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. - 2016. - fol. 679. - P. 293 - 301.
93. Зисман А.А. Выявление бывших аустенитных зерен и анализа кинетики метадинамической рекристаллизации аустенита низкоуглеродистой стали в условиях горячей прокатки / А.А. Зисман, Т.В. Сошина, Е.И. Хлусова // Письма о материалах. – 2012. – т.2. – С. 3-8.
94. Peng Lan1/ Heat Transfer and Solidification Microstructure Evolution of Continuously Cast Steel by Non-Steady Physical Simulation / Lan1 Peng [et al.] // Met. Mater. Int. – 2017. – Vol. 23. – №. 3. – P. 568-575.
95. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением / В.В. Рыбин [и др.] // Вопросы материаловедения. - 2007. - № 4(52). - С. 329-340.

96. Прототип атомного зонда с лазерным испарением / С.В. Рогожкин [и др.] // Приборы и техника эксперимента. – 2017. - № 3. - С. 129–134.
97. Оптимизация параметров анализа материалов методами атомно-зондовой томографии с лазерным испарением атомов / О.А. Разницын [и др.] // Масс-спектрометрия. – 2017. - т. 14. - № 1. - С. 33–39.
98. Каптюг И.С. Шиферный излом и расслоения в стали / И.С. Каптюг, А.Я. Голубев // М: Metallurgy. – 1982. – 88 с.
99. Гервасьев М.А. Хладостойкие стали для крупных поковок и отливок / М.А. Гервасьев, А.Б. Кутыин // – Екатеринбург: УрО РАН, 2010.
100. Н.К.Д.Н. Bhadeshia. Bainite in Steels. 2nd ed. The Institute of Materials London. – 2001. - 460 p.
101. Z. Wojarski. T. Bold. Acta Met. 22, 10. - 1974. – 1123 p.
102. F. G. Caballero, Н.К.Д.Н. Bhadeshia. Current Opinion Solid State Mater. Sci.:DK 8. – 2004. – 251 p.
103. Счастливец В.М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина // УрО РАН, Екатеринбург. – 2014. - 236 с.
104. Калетин А.Ю. Автореферат канд. Дис. Свердловск. – 1985. - 24 с.;
105. Garcia-Mateo C. Mater. Sci. Forum / C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, Н.К.Д.Н. Bhadeshia. // 500. - 2005. – 495 с.
106. Структура низкоуглеродистого мартенсита и конструкционная прочность сталей / Л.М. Клейнер [и др.] // Перспективные материалы. – 2011. - № 1. – С. 59-67.
107. Превращения, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей / Ю.Н. Симонов [и др.] // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 2012. - № 11 (689). – С. 4-11.
108. Калетин А.Ю. Эволюция структуры и свойств кремнистых сталей при фазовом переходе аустенит-бейнит / А.Ю. Калетин, Ю.В. Калетина // Физика твердого тела. – 2015. - том 57. - вып. 1. - С. 56-61.
109. Bramfit B.L. A perspective of morphology of bainite / B.L. Bramfit, J.G. Speer // Metallurgical transactions. Vol.21A. 1990. - P. 817-828.
110. Krauss G. Ferritic Microstructures in Continuously Cooled Low- and Ultralow-carbon Steels / G. Krauss, S. W. Thomson // ISIJ International. - 1995. - V. 35. - № 8. - P. 937-945.

111. H.K.D.H.Bhadeshia. Bainite in steels. Metallurgical transactions / H.K.D.H. Bhadeshia, J.W. Christian. // A. Volume 21A. -April 1990. - P. 767-797.
112. Микроструктура и свойства низкоуглеродистой свариваемой стали после термомеханического упрочнения / В.М. Счастливец [и др.] // ФММ. – 2012 - т.113. - №5. - С.507-516.
113. Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текучести 690 МПа / М.В. Голубева [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2017. - № 4 (49). С. 19-24.
114. Изменение структуры при отпуске высокопрочной экономнолегированной стали марки 09ХГН2МД / М.В. Голубева [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2018. - № 1 (93). - С. 15-26.
115. Popescu N. Электронная библиотека материалов / N. Popescu, M. Cojocaru, V. Michailov // 2012. - 48 (1). - pp. 34-41.
116. The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on tempering the HSLA steel / Z. Janjusevic [et al.] // CI&CEQ. – 2009. - 15 (3). - P. 131-136.
117. Influence of Heat treatment parameters on structure and mechanical properties of an HSLA-100 steel // Steel Research (Germany). – 2002. - №8 (73). - Pp. 347-355.
118. Bhadeshia H. Steels: Microstructure and Properties / H. Bhadeshia, R. Honeycombe // 3rd ed. - Elsevier Ltd. - 2006.
119. Jaffe L. Temperability of Steels / L. Jaffe, E. Gordon // Transactions of American Society for Metals. – 1957. - № 49. - P. 359-371.
120. Hollomon J. Time-temperature relations in tempering steel / J. Hollomon, L. Jaffe // Metal Technology. – 1945. - №12. P. 223-249.
121. Сыч О.В. Разработка хладостойкой свариваемой стали категории прочности 690 МПа для тяжелонагруженной техники, работающей в арктических условиях / О.В. Сыч, М.В. Голубева, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2018. - №4. - С. 17-25.
122. Гуляев А.П. Металловедение // М.: Металлургия. – 1986. – 544 с.
123. Голубева М.В. Исследование структуры и свойств сварных соединений из высокопрочной хладостойкой стали марки 09ХГН2МД, полученных электродуговой и лазерной сваркой / М.В. Голубева, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова // Тяжелое машиностроение. – 2018. - №7-8. - С. 23-31.

124. Москвитин Г.В. Применение методов лазерной сварки в современном промышленном производстве (обзор) / Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, Е.М. Биргер // Сварочное производство. – 2012. – №6. – С.36-47.

125. Грезев А.Н. Сопrotивляемость образованию горячих трещин в швах аустенитных сталей при лазерной сварке на больших скоростях / А.Н. Грезев, А.Ф. Басков, В.Л. Лукьяненко // Сварочное производство. – 1996. – № 8. – С. 15–17.

126. Григорьянц А. Г. Лазерная сварка по увеличенному зазору в стыке трубных и судостроительных сталей / А.Г. Григорьянц, Н. В. Грезев // Технология машиностроения. – 2011. – № 11. – С. 40-43.

127. Садовский В.Д. Влияние скорости нагрева при электротермической обработке на структуру и свойства сталей / В.Д. Садовский // Проблемы конструкционной стали. Кн. 12 / М.-Л.: ЛОНИТОМАШ. – 1949. – С. 204-219.

Приложение А

Таблица 1.3 — Химические составы свариваемых высокопрочных сталей зарубежного производства

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{ЭКВ} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
ASTM A514 Марка А	0,15 0,21	0,80 1,10	0,40 0,80	0,50 0,80	-	0,180, 28	-	-	-	≤0,03 5	≤0,03 5	0,05 0,15 Zr (или Се), 0,0025 В	0,25 - 0,36	0,42 - 0,61	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка В	0,15 0,21	0,70 1,00	0,20 0,35	0,40 0,65	-	0,150 25	-	-	0,03 0,08	≤0,03 5	≤0,03 5	0,01-0,03 Ti 0,00050,00 5 В	0,22 0,35	0,38 0,56	Сталь склонна к трещинам при термообработк е для снятия напряжений после сварки.
ASTM A514 Марка Е	0,12 0,20	0,40 0,70	0,20 0,40	1,40 2,00	-	0,40 0,60	-	-	-	≤0,03 5	0,035	0,01- 0,10 Ti 0,001- 0,005 В	0,25 0,41	0,55 0,86	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка F	0,10 0,20	0,60 1,00	0,15 0,35	0,40 0,65	0,70 1,00	0,40 0,60	0,15 0,50	-	0,03 0,08	≤0,03 5	0,035	0,00050,00 6 В	0,21 - 0,41	0,42 - 0,73	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка H	0,12 0,21	0,95 1,30	0,20 0,35	0,40 0,65	0,30 0,70	0,20 0,30	-	-	0,03 0,08	≤0,03 5	0,035	0,00050,00 5 В	0,22 - 0,38	0,42 - 0,68	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка P	0,12 0,21	0,45 0,70	0,20 0,35	0,85 1,20	1,20 1,50	0,45 0,60	-	-	-	≤0,03 5	0,035	0,001- 0,005 В	0,25 - 0,41	0,49 - 0,79	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка Q	0,14 0,21	0,65 1,30	0,15 0,35	1,00 1,50	1,20 1,50	0,40 0,60	-	-	0,03 0,08	≤0,03 5	0,035		0,28 - 0,43	0,61 - 0,96	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A517 Марка А	0,15 0,21	0,80 1,10	0,40 0,80	0,50 0,80	≤0,4 0	0,18 0,28	≤0,40	-	≤0,0 3	≤0,03 5	0,035	0,0025 В - 0,05-0,15 Zr (или Ce)	0,28 - 0,38	0,48 - 0,66	Рекомендуется предварочная подготовка и термообработка после сварки

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{экв} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
ASTM A517 Марка B	0,15 0,21	0,70 1,00	0,15 0,35	0,4- 0,65	≤0,4 0	0,15 0,25	≤0,40	-	0,03 0,08	≤0,03 5	≤0,03 5	0,00050,00 5B 0.01-0.03 Ti	0,25 - 0,38	0,44 - 0,63	Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
ASTM A517 Марка E	0,12 0,21	0,40 0,70	0,10 0,40	1,40 2,00	≤0,4 0	0,15 0,25	≤0,40	-	-	≤0,03 5	≤0,03 5	0.01-0.10 Ti 0.001- 0.005 B			Рекомендуется предсварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A517 Марка F	0,10 0,20	0,60 1,00	0,15 0,35	0,40 0,65	0,70 1,00	0,40 0,60	0,15 0,50	-	0,03 0,08	≤0,03 5	≤0,03 5	0.00050.00 6 B			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки
ASTM A517 Марка H	0,12 0,21	0,95 1,30	0,15 0,35	0,40 0,65	0,30 0,70	0,200, 30	≤0,40	-	0,03 0,08	≤0,03 5	≤0,03 5	≥0.0025 B	0,25 - 0,39	0,45 - 0,77	Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
ASTM A514 Марка P	0,12- 0,21	0,45- 0,70	0,20- 0,35	0,85 -	1,20 -	0,45- 0,60	≤0,40	-	-	≤0,03 5	≤0,03 5	0.001- 0.005 B		0,56 - 0,81	Рекомендуется предсварочная подготовка и термообработка после сварки
ASTM A514 Марка Q	0,14 0,21	0,95 1,30	0,15 0,35	1,00 1,50	1,20 1,50	0,40 0,60	≤0,40	-	0,03 0,08	≤0,03 5	≤0,03 5	-		0,69 - 0,99	Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
ASTM A543 Тип B Класс 2	≤0,2 0	≤0,4 0	0,15 0,40	1,00 1,90	2,25 4,00	0,20 0,65	≤0,40	-	≤0,03 3	≤0,02 0	≤0,02 0	-			

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{экв} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
ASTM A543 Тип С Класс 2	≤0,18	≤0,40	0,15 0,40	1,00 1,90	2,00 3,50	0,200 65	≤0,40	-	≤0,03	≤0,020	≤0,020	-			
ASTM A709 Марка HPS 100W	≤0,08	0,95 1,50	0,15 0,35	0,40 0,65	0,65 1,00	0,40 0,65	0,90 1,20	0,01 0,03	0,04 0,08	≤0,006	≤0,015	0,020- 0,050 Al ≤ 0,015 N	0,24 - 0,33	0,51 - 0,75	Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
SPA-90	0,14 0,21	0,95 1,30	0,15 0,35	1,00 1,50	1,20 1,50	0,40 0,60	≤0,40	-	0,03 0,08	≤0,040	≤0,035	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
T-1	0,10 0,20	0,60 1,00	0,15 0,35	0,40 0,65 (0,80)	0,70 1,00	0,40 0,60	0,15 0,50	-	0,03 0,08	≤0,040	≤0,035	0,00050-0,006 В			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
T-1 Тип А	0,12 0,21	0,70 1,00	0,20 0,35	0,40 0,65	-	0,15 0,25	0,20 0,40	-	0,03 0,08	≤0,040	≤0,035	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
T-1 Тип В	0,12 0,21	0,95 1,30	0,20 0,35	0,40 0,65	0,30 0,70	0,20 0,30	0,20 0,40	-	0,03 0,08	≤0,040	≤0,035	0,01-0,03 Ti			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
LQ-130	0,12 0,18	≤1,55	0,15 0,50	≤0,65	≤1,00	≤0,60	-	≤0,04	≤0,08	≤0,003	≤0,025	≤0,005 В			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{экв} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
LQ-130	0.12 0.18	≤1.5 5	0.15 0.50	≤0,6 5	≤1,0 0	≤0,60	-	≤0,0 4	≤0,0 8	≤0,00 3	≤0,02 5	≤0,005 В			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
LQ-690Z	≤0,1 5	≤1,2 5	0,15 0,55	≤0,7 0	1,0- 3,5	≤0,70	≤0,30	-	≤0,0 8	≤0,00 5	≤0,01 5	≤0,005 В ≤0.04 Ti			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
Spartan II	≤0,0 7	0.75 1.15	≤0.4	0.45 0.75	1.50 2.00	0.30 0.55	1.00 1.30	0.02 0.06	-	≤0,00 5	≤0,01 5	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
Spartan III	≤0,0 7	0.75 1.15	≤0.4	0.45 0.75	3.35 3.65	0.55 0.65	1.15 1.75	0.02 0.06	-	≤0,00 5	≤0,01 5	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
Spartan IV	≤0,0 7	0.75 1.15	≤0.4	0.45 0.75	2.40 3.00	0.45 0.65	1.00 1.30	0.02 0.06	-	≤0,00 5	≤0,01 5	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
Spartan V	≤0,0 7	0.90 1.50	≤0.4	0.45 0.65	0.6 1.00	0.40 0.65	0.90 1.20	0.01 0.03	0.05 0.07	≤0,00 5	≤0,01 5	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
HSLA-80	≤0,0 6	0.40 0.70	≤0.4 0	0.60 0.90	0.70 1.00	0.150 25	1.001. 30 до 80 мм	0.02 0.06	-	≤0,00 4	≤0,02 0	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{экв} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
HSLA-100	≤0,06	0,75-1,15	≤0,40	0,45-0,75	1,50-2,00	0,30-0,55	1,00-1,30	0,02-0,06	-	≤0,004	≤0,020	-			Сталь склонна к трещинам при термообработке для снятия напряжений после сварки.
HY-100	0,10-0,18 ≤32 мм 0,14-0,20 >32 мм	0,10-0,40	0,15-0,38 м.б. ≥0,08 при вакуум.раскиски	1,00-1,80 ≤30 мм 1,40-1,80 ≤75 мм 1,50-1,90	2,25-3,50 до 32 мм 3,20-3,50 до 76 мм 3,00-3,50 >76 мм	0,20-0,60 ≤32 мм 0,35-0,60 ≤76 мм 0,50-0,65 >76 мм	≤0,25	-	≤0,03	≤0,004	≤0,015	< 0,02 Ti			
EN 10025-6 S690Q (1.8931) S690QL (1.8928) S690QL1 (1.8988)	≤0,20	≤1,70	≤0,80	≤1,50	≤2,00	≤0,70	≤0,70	≤0,06	≤0,12	≤0,015 ≤0,010 ≤0,010	≤0,025 ≤0,020 ≤0,020	≤0,015 N; ≤0,15 Zr; ≤0,05 Ti ≤0,005 B		≤0,65 (≤50 мм); ≤0,77 (>50-≤150 мм) ≤0,83 (>100-≤150 мм)	
EN 10025-6 S890Q (1.8940) S890QL (1.8983) S890QL1 (1.8925)	≤0,20	≤1,70	≤0,80	≤1,50	≤2,00	≤0,70	≤0,70	≤0,06	≤0,12	≤0,015 ≤0,010 ≤0,010	≤0,025 ≤0,020 ≤0,020	≤0,015 N; ≤0,15 Zr; ≤0,05 Ti ≤0,005 B		≤0,72 (≤50 мм); ≤0,82 (>50-≤100 мм)	

Марка, стандарт	Содержание элементов, %												P _{см} %	C _{экв} %	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	V	S	P	Другие элементы			
EN 10025-6 S960Q (1.8941) S960QL (1.8933)	≤0,2 0	≤1,7 0	≤0,8 0	≤1,5 0	≤2,0	≤0,70	≤0,70	≤0,06	≤0,12	≤0,015 5	≤0,02 5	≤0,015 N; ≤0,15 Zr; ≤0,05 Ti ≤0,005 B		≤0,82 (≤50 мм);	
WEL-TEN 690	≤0,16	0,60-1,20	≤0,35	≤0,80	0,30-1,00	≤0,40	≤0,50	-	≤0,10	≤0,025	≤0,030	≤0,005B	-	≤0,50 t≤50 ≤55 t≤75	
WEL-TEN 690C	≤0,16	0,60-1,20	≤0,35	≤0,80	-	≤0,40	≤0,50	Nb+V ≤0,15		≤0,025	≤0,030	≤0,005B	-	≤0,50	
Weldox 700 (SSAB, Швеция)	≤0,2	≤1,6	≤0,6	≤0,7	≤2,0	≤0,7	≤0,3					≤0,005B		≤0,48 при t≤20, ≤0,52 при 20≤t ≤50	
Weldox 900	≤0,2	≤1,6	≤0,6	≤0,7	≤2,0	≤0,7	≤0,3					≤0,005B			
Weldox 960	≤0,2	≤1,6	≤0,6	≤0,7	≤2,0	≤0,7	≤0,3					≤0,005B			
Weldox 1100	≤0,2	≤1,6	≤0,6	≤0,7	≤2,0	≤0,7	≤0,3					≤0,005B			
Quend 700	≤0,2	≤1,5	≤0,6	≤0,6	≤1,0	≤0,5	-	Nb≤0,04 V≤0,07				Ti≤0,04 ≤0,005B		≤0,45	Закалка отпуск
Optim 700 QL	≤0,2	≤1,7	≤0,8	≤1,5	≤2,0	≤0,7	≤0,5					≤0,005B	-	-	Закалка отпуск
Hardox 500 EN 10029)	≤(0,27-0,30)	≤1,60	≤0,70	≤1,00	≤0,25	≤0,25						≤0,004B			

Приложение Б

Таблица 1.4 — Механические свойства сталей зарубежного производства

Марка, стандарт	Изготовитель	Толщ., мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KV, Дж, при температуре, °C					Примечание
							-20	-40	-50	-60	-80	
ASTM A514 Марка А	Mittal Steel USA	≤32	≥690	760-900	≥ 18	≥ 40						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка В	Mittal Steel USA	≤32	≥690	760-900	≥ 18	≥ 40						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка Е	Mittal Steel USA	≤65 65-150	≥690 ≥620	760-900 690-900	≥ 18 ≥ 16	≥ 40 ≥ 50						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка F	Mittal Steel USA	≤65	≥690	760-900	≥ 18	≥ 40						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка H	Mittal Steel USA	≤50	≥690	760-900	≥ 18	≥ 40						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка P	Mittal Steel USA	≤65 65-100	≥690 ≥620	760-900 690-900	≥ 18 ≥ 16	≥ 40 ≥ 50						Закалка+ отпуск
ASTM A514 Марка Q	Mittal Steel USA	≤65 65-200	≥690 ≥620	760-900 690-900	≥ 18 ≥ 16	≥ 40 ≥ 50						Закалка+ отпуск
ASTM A517 Марка А	Mittal Steel USA	≤32	≥690	790-930	≥ 16	≥ 45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A517 Марка В	Mittal Steel USA	≤32	≥690	795-930	≥ 16	≥ 45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A517 Марка Е	Mittal Steel USA	≤65 65-150	≥690 ≥620	795-930 725-930	≥ 16 ≥ 14	≥ 45 ≥ 45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A517 Марка F	Mittal Steel USA	≤65	≥690	795-930	≥ 16	≥ 45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A517 Марка H	Mittal Steel USA	≤50	≥690	795-930	≥ 16	≥ 45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом

Марка, стандарт	Изготовитель	Толщ., мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	KV, Дж, при температуре, °C					Примечание
							-20	-40	-50	-60	-80	
ASTM A517 Марка P	Mittal Steel USA	≤65 65-85	≥690 ≥620	795-930 725-930	≥16 ≥14	≥45 ≥45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A517 Марка Q	Mittal Steel USA	≤65 65-200	≥690 ≥620	795-930 725-930	≥16 ≥14	≥45 ≥45						Зак.+отп. Удар.исп. на поп. обр. с V-надрезом
ASTM A543 Тип B Класс 2	Mittal Steel USA	≤150	≥690	790-930								Зак+отп. ≤102мм Дв. зак+отп. или Норм. и зак.+отп. для >102мм
ASTM A543 Тип C Класс 2	Mittal Steel USA	≤150	≥690	790-930								Зак+отп. ≤102мм Дв. зак+отп. или Норм. и зак.+отп. для >102мм
ASTM A709 Марка HPS 100W	Mittal Steel USA	≤100	≥690	760-900								Закалка+ отпуск
SPA-90	Mittal Steel USA	≤65 >65-240	≥690 ≥620	760-900 690-900								Закалка+ отпуск
T-1	Mittal Steel USA	≤65	≥690	760-900								Закалка+ отпуск
T-1 Тип A	Mittal Steel USA	≤30	≥690	760-900								Закалка+ отпуск
T-1 Тип B	Mittal Steel USA	≤50	≥690	760-900								Закалка+ отпуск
LQ-130	Mittal Steel USA	≤130	≥900									Зак.+отп. Удар.исп. на прод. обр. с V-надрезом
LQ-140	Mittal Steel USA	≤50	≥965									Зак.+отп. Удар.исп. на прод. обр. с V-надрезом
LQ-690Z	Mittal Steel USA	≤50	≥690	760-940								Зак.+отп. Удар.исп. на прод. обр. с V-надрезом

Марка, стандарт	Изготовитель	Толщ., мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	KV, Дж, при температуре, °C					Примечание
							-20	-40	-50	-60	-80	
Spartan II	Mittal Steel USA	≤51 >51-102	≥690 ≥552	≥760 ≥620					≥54			Закалка+старение
Spartan III	Mittal Steel USA	≤51 >51-102	≥827 ≥690	≥900 ≥690					≥54			Закалка+старение
Spartan IV	Mittal Steel USA	≤51 >51-102	≥827 ≥690	≥900 ≥690					≥54			Закалка+старение
Spartan V	Mittal Steel USA	≤51 >51-102	≥690 ≥550	≥760 ≥620					≥54			Закалка+старение
HSLA-80	Mittal Steel USA	≤6 >6-32	552-759 552-690	Только для информации								Кл. 1-прок.+стар. Кл.3-зак.+старен.
HSLA-100	Mittal Steel USA	≤19 >19-102	690-896 690-862	Только для информации								Кл.3-зак.+старен
HY-100	Mittal Steel USA	≤152	690-828	Только для информации								закалка+отпуск
EN 10025-6 S690Q (1.8931) S690QL (1.8928) S690QL1 (1.8988)		≤50 ≤100 ≤150	≥690 ≥650 ≥630	770-940 760-930 710-900	≥14 ≥14 ≥14		≥27* (30) ≥30 (40) ≥35 (50)	- ≥27* (30) ≥30 (40)		≥27 (30)		закалка+отпуск
EN 10025-6 S890Q (1.8940) S890QL (1.8983) S890QL1 (1.8925)		≤50 ≤100	≥890 ≥830	940-1100 880-1100	≥11 ≥11		≥27* (30) ≥30 (40) ≥35 (50)	- ≥27* (30) ≥30 (40)		≥27* (30)		закалка+отпуск
EN 10025-6 S960Q (1.8941) S960QL (1.8933)		≤50 ≤50	≥960 ≥960	980-1150 980-1150	≥10 ≥10		≥27* (30) ≥30 (40)	- ≥27* (30)				закалка+отпуск

Марка, стандарт	Изготовитель	Толщ., мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KV, Дж, при температуре, °C					Примечание
							-20	-40	-50	-60	-80	
WEL-TEN 690	Nippon Steel Corporation											
WEL-TEN 690C	Nippon Steel Corporation											
Weldox 700	SSAB, Швеция	4-53 53-100 100-160	700 650 650	780-930 780-930 710-900	14			69		27		
Weldox 900	SSAB	4 - 50 50 - 80	900 830	940 - 1100 880 - 1100	14 14					27		
Weldox 960	SSAB	4 - 50	960	980 - 1150								
Weldox 1100	SSAB	4 - 25	1100	1250 - 1550								
Quend 700		6 - 50	700	780-930	14					27		
Optim 700 QL	Ruukki/SSAB	6 - 50 50,01 - 60	690 650	770 - 940 760 - 930	14 14					27		
Hardox 500	SSAB											твёрдость 500 HBW

* В скобках – значения работы удара для продольных образцов

Приложение В

УТВЕРЖДАЮ

Начальник технического департамента
ПАО «ММК»



А.А. Мухин

2017 г.

Акт

внедрения результатов диссертационной работы Голубевой М.В. на тему:
**«Разработка хладостойкой свариваемой стали класса прочности 690 для
тяжелонагруженной техники»**,
представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

В рамках диссертационной работы Голубевой М.В. предложен химический состав новой хладостойкой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 улучшенной свариваемости ($S_{экв} \leq 0,53$ %) для тяжелонагруженной техники, работающей в сложных климатических условиях.

Голубевой М.В. разработаны и согласованы с предприятием-изготовителем (ПАО «ММК») и потребителем данной продукции (ОАО «БелАЗ»-Управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ») ТУ 14-101-1002-2014 на поставку листового проката класса прочности 690 толщиной от 8 до 50 мм из свариваемой стали марки 09ХГН2МД, предназначенного для изготовления кузовов и платформ большегрузных автомобилей БелАЗ.

В диссертационной работе установлены взаимосвязи между параметрами закалки и высокотемпературного отпуска и особенностями структурообразования и карбидообразования в новой хромоникельмолибденовой стали. На основании проведенных исследований Голубевой М.В. определены оптимальные режимы термической обработки листового проката из новой экономнолегированной хладостойкой стали хромоникельмолибденовой композиции легирования с гарантированным пределом текучести 690 МПа.

Предложенные в рамках диссертационной работы технологические режимы внесены в технологическую документацию ТД-3103 от 27.10.2014г. (ТД-0038 от 25.01.2016г.), что позволило освоить на стане «5000» ПАО «ММК» производство

нового вида продукции – листового проката из экономнолегированной хладостойкой стали класса прочности 690.

Разработанная технология изготовления высокопрочной свариваемой стали марки 09ХГН2МД категории прочности 690 МПа обеспечивает получение в листовом прокате стабильного уровня механических свойств, удовлетворяющих требованиям ТУ 14-101-1002-2014. Исследования хладостойкости, оцениваемой по результатам испытаний на ударный изгиб при понижающихся температурах от минус 20 до минус 100°С показали высокий уровень значений работы удара в продольном и поперечном направлениях (не менее 100 Дж/см²).

Результаты переработки листового проката у Потребителя (ОАО «БелАЗ»-Управляющая компания холдинга «БЕЛАЗ-ХОЛДИНГ») подтвердили, что сталь обладает повышенной ударной вязкостью зоны термического влияния при температуре испытаний -70°С (125 Дж/см²), удовлетворительной механической обрабатываемостью и свариваемостью без проведения дополнительных технологических мероприятий (предварительного подогрева и послесварочной термической обработки). Листовой прокат из новой высокопрочной стали класса прочности 690 рекомендован для изготовления кузовов и платформ большегрузных автомобилей БелАЗ, а ПАО «ММК» – одобрен в качестве поставщика разработанной продукции.

**Главный специалист группы
по развитию научно-технического центра
ПАО «ММК», д.т.н., профессор**



С.В. Денисов

Приложение Г

УТВЕРЖДАЮ:
Начальник
технического
департамента
ОАО «ММК»



В. Щуров
2016г.

УТВЕРЖДАЮ:
Заместитель
генерального директора
по технической
политике и
инновационной
технологии-главный
инженер ОАО «БелАЗ»-
управляющей компании
холдинга «БЕЛАЗ
ХОЛДИНГ»



О. С. Степук
2016г.

УТВЕРЖДАЮ:
Заместитель
генерального
директора
ФГУП
ЦНИИ
«Прометей» КМ



В. Ильин
« 09 » / 08 2016г.

АКТ № 1 от 08.07.2016г.

о результатах изготовления на ОАО «ММК» и переработки на ОАО «БелАЗ» опытной партии листового проката из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 по ТУ 14-101-1002-2014

Настоящим подтверждается, что в условиях ОАО «ММК» изготовлена опытная партия листового проката из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 по ТУ 14-101-1002-2014 в объеме 250,65 т. (плавка № 204330) в соответствии с технологической документацией (ТД-0038 от 25.01.2016г.), разработанной в рамках договора между ОАО «ММК» и ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» №222309/3/345069 от 08.07.2014г. по теме: «Разработка нового химического состава стали и технологии изготовления листового проката класса прочности 690, с углеродным эквивалентом $S_{экв} \leq 0,53$ и с повышенным показателем ударной вязкости при отрицательных температурах испытаний».

Изготовленный листовой прокат из стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 полностью соответствует требованиям ТУ 14-101-1002-2014 «Прокат толстолистовой из свариваемой стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690. Опытная партия», согласованным с ОАО «БелАЗ».

Для переработки опытной партии листового проката в условиях ОАО «БелАЗ», в рамках коммерческого заказа, было отпущено 250,65 т. листового проката в толщинах: 16 мм – 12 листов (20,0 т.), 20 мм – 50 листов (140,45 т.), 25 мм – 20 листов (56,6 т.) и 30 мм – 12 листов (33,6 т.).

По результатам переработки в условиях ОАО «БелАЗ» (механической обработки, в том числе операций фрезерования, сверления, нарезания резьбы, а также гибки и сварочных работ) листовой прокат стали марки 09ХГН2МД класса прочности 690 может быть рекомендован для изготовления кузовов и платформ большегрузных автомобилей БелАЗ, а ОАО «ММК» одобрен в качестве поставщика разработанной металлопродукции.

От ОАО «ММК»:

От ОАО «БелАЗ»-
управляющей компании
холдинга «БЕЛАЗ-
ХОЛДИНГ»:

От ФГУП «ЦНИИ КМ
«Прометей»:

Главный специалист
группы по развитию

 С.В. Денисов

Первый заместитель главного
инженера-главный технолог

 В.В. Рудый

Первый заместитель
начальника НПК-3

 В.В. Орлов

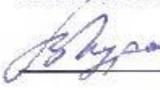
Главный сварщик-начальник
отдела главного сварщика

 С.П. Сасновский

Начальник сектора 323

 О.В. Сыч

Начальник бюро УТК НТЦ

 В.С. Кураш