

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Магнитогорский государственный технический
университет им. Г.И. Носова»

На правах рукописи



Кузнецова Алла Сергеевна

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ХЛАДОСТОЙКИХ
СТАЛЕЙ 20Г2СМРА И 16ГНТРА
ДЛЯ ТЯЖЕЛОЙ ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЙ ТЕХНИКИ**

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка
металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель –
доктор технических наук, профессор
Полецков Павел Петрович

Магнитогорск – 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
Глава 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ	11
1.1 Анализ технических требований, предъявляемых к стальному прокату повышенной хладостойкости для тяжелой подъемно-транспортной техники...	11
1.1.1 Анализ технических требований, предъявляемых к высокопрочной стали класса прочности 700 МПа	12
1.1.2 Анализ технических требований, предъявляемых к высокопрочной стали класса прочности 900 МПа	16
1.2 Современный подход к созданию высокопрочных хладостойких сталей	24
1.2.1 Анализ уровня легирования сталей целевого назначения	24
1.2.2 Влияние химического состава на формирование структуры и свойств высокопрочной стали.....	30
1.2.3 Механизмы упрочнения, применяемые для получения сталей целевого назначения.....	34
1.2.4 Влияние термической обработки на структуру и свойства высокопрочных сталей	37
1.3 Постановка цели и задач исследования	42
Глава 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	44
2.1 Материал исследования.....	44
2.2 Методика изготовления лабораторных образцов	44
2.3 Методика определения массовой доли химических элементов.....	45
2.4 Методика светового микроскопического анализа	45
2.5 Методика сканирующего электронно-микроскопического анализа и рентгеноспектрального микроанализа	47
2.6 Методика просвечивающей электронной микроскопии.....	47
2.7 Методика построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита	48
2.8 Методика дифференциальной сканирующей калориметрии	49
2.9 Методика измерения твердости и микротвердости.....	49
2.10 Методика проведения испытаний на растяжение, изгиб, ударный изгиб ..	50

2.11 Методика фазового анализа (рентгеноструктурный анализ)	50
Глава 3 ВЫБОР СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ХЛАДОСТОЙКОСТИ	52
3.1 Выбор экономически эффективной системы легирования высокопрочной стали класса прочности 700 МПа	53
3.2 Выбор экономически эффективной системы легирования стали класса прочности 900 МПа.....	60
Глава 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ 20Г2СМРА И 16ГНТРА	67
4.1 Определение критических точек стали.....	67
4.2 Исследование структурно-фазовых превращений в высокопрочной стали 20Г2СМРА	69
4.3 Исследование структурно-фазовых превращений в стали 16ГНТРА	75
Глава 5 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 20Г2СМРА И 16ГНТРА ЭКОНОМНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	82
5.1 Обоснование температурных режимов термической обработки.....	82
5.2 Исследование влияния режимов термической обработки на микроструктуру и свойства высокопрочной стали 20Г2СМРА.....	83
5.3 Исследование влияния режимов термической обработки на микроструктуру и свойства высокопрочной стали 16ГНТРА.....	106
5.4 Промышленная апробация производства высокопрочного листового проката из новых экономнолегированных хладостойких сталей	116
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	119
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	121
ПРИЛОЖЕНИЕ А	138
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	140

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Создание новых конкурентоспособных материалов, обеспечивающих эффективную работу тяжелой подъемно-транспортной техники в экстремальных условиях Крайнего Севера, на сегодняшний день является одним из приоритетных направлений, определяющих стратегическое развитие Российской Федерации. В первую очередь это связано с необходимостью освоения природных ресурсов приполярных районов и Арктического шельфа страны [1–5].

Особенности условий эксплуатации северных регионов диктуют особые требования к материалам для тяжело нагруженных сварных конструкций подъемно-транспортной техники [5-9]:

– высокопрочные хладостойкие стали класса прочности 700 МПа для изготовления деталей грузовых автомобилей и прочей техники (предел текучести более 700 МПа, временное сопротивление 750-950 МПа, относительное удлинение более 14%, ударная вязкость при температуре -60°C более 34 Дж/см^2 при углеродном эквиваленте не более 0,53);

– высокопрочные хладостойкие стали класса прочности 900 МПа для навесного оборудования карьерной техники (предел текучести 900-1200 МПа, временное сопротивление более 1100 МПа, относительное удлинение более 10%, ударная вязкость при температуре -40°C более 21 Дж/см^2 , твердость по Бринеллю более 380 при углеродном эквиваленте не более 0,44).

Высокие требования к прочностным характеристикам металлопроката обусловлены способностью к эффективному снижению металлоемкости машин и конструкций и тем самым к повышению их грузоподъемности и маневренности. Вместе с тем высокие значения твердости в сочетании с низкотемпературной ударной вязкостью способны обеспечить повышение сопротивляемости износу и, как следствие, увеличение срока службы деталей машин в заданных условиях эксплуатации. Также важным условием со стороны предприятий машиностроительного комплекса с целью повышения конкурентоспособности остается снижение себестоимости готового металлопроката с одновременным обеспечением регламентированного комплекса свойств стали.

Традиционные подходы, обеспечивающие указанный комплекс свойств, основаны на выборе дорогостоящих химических композиций, что приводит к снижению экономической целесообразности, а также технологичности материалов (неудовлетворительной свариваемости, ухудшению обрабатываемости). Одним из путей снижения себестоимости готовой продукции является создание сталей с минимальным легированием в сочетании с соответствующей рациональной термической обработкой [8-12].

Имеющиеся на сегодняшний день исследования, отражающие влияние легирующих элементов на формирование структуры и свойств в сталях, механизмов их упрочнения, а также принципов микролегирования, дают возможность определить лишь качественный химический состав вновь создаваемой стали. Однако они не дают четкого представления о составе и концентрации тех или иных легирующих и микролегирующих элементов, даже незначительное процентное расхождение которых может привести к определенным структурным изменениям и, как следствие, изменениям свойств металлопродукции. В то же время открытым остается вопрос выбора экономного химического состава в сочетании с режимами термической обработки, обеспечивающих достижение одновременно и высоких значений прочностных характеристик, и хладостойкости.

Актуальность и стратегическую значимость настоящей работы определяет необходимость поиска решений указанных проблем, основанных на использовании комплексного материаловедческого подхода, а именно:

- обоснованного выбора экономически эффективного легирующего состава стали, базирующегося на использовании механизмов мартенситного упрочнения;
- применении специально подобранных режимов термической обработки, обеспечивающих формирование мелкодисперсной структуры.

Найденные технологические решения позволят обеспечить трудносочетаемый комплекс свойств, необходимый для эффективной работы тяжелой подъемно-транспортной техники, эксплуатируемой в том числе в условиях низких климатических температур.

Кроме того, актуальность работы подтверждается ее соответствием тематике комплексного проекта по разработке и внедрению инновационного процесса производства ультрахладостойкого наноструктурированного листового проката для импортозамещения материалов, в том числе из криогенных сталей, используемых в условиях сверхнизких критических температур, повышенной коррозионной активности, а также в арктических широтах (Договор от 03.03.2017 № 03.G 25.31.0235 ПАО «ММК» с Минобрнауки России, выполненный совместно с ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» на основании постановления Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. № 218.), а также тематике, реализуемой при поддержке гранта Президента РФ по созданию новых конкурентоспособных материалов, обеспечивающих эффективную работу машиностроительного комплекса в экстремальных условиях Крайнего Севера (Соглашение №075-15-2020-205 от 17.03.2020 г. (вн. № МК-1979.2020.8)).

Целью работы является разработка новых экономнолегированных хладостойких сталей классов прочности 700 и 900 МПа для тяжелой подъемно-транспортной техники и определение режимов их термической обработки.

Для достижения поставленной цели были решены следующие **задачи**:

1. Выбрать системы экономного легирования высокопрочных хладостойких сталей, обеспечивающие достижение заданного уровня механических свойств с учетом себестоимости готовой продукции и соответствия углеродному эквиваленту.
2. Изучить особенности структурно-фазовых превращений и формирования свойств сталей выбранных химических составов.
3. Исследовать влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей.
4. Выдать рекомендации для промышленного производства высокопрочного листового проката из экономнолегированных хладостойких сталей классов прочности 700 и 900 МПа.

Научная новизна и теоретическая значимость:

1. Обоснованы системы экономного легирования и предложены новые химические составы высокопрочных хладостойких сталей, содержащих (мас. %):

– 0,20 С, 0,55 Si, 1,6 Mn, 0,3 Mo, 0,004 В (сталь 20Г2СМРА);

– 0,15 С, 0,22 Si, 1,3 Mn, 0,5 Ni, 0,023 Ti, 0,004 В (сталь 16ГНТРА),

обеспечивающие достижение классов прочности 700 и 900 МПа соответственно, с учетом снижения себестоимости готовой продукции и соответствия углеродному эквиваленту.

2. Для новых сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА впервые установлено влияние скорости охлаждения на структурно-фазовые превращения, положения критических точек, количественные параметры микроструктуры и твердость, построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита разработанных сталей.

3. На основании полученных качественных и количественных закономерностей формирования структуры и свойств новых экономнолегированных сталей обоснованы режимы упрочняющей термической обработки (для стали 20Г2СМРА – закалка от температуры 860°C и последующий отпуск при температуре 600°C, для стали 16ГНТРА – закалка от температуры 850°C), позволяющие получить гарантированный комплекс свойств.

4. Показано, что достижение высоких прочностных характеристик в сочетании с низкотемпературной ударной вязкостью обеспечивается за счет формирования в стали 20Г2СМРА преимущественно мелкодисперсного реечного мартенсита с небольшими прослойками остаточного аустенита при закалке; субзеренной структуры α -фазы и высокодисперсных карбидных частиц при отпуске, а в стали 16ГНТРА – мелкодисперсного реечного мартенсита с небольшими прослойками остаточного аустенита при закалке.

Практическая значимость:

1. Разработаны с учетом ценовой составляющей новые высокопрочные стали повышенной хладостойкости, обеспечивающие достижение следующего комплекса механических свойств, не уступающего мировым аналогам:

– для стали 20Г2СМРА: предел текучести более 700 МПа, временное сопротивление 750-950 МПа, относительное удлинение более 14%, ударная вязкость при температуре -60°C более 34 Дж/см^2 при углеродном эквиваленте не более 0,53;

– для стали 16ГНТРА: предел текучести 900-1200 МПа, временное сопротивление более 1100 МПа, относительное удлинение более 10 %, ударная вязкость при температуре -40°C более 21 Дж/см^2 , твердость по Бринеллю более 380 при углеродном эквиваленте не более 0,44.

2. Рекомендованы химические составы и режимы термической обработки применительно к условиям производства в ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» листового проката классов прочности 700 и 900 МПа из экономнолегированных хладостойких сталей, предназначенных для тяжелой подъемно-транспортной техники, в том числе эксплуатируемой в условиях низких климатических температур.

Положения, выносимые на защиту:

1. Химический состав новых экономнолегированных сталей классов прочности 700 и 900 МПа, соответствующих установленным требованиям по низкотемпературной ударной вязкости и углеродному эквиваленту.

2. Закономерности структурно-фазовых превращений, происходящие в новых экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталях при непрерывном охлаждении.

3. Качественные и количественные закономерности изменения микроструктуры и механических свойств при закалке и отпуске новых экономнолегированных высокопрочных сталей повышенной хладостойкости.

4. Режимы упрочняющей термической обработки для новых экономнолегированных сталей, обеспечивающие наряду с гарантированными значениями прочности, твердости и углеродного эквивалента высокие значения низкотемпературной ударной вязкости.

Степень достоверности обеспечивается выполнением большого объема экспериментов, включающих изготовление лабораторных образцов экономноле-

гированного высокопрочного листового проката, их исследование с применением современных методов анализа структуры и свойств, согласованностью результатов лабораторных исследований с результатами испытаний опытных партий, произведенных по разработанным рекомендациям в условиях ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

Личный вклад соискателя. Автор принимал непосредственное участие в формулировании цели и постановке задач работы, создании химических композиций, планировании и проведении лабораторных исследований, обработке и анализе результатов, формулировании выводов, подготовке докладов и публикаций, в разработке рекомендаций по промышленному освоению.

Апробация результатов работы. Основные результаты доложены и обсуждены на конференциях: международная молодежная научно-техническая конференция Magnitogorsk Rolling Practice (2018, 2020 гг.), International Russian Conference on Materials Science and Metallurgical Technology (RusMetalCon 2020) (г. Челябинск, 2020 г.), 78-я и 79-я Международные научно-технические конференции «Актуальные проблемы современной науки, техники и образования» (г. Магнитогорск, 2020, 2021 гг.), Всероссийская научно-техническая конференция «Вопросы металловедения и термической обработки в машиностроении» (г. Москва, 2021 г.), Международная научно-техническая конференция «ПромИнжиниринг-2021» (ICIE-2021) (г. Сочи, 2021).

Публикации. Основные положения и результаты диссертационной работы представлены в 17-ти научных трудах, из них 7 – в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ, 4 статьи – в изданиях, входящих в наукометрические базы данных Web of Science и Scopus.

Структура и объем диссертации. Общий объем диссертационной работы составляет 140 страниц. В её состав входит введение, пять глав, список литературы и два приложения на 3-х листах. В основной части диссертационная работа содержит 45 иллюстраций, 25 таблиц, 164 источника литературы.

Внедрение результатов диссертационных исследований. Результаты диссертационной работы внедрены в виде новых технологических решений в про-

мышленные условия ПАО «ММК», используются при проведении научно-исследовательской работы обучающихся, чтении специальных дисциплин по направлениям подготовки 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов», 22.03.02 «Металлургия» и 22.04.02 «Металлургия» в ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», что подтверждается актами внедрения результатов научно-исследовательских работ и технологических разработок.

Глава 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Анализ технических требований, предъявляемых к стальному прокату повышенной хладостойкости для тяжелой подъемно-транспортной техники

Технический прогресс транспортного машиностроения требует постоянного повышения уровня служебных свойств используемых материалов с целью увеличения допустимых нагрузок, снижения металлоемкости и обеспечения эксплуатационной надежности конструкций, в том числе эксплуатируемых в условиях сверхнизких критических температур, а также в арктических широтах [2, 3].

Проблема разработки технологии производства листового проката для изготовления изделий ответственного назначения из хладостойких сталей является одной из центральных. Необходимость использования таких сталей стала очевидной прежде всего в связи с освоением природных ресурсов приполярных районов и Арктического шельфа страны. Особенности условий эксплуатации, наличие значительных знакопеременных нагрузок определяют особые требования к механическим свойствам (пластичность, прочность, твердость, относительное удлинение, ударная вязкость) материала для тяжелой подъемно-транспортной техники [12-14].

В решении этой проблемы наиболее востребованными на рынке РФ являются высокопрочные хладостойкие (при температуре испытания -60°C) стали класса прочности 700 МПа для изготовления тяжело нагруженных сварных конструкций, а также стали класса прочности 900 МПа для навесного оборудования карьерной техники, эксплуатируемой при температурах до -40°C в условиях интенсивного износа. Такой вывод был сделан на основании маркетинговых исследований, проведенных в 2016 г. ПАО «ММК».

В рамках этого исследования были определены наиболее крупные потенциальные потребители высокопрочного листового проката:

– класс прочности 700 МПа: ОАО «БелАЗ» (Республика Беларусь), АО «СУЭК» (г. Москва), ОАО «МЗКТ» (Республика Беларусь), ООО ПКФ «Полигранс» (г. Челябинск);

– класс прочности 900 МПа: Caterpillar inc. (Тосно) и Liebherr (Н. Новгород).

Процесс разработки технологии производства металлопродукции с требуемым уровнем потребительских характеристик включает в себя путь от анализа технических требований к готовому продукту через понимание процессов формирования структуры и свойств до требований к технологии с учетом возможности оборудования, далее работу по определению химического состава и сочетаний технологических параметров через физическое моделирование и имитационные процессы, а также последующую работу по промышленному опробованию [15].

В связи с этим первоначально на основе изучения научно-технической литературы, спецификаций производителей был выполнен анализ технических требований, предъявляемых к продукции аналогичного назначения, в том числе выпускаемой ведущими зарубежными производителями, для оценки достигнутого уровня свойств и перспективных систем легирования высокопрочной стали повышенной хладостойкости для тяжело нагруженных сварных конструкций подъемно-транспортной техники.

1.1.1 Анализ технических требований, предъявляемых к высокопрочной стали класса прочности 700 МПа

Высокопрочная листовая сталь применяется для изготовления и ремонта различных узлов и элементов [16]: платформ и кузовов большегрузной карьерной и шахтопроходческой техники; прицепной техники; различных конструкций кранов; нагруженных сварных конструкций; грузоподъемной, манипуляторной, строительной техники и др. Подобные стали (грузоподъемностью до 100 т), как правило, помимо высокой прочности ($\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа), должны иметь повышенные характеристики ударной вязкости на образцах с острым надрезом (Шарпи) при пониженных температурах, способствующие увеличению их долговечности [17-19]. В то же время такие стали должны иметь удовлетворительную свариваемость как при производстве конструкции, так и при ее сборке и ремонте в полевых условиях [20-22].

Высокие прочностные характеристики проката позволяют уменьшить толщину стенки сварных изделий, что по данным Voestalpine Steel Division [23] способствует снижению массы конструкций и дает экономию до 30-40% металла. Общая экономическая эффективность при этом складывается из уменьшения толщины листового проката и сокращения затрат на сварку за счет сокращения продолжительности и снижения расхода флюсовых материалов [23-25].

Требованиями, определяющими технологичность сталей, является получение удовлетворительного качества реза при механической и плазменной резке, а также возможность гибки листов без образования трещин и надрывов [26].

Технические условия поставки для высокопрочного горячекатаного листового проката из конструкционной стали в термоулучшенном состоянии установлены в европейском стандарте EN 10025-6 [27]. Данный стандарт распространяется на горячекатаный стальной прокат с минимальным пределом текучести от 460 до 960 МПа в закаленном и отпущенном состоянии, толщиной от 3 до 150 мм (таблица 1.1). Оценка уровня легирования стали и характера ее поведения при технологических операциях, связанных с нагревом металла, может быть проведена по углеродному эквиваленту. Наиболее распространенной является формула углеродного эквивалента, принятая Международным Институтом Сварки (МИС) [28]:

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

Одним из ведущих зарубежных производителей сталей аналогичного назначения является фирма SSAB (Швеция), производящая линейку высокопрочной конструкционной стали Strenx. Основные марки и свойства зарубежных конструкционных сталей с высоким пределом текучести представлены в таблице 1.2 [29-33].

Таблица 1.1 – Технические характеристики высокопрочного конструкционного листового проката после закалки и отпуска в соответствии с EN 10025-6

Марка стали	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа, не менее, для проката толщиной, мм			Предел прочности σ_b , МПа, для проката толщиной, мм			Относительное удлинение A_5 , % не менее	Работа удара KV, Дж, не менее для продольных и поперечных образцов = /⊥				С _{экв} , %, не более, для проката толщиной, мм			Минимально допустимый внутренний радиусгиба для проката толщиной 3-16 мм (при углегиба ≤ 90°)	
	от 3 до 50	св. 50 до 100	св. 100 до 150	от 3 до 50	св. 50 до 100	св. 100 до 150		Температура испытаний, °С				от 3 до 50	св. 50 до 100	св. 100 до 150	⊥	=
								0	-20	-40	-60					
S620Q	620	580	560	700–890		650–830	15	40/30	30/27	-	-	0,65	0,77	0,83	3,0t	4,0t
S620QL								50/35	40/30	30/27	-					
S620QL1								60/40	50/35	40/30	30/27					
S690Q	690	650	630	770–940	760–930	710–900	14	40/30	30/27	-	-	0,65	0,77	0,83	3,0t	4,0t
S690QL								50/35	40/30	30/27	-					
S690QL1								60/40	50/35	40/30	30/27					

Таблица 1.2– Марочный сортамент и технические характеристики зарубежных высокопрочных конструкционных сталей

Марка стали, фирма- изготовитель (страна)	Механические свойства							Углеродный эквивалент				Изгиб			Состоя- ние по- ставки	
	Толщина проката <i>t</i> , мм	Предел текуче- сти $\sigma_{0,2}$, МПа, не менее	Предел прочно- сти σ_B , МПа	Относи- тельное удлине- ние A_5 , %, не менее	Ударная вязкость, Дж/см ² ⊥ не менее			<i>t</i> , мм	СЕV не более		СЕТ не более		<i>t</i> , мм	Минималь- ный радиус оправки, мм		
					KCV ⁻²⁰	KCV ⁻⁴⁰	KCV ⁻⁶⁰		E	F	E	F		⊥		=
Strenx 700 MC , SSAB, (Швеция)	6,01–10	700	750–950	12	50	34	-	6,01–10	0,39*	0,25*	6,01-10	1,6 <i>t</i>	1,6 <i>t</i>	ТМ		
Strenx 700 MC PLUS , SSAB, Швеция)	3–10	700	750–950	13	-	-	50	3–11,49	0,38*	0,24*	3-10	1,0 <i>x</i> <i>t</i>	1,0 <i>x</i> <i>t</i>	ТМ		
	10,1–12							11,50–12	0,40*	0,26*	10,1-12	1,5 <i>x</i> <i>t</i>	1,5 <i>x</i> <i>t</i>			
Strenx 700 , SSAB, (Швеция)	4–53	700	780–930	14	-	86	34	до 5	0,48	0,57	0,34	0,38	до 8	1,5 <i>t</i>	2,0 <i>t</i>	QT
	53,01–100	650	780–930	14				5–30	0,49	0,57	0,32	0,38	св. 8 до 15	1,5 <i>t</i>	2,0 <i>t</i>	
								30,01–60	0,52	0,58	0,36	0,39	св. 15 до 20	2,0 <i>t</i>	2,5 <i>t</i>	
								60,01–100	0,58	0,58	0,39	0,39	св. 20	2,0 <i>t</i>	2,5 <i>t</i>	
								100,01–130	0,67	0,67	0,41	0,41				
	100,0–160	650	710–900	14				130,01–160	0,73	-	0,43	-				
Aldur 620 QL1 , Voestalpine Stahl GmbH, (Австрия)	12–50	620	700–890	15	44	37	34	12–50	0,46*	0,29*	-	3 <i>t</i>	4 <i>t</i>	QT		
	50,01–100	580	700–890	15				50,01–70	0,46*	0,29*						
								70,01–100	0,52*	0,32*						
Aldur 700 QL1 , Voestalpine Stahl GmbH, (Австрия)	12–50	700	770–940	14	44	37	34	12–30	0,46*	0,29*	-	3 <i>t</i>	4 <i>t</i>	QT		
	50,01–110	650	760–930	14				30,01–50	0,52*	0,32*						
								50,01–100	0,54*	0,35*						
Dillimax 690 , Dillinger Hütte GTS, (Германия)	6–65	690	770–930	14	50	50	34	6–25	0,50	0,35	-	2 <i>t</i>	3 <i>t</i>	QT		
	65–100	670						25,01–50	0,55	0,38						
								50,01–100	0,67	-						

Примечания. Состояние поставки: QT – после закалки и отпуска; ТМ – после термомеханической прокатки.

* Типичное значение (не гарантируется). Значение углеродного эквивалента СЕV и СЕТ определяется по анализу химического состава по ковшевой пробе, исходя из формул: $CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$ (согласно IIW); $SET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40}$ (согласно SEW 088).

1.1.2 Анализ технических требований, предъявляемых к высокопрочной стали класса прочности 900 МПа

Высокопрочная листовая сталь с высокой твердостью и ударной вязкостью при низких температурах (до минус 40°С) применяется для изготовления и ремонта [34] навесного оборудования карьерной и горно-шахтной техники (ковши, отвалы, лопаты, челюсти скальные); навесного оборудования строительной техники и дорожно-строительной техники; кузовов карьерных самосвалов, самосвальных полуприцепов, мусоровозов, асфальтосмесителей, бетономешалок; футеровки приемных и дозирующих бункеров, конвейеров, питателей; элементов конструкций дымососов и шламопроводов; самокантующихся вагонов и вагонеток.

Кузова карьерных автосамосвалов, а также технологическая оснастка и землеройные машины подвержены продолжительному абразивному и ударному износу. Платформы самосвалов постоянно подвергаются ударным воздействиям при загрузке и истирающему износу при выгрузке породы. Повышенный износ изделий требует увеличения амортизационных отчислений на их замену. Многие фирмы, производящие самосвалы («Liebherr», «Caterpillar inc.», «Коматсу», «Вольво» и др.), используют для защиты кузова от истирания листовую прокат из износостойкой стали, характеризующийся повышенной твердостью от 300 до 600 НВ. Требования потребителей (Caterpillar inc., Тосно и Liebherr, Н. Новгород) к высокопрочному прокату повышенной твердости представлены в таблице 1.3.

За рубежом для изготовления быстроизнашиваемых деталей техники наиболее часто используются износостойкие стали RAEX, HARDOX, QUARD, EVERHARD, SUMIHARD, ABRAZO, DUROSTAT, DILLIDUR, MILUX, XAR, BRINAR, FORA, NICRODUR и др. Требования к импортным аналогам высокопрочных сталей с номинальной твердостью не менее 380 HBW представлены в таблице 1.4 [5, 7, 22, 35-43].

Таблица 1.3 – Технические требования к высокопрочному листовому прокату класса прочности 900 МПа

Наименование ключевых потребителей	CEV	Твердость		Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Относи- тельное удлинение δ_{50} , %	Работа удара KV ⁻⁴⁰ , Дж				Изгиб 90° (<i>R</i> – радиус оправки, <i>a</i> – толщина проката)	
		HBW	HRC				Размеры образцов			Направление	<i>L</i>	<i>T</i>
							10×10	10×7,5	10×5			
LIEBHERR	≤0,44	≥380	–	–	–	–	–	–	–	–	<i>R=6a</i>	<i>R=5a</i>
CATERPILLAR*	≤0,50	360-440	36-47	900-1200	≥1100	≥10	≥17	≥15,5	≥13,5	T	<i>R=4a</i>	<i>R=3a</i>

Примечания:
 * В соответствии с требованиями потребителя твердость по Бринеллю определяется на глубине 2 мм от поверхности, твердость по Роквеллу (норма 36-47 HRC) измеряется в середине толщины листа.
 1) Углеродный эквивалент определяется по формуле $CEV=C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Cu+Ni)/15$.
 2) Твердость определяется на механически обработанной (фрезерованной) на 2 мм поверхности.
 3) *L* – продольные образцы, *T* – образцы, вырезанные поперек направления прокатки.
 4) «←» – значение показателя качества не нормируется.

Таблица 1.4 – Технические характеристики зарубежных сталей для тяжелой подъемно-транспортной техники

Марка стали, фирма-изготовитель, страна	Твердость HBW**	Работа удара, не менее (образец 10×10 мм)			Предел текучести $\sigma_{0,2}$, не менее	Предел прочности σ_B , не менее	Относительное удлинение δ , не менее	Толщина листа t , мм	Углеродный эквивалент CEV*, не более/ типичные значения	Минимально допустимый внут- ренний радиус гиба (при угле гиба $\leq 90^\circ$)	
		Дж	°C	Направ- ление образцов						МПа	%
Hardox 400 , SSAB, Шве- ция	370-430	45*	- 40	L	1000*	–	–	4-7,9	0,41/0,39	2,5t	3,0t
								8-20	0,47/0,44	3,0t	4,0t
								20,1-32	0,52/0,48	4,0t	5,0t
								32,1-45	0,60/0,58		
								45,1-51	0,59/0,57		
51,1-80	0,82/0,65	–	–								
Quard 400 , NLMK Clabescq, Бельгия	370-430	40*	- 40	L	1160*	1300*	10*	4-8	0,36	2,5t	3,0t
								8,01-20	0,40	3,0t	4,0t
								20,01-25,4	0,45	4,5t	5,0t
								25,41-40	0,57		
40,01-50	0,64										
EVERHARD-C400LE , JFE Steel Corporation, Япония	370-430	27 61*	- 40	L	1058*	1308*	23*	5-19	0,40	–	3,0t
								19-32	0,43		
								32-60	0,58		
SUMIHARD K400 , SUMITOMO METALS, Япония	360-440	–	–	–	1156*	1325*	25*	20	0,46	–	–
ABRAZO 400 , TATA UK LTD., Великобритания	≥ 360	–	–	–	1050	1200	14	8-19	0,43	–	–
Raex 400 , SSAB, Швеция	360-440	30*	- 40	T	1000*	1250*	10*	6-20	0,42*	3t	4t
								20-30	0,50*		
Durostat 400 , Voestalpine Stahl GmbH, Австрия	360-440	27 50*	- 40	L	1000*	1250*	10*	6-35	0,52	3t	4t

Продолжение таблицы 1.4

Марка стали, фирма-изготовитель, страна	Твердость HBW**	Работа удара, не менее (образец 10×10 мм)			Предел текучести $\sigma_{0,2}$, не менее	Предел прочности σ_B , не менее	Относительное удлинение δ , не менее	Толщина листа t , мм	Углеродный эквивалент CEV*, не более/ типичные значения	Минимально допустимый внут- ренний радиус гиба (при угле гиба $\leq 90^\circ$)	
		Дж	°C	Направ- ление образцов						МПа	%
Dillidur 400 V , Dillinger Hütte GTS, Германия	370-430	30*	-40	L	800*	1200*	12*	10	0,45	3 t	4 t
								25	0,49		
								40	0,56		
								80	0,63		
Miilux 400 , Miilux Ltd, Финляндия	360-420	40	-40	L	1000	1250	10	5-12	0,45	3 t	4 t
	380-450	30			1000	1250	10	12-30	0,45		
	380-480	30			1100	1400	8	30-60	0,56		
XAR 400 , THYSSEN KRUPP, Германия	370-430	27	-20	L	1000*	1250*	10*	15	0,51	–	–
BRINAR 400 , Pisenburger Grobbblech GmbH, Германия	360-440	25	-20	–	1100*	1300*	8*	–	–	3 t	3 t
BRINAR 400 Cr , Pisenburger Grobbblech GmbH, Германия	340-440	27	-20	–	900*	1200*	12*	6-25	–	3-5 t	3-6 t
FORA 400 , INDUSTRIEEL, Бельгия	360-440 39-47 HRC	30	-40	T	1100*	1350*	13*	–	0,44	–	–
NICRODUR 400 , ACRONI, Словения	360-440	30	-40	T	1200*	1380*	9*	8-20	0,45	3 t	4 t
CREUSABRO 4800 , INDUSTEEL, Бельгия	340-400 370*	36	-20	L	900*	1200*	12*	–	–	3 t	4 t
SWEBOR 400 , SWEBOR STAL, Швеция	360-440	25	-20	–	1050*	1250*	10*	2,5-12	0,42	–	4 t
BISPLATE 400XT , Bisalloy Steels Pty Ltd, Австралия	370-430	25 45*	-40	L	1070*	1320*	16*	6-20	0,39	–	–

Окончание таблицы 1.4

Марка стали, фирма-изготовитель, страна	Твердость HBW**	Работа удара, не менее (образец 10×10 мм)			Предел текучести $\sigma_{0,2}$, не менее	Предел прочности σ_B , не менее	Относительное удлинение δ , не менее	Толщина листа t , мм	Углеродный эквивалент CEV*, не более/ типичные значения	Минимально допустимый внут- ренний радиус гиба (при угле гиба $\leq 90^\circ$)	
		Дж	°C	Направ- ление образцов						МПа	%
Rockstar 400 , Essar Steel India Ltd., Индия	370-430	30 40*	-30	L	900	1100	10	≤ 20	0,45	4t	3t
Algo Tuf 400F , Essar Steel India Ltd., Индия	360-440	47	-40	L	1000*	1206*	15*	≤ 20	0,46 0,41*	3t	4t
Abrex 400 LT , NSSMC, Япония	360-440	27	-40	L	1025*	1259*	–	25	0,49	3t	–
Roc 400 , Arcelor Mittal. Люксембург	370-440	30	-40	–	1000*	1300*	12*	–	–	4t	5t
ROCKHARD 400 , JINDAL, Индия	360-430	45	-40	L	1000	1250	10	8-20	0,37	–	–

Примечания:
* Типичные значения (не гарантируются производителем).
** Производители гарантируют заявленную твердость HBW на глубине 0,3-3,0 мм от поверхности листа.
 T – поперечный образец.
 L – продольный образец.
«–» – информация о значении показателя качества в спецификации производителя отсутствует.

Достижимый уровень твердости / прочности стали (см. таблицу 1.4) обеспечивает повышенную сопротивляемость износу. Доказано [44, 45], что рост характеристик твердости (прочности) в интервале от 220 НВ ($\sigma_b = 500$ МПа) до 500 НВ ($\sigma_b = 1500$ МПа) увеличивает относительную продолжительность эксплуатации изделий при абразивном истирании в 9 раз. При этом сталь, используемая для футеровки кузова самосвалов, должна иметь одинаковую твердость по всей толщине листа, что обеспечивается сквозной прокаливаемостью.

Имеющийся опыт эксплуатации изделий показывает, что их износостойкость в условиях абразивного износа будет определяться не только уровнем твердости (прочности) стали, а также уровнем ударной вязкости. Так, например, если рассматривать стали марок 45, 40Х, 55С2, 65Г, из которых на территории РФ изготавливается большинство рабочих деталей подъемно-транспортной техники, то, несмотря на достигаемые высокие прочностные характеристики, эти стали не обеспечивают требуемого уровня износостойкости из-за низких значений ударной вязкости [46].

Вышесказанный вывод подтверждают исследования авторов работы [44], в которой сравнительные лабораторные испытания на абразивный износ сталей 25ХГНЗМФБ, 25ХН2МФ, 25ХГ, 65Г, имевших практически одинаковую твердость (HRC 50-53), но разный уровень ударной вязкости при температуре испытания -40°C (от 25 до 55 Дж/см²) показали, что относительный износ снижается (с 0,95-1,0 до 0,50-0,53%) для стали с более высокими показателями ударной вязкости и более мелкозернистой структурой при одинаковом уровне твердости (рисунок 1.1) [17].

Полученные результаты объясняются тем, что вязкие материалы при воздействии твердых пород лучше сопротивляются отрыву микроскопических частиц металла от поверхности истираемой детали. При этом, если сталь обладает неоднородной структурой, состоящей из смеси мартенсита (бейнита) и полигонального феррита, ее износостойкость уменьшается, несмотря на высокую твердость. Присутствие же в мартенситной структуре остаточного аустенита по границам бывших аустенитных зерен приводит к увеличению износостойкости стали, прежде всего, за счет повышения ее вязкости.

Также высокая эффективность влияния повышения ударной вязкости стали на износостойкость была продемонстрирована на примере работы самосвала Камацу (Япония) в сравнении с самосвалами БелАЗ в карьерных условиях. Испытания в условиях практической эксплуатации машин показали, что, несмотря на более высокую прочность стали на самосвалах Камацу ($\sigma_b = 1200$ МПа при $KCV^{-40} = 15-20$ Дж/см²), срок службы платформ на этих машинах оказался ниже в 1,5-2 раза, чем срок службы платформ БелАЗов, изготовленных из стали с большей вязкостью ($\sigma_b = 1000-1100$ МПа при $KCV^{-40} = 25-40$ Дж/см²).

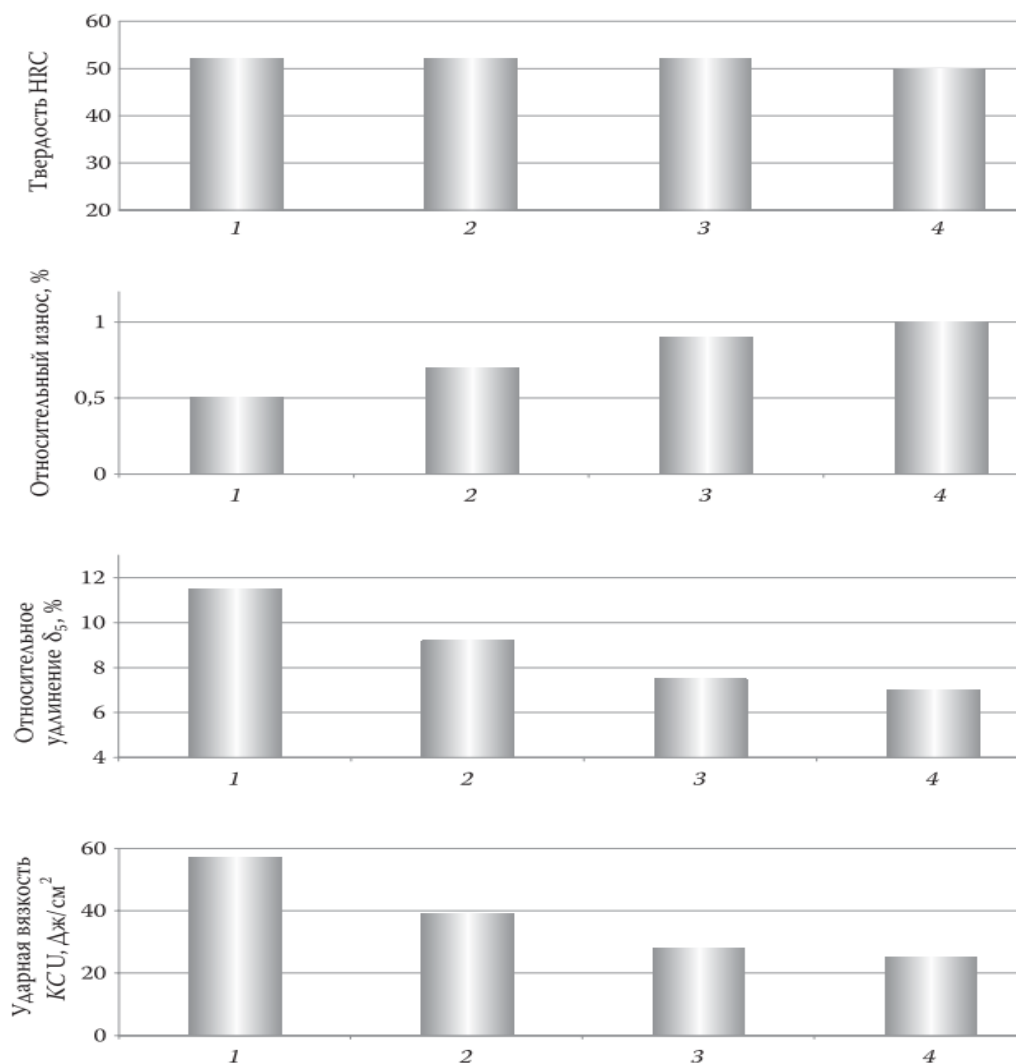


Рисунок 1.1 – Сопоставление относительной износостойкости с ударной вязкостью и пластичностью сталей:

1 – 25ХГНЗМФБ; 2 – 25ХН2МФ; 3 – 25ХГ; 4 – 65Г [44]

Таким образом, на основании анализа технических требований, предъявляемых к высокопрочному листовому прокату из свариваемой стали, а также достигнутого уровня свойств аналогичной продукции, выпускаемой ведущими зарубежными производителями, и технических параметров и характеристик для данного вида проката, полученных от потенциальных потребителей ПАО «ММК», был регламентирован комплекс свойств разрабатываемых сталей (таблица 1.5).

При этом указанные свойства в таблице 1.5 должны обеспечиваться в листах толщиной 8-50 мм для высокопрочной стали и 8-20 мм для износостойкой стали и, кроме того, стали должны иметь удовлетворительную свариваемость.

Таблица 1.5 – Требования к комплексу свойств разрабатываемых сталей

Разрабатываемые стали класса прочности	Твердость, НВW	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость KCV, Дж/см ² , при температуре, °C		Углеродный эквивалент $C_{экв}$, %
					-40	-60	
не менее или в пределах							не более
700 МПа	-	700	750-950	14 (δ_5)	-	34	0,53
900 МПа	380	900-1200	1100	10 (δ_{50})	21	-	0,44

Важным условием выбора целевого уровня свойств (см. таблицу 1.5) являлось соответствие, а в некоторых случаях – превышение общемировых требований.

Кроме того, предусмотренная работой проблемно-тематическая направленность и уровень требований к металлопродукции соответствуют действующим отраслевым приоритетам [1-3], в части:

- реализации комплекса мер, направленных на эффективное использование и развитие ресурсной базы Арктической зоны Российской Федерации;
- уменьшения зависимости металлургической промышленности России от импорта металлопродукции и сырья, а также увеличения объемов производства продукции специального назначения.

Таким образом, исходя из анализа требований потребителя, а также условий эксплуатации высокопрочных свариваемых сталей, заключили, что разработка новых сталей целевого назначения в сочетании с режимами термической обработки должна обеспечить:

- высокие значения прочности/твердости в сочетании с низкотемпературной ударной вязкостью;
- прокаливаемость на получение однородной структуры мартенсита;
- удовлетворительную свариваемость материала;
- достижение низкотемпературной ударной вязкости (при -60°C для стали класса прочности 700 МПа и при -40°C для стали класса прочности 900 МПа).

1.2 Современный подход к созданию высокопрочных хладостойких сталей

1.2.1 Анализ уровня легирования сталей целевого назначения

Задача выбора системы легирования новых сталей непосредственно связана с решением таких вопросов, как определение целевого базового химического состава стали, допустимых интервалов содержания углерода и легирующих элементов, допустимого содержания вредных примесей.

Для достижения требуемого комплекса свойств (см. таблицу 1.5) и выбора соответствующей системы легирования необходимо было проанализировать существующие на сегодняшний день подходы к получению материалов с высокими потребительскими характеристиками: повышенной прочностью и хладостойкостью.

В отечественной практике создания высокопрочных свариваемых сталей с пределом текучести не менее 700 МПа известны такие марки стали, как 12ГР2МФАЮ, 12ХГН2МФБАЮ, 15Г2МФТР, 15Г2ХНМФЮТРА и др. [6, 17, 47-49]. В том числе стоит отметить стали мартенситного класса, закаливающиеся на воздухе 03Г4Р2МАФ, 07Х3ГНМЮА и 12Х2Г2НМФ [50-51]. Данные стали имеют высокую степень легированности для обеспечения закаливаемости на воздухе, что отрицательно сказывается на их свариваемости и себестоимости.

Для увеличения долговечности конструкций за счет повышения прочности и хладостойкости на российском рынке сегодня разрабатываются термически улучшаемые стали хромоникельмолибденовой системы легирования [18].

Для деталей ответственного назначения используются высоколегированные высокопрочные мартенситно-старяющиеся стали (03Н18К9М5Т, Н10Х11М2Т), которые отличаются от углеродсодержащих сталей более высоким сопротивлением хрупкому разрушению при достаточно низкой температуре хладноломкости стали (на -80°C) [8]. Из-за высокой стоимости применение таких сталей ограничено.

На сегодняшний день для изготовления деталей, обрабатываемых на высокую прочность (не менее 900 МПа), наибольшее распространение получили такие отечественные марки стали, как 30ХГСН2А, 30ХГСНА, 35ХГСА, а также широко используются стали 30ХГТ, 20ХГНМ, 45ХН2МФА, 18ХГНМФР. Содержание углерода в этих марках стали свыше 0,2%, в результате чего в процессе закалки могут возникать закалочные трещины [50]. Нормы к химическому составу и уровню механических свойств этих сталей после закалки (в том числе двойной) с отпуском или после ТМО регламентируются ГОСТ 4543 [52]. Однако, несмотря на высокие требования к прочностным характеристикам, ударная вязкость нормируется только при температуре испытания плюс 20°C .

Широкое применение находят стали, микролегированные бором, наиболее часто используемые в изготовлении машиностроительной техники, втулок и других улучшаемых или цементуемых деталей, работающих в условиях ударных нагрузок. Для ответственных силовых деталей машин рекомендуется использовать недавно созданные марки сталей, упрочняемые закалкой и отпуском – 20ХГСН2МФА, 30ХГСН2А, ВКС-6, ВКС-9, ВКС-12 и др. [53].

Компания ПАО «Северсталь» поставляет на ОАО «БелАЗ» и ООО «Юргинский завод» аналоги импортных брендов высокопрочных износостойких свариваемых сталей – Hardox и Weldox: 18ХГНМФР, 14ХГ2САФД, 16ХГН2ФБР, 13ХГ2НДФ в толщинах от 8,0 до 50,0 мм [17, 54].

Кроме того, успешный опыт производства высокопрочных сталей зарубежными производителями также показан в работах [55, 56].

В таблице 1.6 показаны ограничения по содержанию химических элементов и углеродному эквиваленту в соответствии с требованиями потенциальных потребителей для стали класса прочности 900 МПа.

Анализ химических композиций сталей классов прочности 900 МПа (таблица 1.7) и 700 МПа (таблица 1.8) зарубежного и отечественного производства показал, что для изготовления сварных конструкций с повышенной хладостойкостью применяются низко- и среднеуглеродистые стали, легированные кремнием, марганцем, хромом, никелем, молибденом, медью, бором и микролегированные карбонитридообразующими элементами. При этом зарубежные стали отличаются широким спектром марок (в зависимости от условий применения), более строгими требованиями по содержанию вредных примесей (S, P) и сложными композициями микролегирования. Практически все композиции в качестве основного элемента содержат хром с целью повышения твердости и стойкости к коррозии, прокаливаемости, прочностных характеристик и отпускостойчивости. В то же время зарубежные системы легирования отличаются содержанием бора для повышения прокаливаемости.

Кроме того, существующие на сегодняшний день подходы к получению материалов с повышенной прочностью и хладостойкостью подразумевают применение сталей с добавлением достаточно большого количества дорогостоящих легирующих элементов ($Ni \geq 0,5 \%$, $Mo \geq 0,3 \%$ и др.). Такие решения являются экономически нецелесообразным, а также способствуют снижению технологичности материала (ухудшение свариваемости, обрабатываемости резанием и т.д.).

Одним из путей снижения себестоимости продукции является применение материалов с низким содержанием легирующих элементов, при этом требуемый уровень и высокая стабильность эксплуатационных характеристик будет достигаться за счет обоснованного выбора экономически эффективных систем легирования и соответствующих рациональных режимов термической обработки, обеспечивающих достижение максимально высоких свойств химической композиции.

Таблица 1.6 – Требования к химическому составу потенциальных потребителей стали класса прочности 900 МПа

Потенциальные потребители	Содержание химического элемента, % (в диапазоне или не более)														Углеродный эквивалент CEV
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Al	Mo	Ni	Cr	V	Nb	Ti	B	
Liebherr, г. Н. Новгород	0,25	0,70	1,7	0,015	0,005	0,20	0,08	0,50	1,0	1,50	0,08	0,05	-	0,005	≤0,44
Caterpillar inc., г. Тосно	0,16	0,70	1,6	0,020	0,010	-	допускается							≤0,50	

Таблица 1.7 – Химический состав сталей класс прочности 900 МПа

Марка стали, фирма-изготовитель, страна	Содержание химического элемента, % (в диапазоне или не более)															CEV не более
	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr max	Ni max	Cu max	Al min	V max	Ti max	Nb max	Mo max	B max		
Hardox 400 , SSAB, Швеция	0,32	0,70	1,60	0,010	0,025	1,40	1,50	-	-	-	-	-	0,60	0,004	0,47	
Quard 400 , NLMK Clabescq, Бельгия	0,16	0,60	1,40	0,010	0,025	0,50	0,10	-	-	-	-	-	0,25	0,005	0,40	
EVERHARD-C400LE , JFE Steel Corporation, Япония	0,17	0,55	1,60	0,010	0,020	0,40	-	-	-	-	0,020	-	0,35	0,004	0,40	
SUMIHARD K400 , SUMITOMO METALS, Япония	0,21	0,70	1,60	0,010	0,025	-	-	-	-	-	-	-	-	0,003	-	
ABRAZO 400 , TATA UK LTD., Великобритания	0,14-0,20	0,40-0,50	1,40-1,60	0,003	0,015	0,25	0,70	0,20	0,03-0,06	0,06-0,08	0,020-0,040	0,03-0,06	0,20	0,002-0,004	0,43	
Raex 400 , SSAB, Швеция	0,23	0,80	1,70	0,015	0,025	1,50	1,0	-	-	-	-	-	0,50	0,005	0,45	
Durostat 400 , voestalpine Stahl GmbH, Австрия	0,18	0,60	2,10	0,010	0,025	1,00	-	-	0,020	-	0,050	-	0,50	0,005	0,52	
Dillidur 400 V , Dillinger Hütte GTS, Германия	0,20	0,70	1,80	0,010	0,025	1,50	0,80	0,30	-	0,08	-	0,05	0,50	0,005	0,45	
Miilux 400 , Miilux Ltd, Финляндия	0,20	0,70	1,70	0,015	0,030	1,50	0,40	-	-	-	-	-	0,50	0,004	0,45	
XAR 400 , THYSSEN KRUPP, Германия	0,20	0,80	1,50	0,007	0,020	1,0	-	-	-	-	-	-	0,50	0,005	0,51	

Окончание таблицы 1.7

Марка стали, фирма-изготовитель, страна	Содержание химического элемента, % (в диапазоне или не более)														CEV не более
	C max	Si max	Mn max	S max	P max	Cr max	Ni max	Cu max	Al min	V max	Ti max	Nb max	Mo max	B max	
BRINAR 400 , Ilseburger Grobblech GmbH, Германия	0,18	0,50	2,0	0,005	0,015	1,55	-	-	0,1	-	-	-	0,60	0,005	-
BRINAR 400 Cr , Ilseburger Grobblech GmbH, Германия	0,20	0,50	1,70	0,005	0,015	1,50	1,0	-	-	-	-	-	0,60	-	-
FORA 400 , INDUSTRIEEL, Бельгия	0,20	-	1,4	0,003	0,020	1,0	0,5	-	-	-	-	-	0,20	0,003	0,44
NICRODUR 400 , ACRONI, Словения	0,16	1,0	1,5	0,002	0,012	0,8	0,5	-	-	-	-	-	0,50	0,004	0,45
CREUSABRO 480 , INDUSTRIEEL, Бельгия	0,20	-	1,6	0,005	0,018	1,9	1,0	-	-	-	-	-	0,40	-	-
SWEBOR 400 , SWEBOR STAL, Швеция	0,18	0,25	1,20	0,010	0,020	0,20	-	-	-	-	-	-	-	0,002	0,42
BISPLATE® 400XT , Bisalloy Steels Pty Ltd, Австралия	0,165	0,25	1,25	0,005	0,025	0,25	0,25	-	-	-	-	-	0,25	0,002	0,39
Rockstar 400 , Essar Steel India Ltd., Индия	0,16	0,70	1,60	0,010	0,025	0,50	0,25	-	-	-	-	-	0,25	0,004	0,45
Algo Tuf 400F , Essar Steel India Ltd., Индия	0,17	0,45	1,50	0,015	0,025	0,25	-	-	-	-	-	-	0,20	0,003	0,46
Abrex 400 LT , NSSMC, Япония	0,21	1,20	2,00	0,010	0,020	1,2	1,0	-	-	-	-	-	0,6	0,005	0,49
Roc 400 , Arcelor Mittal. Люксембург	0,24	0,70	1,80	0,015	0,03	1,5	0,8	-	-	0,08	-	0,05	0,5	0,005	-
ROCKHARD 400 , JINDAL, Индия	0,15	0,70	1,60	0,010	0,025	0,50	0,25	-	-	-	-	-	0,25	0,004	0,37
Примечания:															
Углеродный эквивалент CEV рассчитывается по формуле: $C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$. Значение указано для проката толщиной 8-20 мм.															
«←» – содержание химического элемента в спецификации производителя не регламентируется.															

Таблица 1.8 – Химические составы сталей класса прочности 700 МПа

Марка стали	Массовая доля элементов, %, не более																
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Cu	Ni	Mo	Nb	V	Ti	Nb+V+Ti	N	B	Zr	Al
	не более																не менее
Strenx 600 MC (TM)	0,12	0,21	1,90	0,010	0,025	-	-	-	-	0,09	0,20	0,15	0,22		-		0,015
Strenx 650 MC (TM)	0,12	0,21	2,00	0,010	0,025	-	-	-	-	0,09	0,20	0,15	0,22		-		0,015
Strenx 700 MC (TM)	0,12	0,21	2,10	0,010	0,020	-	-	-	-	0,09	0,20	0,15	0,22		-		0,015
Strenx 700 MC plus (TM)	0,12	0,25	2,10	0,010	0,020	-	-	-	-	0,09	0,20	0,15	0,22		-		0,015
Strenx 700 (QT)	0,20	0,60	1,60	0,010	0,020	0,80	0,30	2,0	0,70	-	-	-	-		0,005		-
Aldur 620 (QT)	0,20	0,80	1,70	0,010	0,020	1,50	0,50	2,0	0,70	0,06	0,12	0,05	-	0,015	0,005	0,15	0,018
Aldur 700 (QT)	0,20	0,80	1,70	0,010	0,020	1,50	0,50	2,0	0,70	0,06	0,12	0,05	-	0,015	0,005	0,15	0,018
Dillimax 690 (QT)	0,20	0,50	1,60	0,005	0,018	1,50	-	1,8	0,60	V+Nb 0,10		-	-	-	0,004	-	-
08Г2МФБ (TM)	0,12	0,50	1,70	0,020	0,020	0,30	0,03	0,30	0,30	0,05	0,08	-	-	-	-	-	-
14X2ГМР (QT)	0,17	0,37	1,20	-	-	1,70	0,30	0,3	0,55	-	0,03	-	-	-	0,006	-	-
14ХМНДФР (QT)	0,17	0,37	0,90	-	-	0,70	0,40	1,0	0,55	-	0,10	-	-	-	0,006	-	-
09ХГН2МД (QT)	0,09	0,33	0,67	0,003	0,007	Ni+Cu 2,24 Cr+Mo 0,795				-		0,024	0,006	-	-	0,036	

Примечания:
«-» – в спецификации производителя не регламентируется.
QT – состояние поставки после закалки и отпуска.
TM – термомеханическая прокатка.

1.2.2 Влияние химического состава на формирование структуры и свойств высокопрочной стали

Химический состав стали и структурное состояние считаются определяющими факторами свойств готового проката. Режимы прокатки и термической обработки должны в максимальной степени способствовать использованию ресурсов стали, заложенных в ее композиции [57]. В связи с этим возникает необходимость более детального изучения принципов легирования высокопрочных экономнолегированных сталей и механизмов их упрочнения.

Углерод является эффективным упрочняющим элементом. Однако увеличение содержания углерода на каждый 0,1% повышает порог хладноломкости конструкционной стали на 20°C [58, 59]. По современным представлениям содержание углерода в стали должно быть ограничено 0,18–0,20% для обеспечения свариваемости и достаточной вязкости металлоизделия. При таком содержании углерода удовлетворительное сочетание прочности и хладостойкости может быть достигнуто в случае получения однородной структуры и увеличения количества мартенсита [60]. При этом низкое содержание углерода для получения высокопрочных экономнолегированных сталей может быть компенсировано легирующими и микролегирующими элементами.

Марганец является относительно дешевым легирующим элементом. В сочетании с железом он дает однородный твердый раствор, а с углеродом образует более сильный, чем цементит, двойной железомарганцовистый карбид $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Марганец увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита и прокаливаемость стали, причем действие 1% Mn равноценно 4% Ni [61, 62]. Однако с целью снижения склонности стали к хрупкому разрушению содержание марганца в конструкционных сталях не должно превышать 2%. Кроме того, марганец способствует сильному росту зерна аустенита при перегреве. Для обеспечения удовлетворительного сочетания прочности и ударной вязкости с увеличением концентрации марганца содержание углерода в конструкционной стали должно уменьшаться согласно зависимости, представленной в работе [63].

Кремний, как и марганец, является сравнительно дешевым и доступным легирующим элементом. Он применяется при производстве стали в виде ферросилиция как раскислитель, но также является легирующим элементом, если содержание его в стали выше обычного. При содержании кремния до 0,30% он увеличивает прочность феррита без существенного снижения ударной вязкости [44, 62]. Подтверждение сказанному можно наблюдать на примере исследований, выполненных на стали марки 14ХГНМД. В работе [44] показано, что снижение содержания кремния с 0,4 до 0,05% при содержании 0,017% фосфора повышает ударную вязкость стали KCV^{40} с 15 до 55 Дж/см². При содержании фосфора в стали 14ХГНМД в количестве 0,005% уменьшение содержания кремния с 0,4 до 0,05% увеличивает ударную вязкость KCV^{40} с 30 до 110 Дж/см².

В термически упрочняемых сталях кремний увеличивает предел упругости и предел текучести. Он растворяется в мартенсите и замедляет распад легированного мартенсита до 300°С, увеличивая отпускостойчивость.

Легирование **никелем** является традиционным способом повышения пластичности и вязкости стали – в количестве 0,5-0,6% он входит в состав многих свариваемых высокопрочных и сверхвысокопрочных сталей [64-67]. Влияние никеля объясняется ослаблением им углеродно-азотной блокировки дислокаций и уменьшением полей внутренних напряжений и увеличением подвижности дислокаций. Повышение содержания никеля с 0,1 до 2,8-3,0% в термически улучшенной стали монотонно понижает критическую температуру хрупкости (T_{50}) с интенсивностью 20-30°С на 1% Ni. Среди легирующих элементов, образующих с α -Fe твердые растворы замещения, никель достаточно сильно повышает твердость феррита [66]. В работе [67] обобщено влияние никеля на прочность, ударную вязкость и критические температуры T_{50} и T_{90} по виду излома образцов Шарпи низкоуглеродистых нормализованных ферритных сталей.

Хром является относительно дешевым легирующим элементом. В доэвтектоидной стали с содержанием хрома до 2% весь хром (85-90%) находится в твердом растворе в феррите и упрочняет последний [62, 68]. Хром понижает критиче-

скую скорость закалки и тем самым значительно увеличивает прокаливаемость листов большой толщины.

Молибден образует карбиды и частично растворяется в феррите, он существенно увеличивает прокаливаемость стали за счет эффективного торможения диффузионных процессов [81]. Вместе с тем молибден измельчает природное зерно стали, повышает прочность стали при высоких температурах и устраняет отпускную хрупкость [48, 62, 69].

Молибден способен «блокировать» границы зерен и не допускать скопления на них примесных элементов. Современные легированные стали, поставляемые в термоулучшенном состоянии, могут содержать молибден в количестве 0,2-0,4% для предотвращения обратимой отпускной хрупкости (II рода) [68], однако это существенно удорожает металл.

Для повышения прочности и хладостойкости стали широко применяют микролегирование карбонитридообразующими элементами [70-77]. С этой целью используют **ванадий, ниобий и титан**. Согласно [73] при одновременной подаче этих элементов в сталь в первую очередь образуются и остаются устойчивыми во всем интервале температур карбонитриды титана и алюминия, что объясняется разностью между расчетными величинами изменения свободной энергии образования карбидов и нитридов.

Образование повышенного количества карбидной и карбонитридной фаз (VC, Nb(CN), TiC) препятствует росту зерна при нагреве перед прокаткой, обуславливают дисперсионное упрочнение, измельчение зерна аустенита и действительного зерна стали. Оптимальной для устранения эффекта охрупчивания границ зерен является концентрация ванадия до 0,12%, ниобия – до 0,06%, титана – до 0,04% [78].

Влияние указанных элементов на вязкие свойства конструкционной стали зависит от вида термической обработки. Если элементы находятся в виде карбидных выделений, то структура измельчается и вследствие этого улучшается пластичность и вязкость стали. Иначе ведут себя элементы, растворенные в ферритной матрице. В этом случае выделение карбидов при дисперсионном старении

приводит к сильному упрочнению и охрупчиванию стали. Так, в работе [79] показано, что упрочнение ниобием сопровождается повышением хладостойкости конструкционной стали, а введение в сталь ванадия приводит к её снижению.

Для экономии дефицитных легирующих элементов стали легируют **бором**. Фактическое содержание бора в высокопрочных сталях обычно не превышает 0,001-0,0035%. В работах [80-84] отмечается исключительно сильное влияние бора на прокаливаемость вследствие удлинения инкубационного периода образования феррита и снижения его скорости зарождения после начала образования α -фазы. В отличие от бора, марганец, хром, молибден повышают прокаливаемость в результате уменьшения скорости роста зародышей α -фазы.

В соответствии с [85] процентное содержание бора в стали, оказывающее эффективное воздействие на прокаливаемость, определяется по формуле

$$B_{\text{эф}}(\%) = [B(\%) - (N(\%) - 0,002) - (Ti(\%)/5) - (Zr(\%)/15)]. \quad (1.2)$$

Для повышения эффективности влияния бора на прокаливаемость стали необходимо перед присадкой ферробора в раскисленную алюминием сталь добавить титан, который обладает большим сродством к азоту, чем бор, и также образует нитриды в жидкой фазе [86]. При содержании в стали азота и отсутствии других нитридообразующих элементов образуется нитрид бора BN, который снижает положительное влияние на прокаливаемость микродобавок бора, но повышает ударную вязкость стали. Выделение боридов и карбоборидов по границам исходного зерна аустенита способствует его измельчению. Имея малую растворимость в железе (<0,003%), бор способен выделяться с образованием боридной фазы уже при его содержании 0,001%.

Повышение степени чистоты стали по примесям (**сера и фосфор**), неметаллическим включениям, дисперсности и однородности структуры позволяют получать максимально высокий уровень пластичности и низкотемпературной ударной вязкости стали [87]. Растворяясь в феррите, фосфор искажает кристаллическую решетку твердого раствора, снижая вязкость стали. Охрупчивающее влияние фосфора усиливается при обогащении им межзеренных границ благодаря разви-

тию ликвационных процессов. Влияние содержания фосфора на свойства конструкционной стали в состоянии после закалки с последующим отпуском рассмотрено в работах [12, 15, 88-89]. Снижение его содержания в стали способствует предотвращению отпускной хрупкости.

В отличие от фосфора сера практически не растворяется в феррите и присутствует в стали в виде сульфидов. В процессе прокатки сульфидные включения деформируются и вытягиваются в строчки по направлению прокатки. При этом сернистые включения в виде строчек приводят к ослаблению границ зерен и затрудняют пластическую деформацию [90, 91].

На примере износостойкой высокопрочной свариваемой стали 18ХГНМФР ($\sigma_{\text{в}}=1050$ МПа) [44] показано, что снижение содержания серы в этой стали с 0,03 до 0,005% увеличивает ударную вязкость KCV^{40} с 15 до 50 Дж/см², что повышает срок службы платформ за счет уменьшения истирания.

Азот, находясь в твердом растворе в феррите, снижает сопротивление хрупкому разрушению и неблагоприятно сказывается на хладостойкости стали. Это обусловлено способностью азота к закреплению дислокаций. Введения в сталь небольших количеств нитридообразующих элементов уменьшает блокировку дислокаций в железе [92-94].

1.2.3 Механизмы упрочнения, применяемые для получения сталей целевого назначения

Все вышеописанные элементы вносят вклад в упрочнение стали, но задействованы по различным механизмам [70, 95].

Основным способом упрочнения высокопрочных сталей является мартенситное превращение. При закалке стали на мартенсит упрочнение $\sigma_{0,2}$ достигается за счет искажения кристаллической решетки при образовании пересыщенного твердого раствора углерода в решетке железа ($\Delta\sigma_{\text{тр}}$ – твердорастворный механизм), создания тонкой субструктуры зерна ($\Delta\sigma_{\text{с}}$ – субструктурный механизм), повышения плотности дислокаций ($\Delta\sigma_{\text{д}}$ – дислокационный механизм), закреплении их атмосферами атомов углерода и (или) карбидами ($\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ – дисперсионный

механизм) [12, 96, 97]. Таким образом, предел текучести стали при мартенситном превращении будет представлять собой вклад каждого из слагаемых в выражении

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{с}} + \Delta\sigma_{\text{д.у.}} \quad (1.3)$$

При этом определяющее влияние на весь комплекс механических свойств, в том числе и на прочность, оказывает морфология мартенсита, которая, в свою очередь, формируется исходя из температурной зависимости механизмов пластической деформации. Из рисунка 1.2 [98] следует, что если температура мартенситного превращения T превышает температуру термодинамической устойчивости мартенситной и аустенитной фаз T_0 , то по сдвиговому механизму $\sigma_{\text{ск}}$ формируется реечный/дислокационный/высокотемпературный мартенсит, а при $T < T_0$ по механизму двойникования $\sigma_{\text{дв}}$ формируется пластинчатый/двойникованный/низкотемпературный мартенсит.

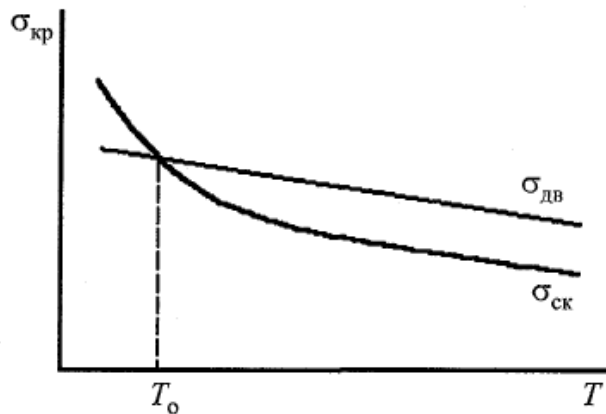


Рисунок 1.2 – Зависимость механизма пластической деформации от температуры мартенситного превращения

Морфология мартенсита закаленной стали зависит как от содержания углерода, так и от легирующих элементов, оказывающих влияние на температуру начала мартенситного превращения при распаде аустенита $M_{\text{н}}$, на стабильность аустенита [60, 99]. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки $M_{\text{н}}$ было исследовано в 1938 г. уральскими металловедами – В.И. Зюзиным, В.Д. Садовским, С.И. Баранчуком и А.В. Курдюмовым.

При этом в средне- и низкоуглеродистых малолегированных сталях дополнительно выделяют третий морфологический тип мартенсита – пластинчатый высокотемпературный мартенсит [96, 100-103].

Авторы указанных выше работ отмечают, что при содержании углерода 0,12-0,5% присутствует смешанная структура реечного и пластинчатого высокотемпературного мартенсита, а в интервале от 0,5 до 0,8% структура представлена реечным и низкотемпературным мартенситом. При этом механизм превращения меняется в зависимости от увеличения содержания углерода в стали и, как следствие, упрочнения аустенита.

Процесс мартенситного превращения, реализуемый по механизму скольжения (сдвиговым путем), характеризуется возникновением внутренних напряжений [104]. Наличие такого рода напряжений при торможении их релаксации в процессе превращения может снижать ударную вязкость, сопротивление хрупкому разрушению, а также приводить к образованию закалочных или холодных сварочных трещин. Обеспечение минимальных закалочных (остаточных) напряжений достигается за счет снижения содержания углерода и повышения температуры начала мартенситного превращения стали. Малое содержание углерода (до 0,2%) в твердом растворе снижает искажение решетки, что обеспечивает высокую пластичность при высоких напряжениях, когда наступает общая текучесть [105]. Кроме того, при низком содержании углерода практически полностью исключается формирование карбидной фазы, обеспечивается его присутствие только в твердом растворе, что тем самым способствует достижению высоких значений вязкопластических характеристик в закаленном состоянии.

Таким образом, ключевыми факторами, определяющими формирование требуемой морфологии мартенсита, является состав сплава и, как следствие, температура мартенситного превращения.

Стоит также отметить, что структура реечного мартенсита характеризуется рядом присущих ей структурных особенностей, препятствующих локализации пластической деформации и возникновению хрупкого разрушения. Известно, что с уменьшением размера аустенитного зерна уменьшаются размеры структурных

образований и растет скалярная плотность дислокаций [106]. Так, малые размеры элементов субструктуры реечного мартенсита и высокая плотность дислокаций в их внутренних объемах способны обеспечить достижение высокого уровня прочностных характеристик в конструкционных сталях в пределах 1000-1100 МПа. При этом в закаленной стали с диаметром аустенитного зерна менее 20 мкм предел текучести в результате диспергирования аустенита повышается строго в соответствии с зависимостью Холла – Петча, что было установлено в работе [107] на примере стали марки 45ХНМФА.

Кроме того, реечная структура мартенсита способствует высокой подвижности дислокаций в связи с отсутствием двойниковых границ в последнем. Плотность дислокаций определяет эффективность деформационного механизма упрочнения. При низком содержании углерода в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -мартенситного превращения формируется пакетный мартенсит с высокой плотностью дислокаций порядка 10^{10} - 10^{12} см⁻² [96].

Таким образом, можно заключить, что в сталях, содержащих до 0,2 % углерода и закаленных на мартенсит, основной вклад в упрочнение будут вносить механизмы дислокационного, субструктурного / зернограничного упрочнения.

1.2.4 Влияние термической обработки на структуру и свойства высокопрочных сталей

В соответствии с концепцией экономного легирования качество стали и достижение максимально высоких свойств химической композиции будет также определяться режимами термической обработки. В данном случае высокую значимость приобретает выбор схемы и параметров обработки.

Стали класса прочности 700 МПа, используемые для изготовления конструктивных элементов, деталей машин и механизмов, наряду с высокой прочностью должны хорошо сопротивляться хрупким разрушениям, обладать запасом вязкости при минусовых температурах. При этом определяющий вклад в формирование указанных характеристик вносит дисперсность структуры.

Согласно [17, 23, 27, 56] в мировой и отечественной практике высокопрочные толстолистовые свариваемые стали с высоким пределом текучести (свыше 690 МПа) в сочетании с низкотемпературной вязкостью в основном поставляются в термоулучшенном состоянии – после закалки и последующего высокого отпуска (рисунок 1.3). Дальнейшее повышение указанного уровня при использовании других технологий, например термомеханической обработки с закалкой прокатного нагрева и отпуском (при необходимости), либо связано с увеличением степени легированности стали для снижения критической скорости закалки и увеличения прокаливаемости, что является экономически и технологически невыгодным, либо влечет за собой потерю вязкости, так как дисперсность структуры бейнита способна обеспечить аналогичный термоулучшенным сталям уровень свойств только до предела текучести 690 МПа (см. рисунок 1.3).

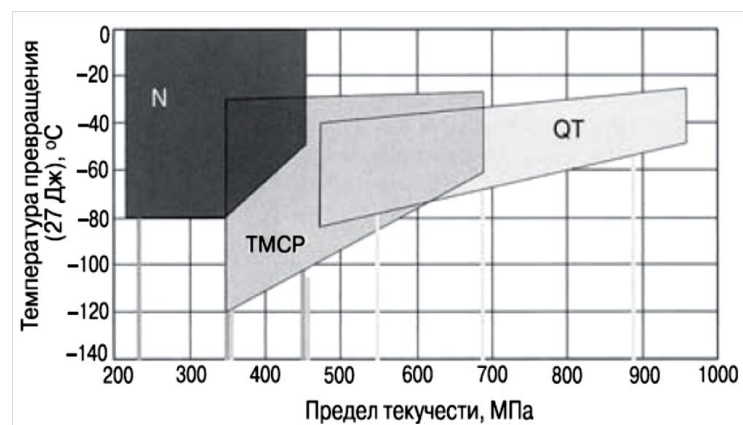


Рисунок 1.3 – Сопоставление уровня механических свойств для различных технологических процессов:

N – нормализация; ТМСП – контролируемая термомеханическая обработка;
 QT – закалка с высоким отпуском [23]

В рамках технологии термического улучшения (QT) наиболее высокая конструктивная прочность сталей обеспечивается структурой, которая представлена продуктами распада мартенсита при отпуске. При этом наилучшее сочетание прочности и хладостойкости могут быть обеспечены в случае, если твердость стали после закалки будет превышать минимально допустимые значения, что, в свою

очередь, возможно при наличии в структуре закаленной стали не менее 90% мартенсита [23, 108-110].

Преимуществом использования технологии QT, относительно контролируемой термомеханической обработкой с закалкой с прокатного нагрева, в частности для освоения новых сталей в толщинах 8–50 мм в условиях действующего производства ПАО «ММК», является снятие ограничений размерного сортамента (≥ 20 мм) [17].

Стали класса прочности 900 МПа должны обладать высокой прочностью, обеспечивать длительную и надежную работу деталей машин, работающих в условиях повышенного износа и подвергающихся воздействию ударных нагрузок, в том числе и при минусовых температурах.

Сопротивление износу в большей степени определяется микроструктурой стали. Для сталей, работающих в таких условиях, высокие значения твердости и низкотемпературной ударной вязкости могут быть обеспечены после закалки и низкого отпуска или закалки на мартенсит [111]. Известно, что неотпущенный мартенсит обладает повышенным сопротивлением различным видам изнашивания. Это обусловлено тем, что под действием фрикционного нагружения активно развиваются процессы деформационного динамического старения, приводящего к эффективному закреплению дислокаций и соответствующему интенсивному упрочнению [112].

При этом определяющим элементом структуры, влияющим на вязкопластические свойства реечного мартенсита, будет являться пакет, состоящий из реек с очень малой разориентировкой и являющийся частью блока. Причем чем меньше размер пакета, тем выше характеристики ударной вязкости при минусовых температурах, что напрямую зависит от измельчения зерна аустенита [48, 113-115].

Ключевым параметром термической обработки, влияющим на дисперсность структуры, является температура нагрева под закалку [92, 116-120]. Известно, что для легированных конструкционных доэвтектоидных сталей температура аустенизации должна превышать A_{C3} на 30-50°C [116].

За счет варьирования температуры нагрева под закалку и времени выдержки можно воздействовать на параметры микроструктуры, оказывающие непосредственное влияние на упрочнение стали в результате мартенситного превращения [103, 106], такие как:

- средний размер аустенитного зерна и однородность его распределения;
- морфологическая однородность и средний размер мартенситных пакетов, пластин, реек;
- плотность дислокаций, амплитуда далекодействующих напряжений;
- объемная доля цементитной фазы, образующаяся в процессе распада твердого раствора мартенсита – «самоотпуска» при закалке.

Следовательно, закалка стали может приводить к образованию в материале сложной структуры, а именно морфологически различных типов мартенсита, прослоек остаточного аустенита и частиц цементита, образовавшихся в кристаллах мартенсита в процессе «самоотпуска».

Следующим параметром, с помощью которого возможно влиять на изменение морфологии мартенситной структуры в процессе закалки стали, является скорость охлаждения. В работах [121, 122] установлено, что чем выше скорость охлаждения, тем меньше величина структурных составляющих мартенсита, а также ниже количество остаточного аустенита и выше объемная доля пластинчатого мартенсита. Скорость охлаждения стали, в свою очередь, определяется критической скоростью закалки (устойчивостью переохлажденного аустенита), а также будет зависеть от охлаждающей способности закалочной среды, выбранной для реализации процесса [123].

Значимым параметром управления в термически обрабатываемых сталях, оказывающим непосредственное влияние на процессы упрочнения стали и формирования низкотемпературной вязкости, является температура отпуска [71, 96, 97, 108, 124]. Причем выбор температуры отпуска должен обеспечивать необходимое разупрочнение для достижения удовлетворительной деформационной способности стали, а также обрабатываемости резанием стали в состоянии поставки [78].

Процессу отпуска сталей, закаленных на мартенсит, сопутствует ряд релаксационных процессов, при этом одним из ключевых является снижение степени дефектности структуры. Благодаря уменьшению внутренних напряжений в стали снижается склонность к хрупкому разрушению, достигается оптимальное соотношение характеристик прочности, пластичности и вязкости, что обеспечивает требуемую работоспособность изделий [125].

Вследствие увеличения диффузионной подвижности атомов в твердом растворе при нагреве процесс отпуска параллельно сопровождается распадом остаточного аустенита, распадом пересыщенного твердого раствора мартенсита с образованием областей, обогащенных углеродом, и, как следствие, выделением карбидных фаз и последующей их коагуляцией, изменением дислокационной структуры, рекристаллизацией α -фазы, перераспределением легирующих элементов и примесей [71, 96, 124, 125].

Благодаря протеканию перечисленных процессов создаются условия для получения более термодинамически равновесного состояния [96]. При этом температурный интервал каждого из указанных процессов и степень его реализации определяется температурой образования карбидной фазы и её устойчивостью к коагуляции, типом и количеством второй фазы, препятствующей перераспределению дислокаций и, как следствие, сдерживанию процессов полигонизации и рекристаллизации. Так, в зависимости от легирующего состава стали плотность дислокаций в мартенсите при образовании цементита будет сохраняться до температур нагрева при отпуске 350–400°C, для карбида $(Fe, Cr)_7C_3$ – до 450–500°C, для спецкарбидов Mo_2C и VC – до 500–550°C, для NbC – до 550–600°C.

В работе [98] снижение скалярной плотности дислокаций наблюдалось при температуре отпуска 300°C. Наиболее заметные изменения дислокационной структуры отмечались при температурах выше 400°C, что объяснялось началом протекания процессов полигонизации. Более качественные изменения в дислокационной структуре в работе [98] фиксировались при температурах 600–700°C, что было связано с процессом рекристаллизации.

Процессы, наблюдаемые при отпуске, в значительной степени зависят от массовой доли углерода и структурных особенностей закаленной стали. Например, для доэвтектоидных сталей (мас. доля до 0,4% С) распад пересыщенного твердого раствора мартенсита, связанный с выделением углерода, сдвигается к более высоким температурам. Так, при массовой доле углерода порядка 0,1% распад твердого раствора мартенсита начинается при температуре отпуска не ниже 250°C, а в сталях с 0,2 и 0,3% углерода не ниже 200 и 150°C соответственно [124].

При разработке новых сталей и выборе режимов термической обработки важно учитывать, что в определенных температурно-временных интервалах отпуска возможно проявление отпускной хрупкости, сопровождающейся снижением значений ударной вязкости. В качестве основных причин ее возникновения выделяют: скопление вредных примесей по границам зерен; протекание карбидных превращений в процессе распада мартенсита; образование микрообъемов, обогащенных марганцем; распад остаточного аустенита, сопровождающийся выделением цементита по границам мартенситных реек и тем самым способствующий зарождению хрупких трещин [50].

К наиболее значимым причинам, обуславливающим проявление второго провала ударной вязкости, относят образование карбидов, сегрегацию вредных примесей и обогащение границ зерен легирующими элементами.

Для уменьшения склонности стали к обратимой отпускной хрупкости в сталь в большинстве случаев добавляют молибден, способствующий замедлению диффузионной подвижности вредных примесей и, как следствие, уменьшению его сегрегации по границам зерен.

1.3 Постановка цели и задач исследования

Обзор научно-технической литературы показал, что в настоящее время на рынке металлопроката существует потребность в новых экономнолегированных свариваемых сталях класса прочности 700 МПа (для изготовления деталей грузовых автомобилей и прочей техники) и сталях класса прочности 900 МПа (для на-

весного оборудования карьерной техники) повышенной хладостойкости и сниженной себестоимости (см. таблицу 1.5).

Анализ существующих на сегодняшний день подходов к созданию материалов аналогичного назначения показал, что одновременное снижение себестоимости и достижение сложносочетаемого комплекса свойств продукции является весьма затруднительным.

В связи с этим поиск решений указанных проблем, необходимых для обеспечения эффективной работы тяжелой подъемно-транспортной техники, эксплуатируемой в условиях низких климатических температур, а также для обеспечения конкурентоспособности и импортозамещаемости металлопродукции, определяет актуальность выполнения настоящей работы.

В соответствии с вышесказанным **целью** диссертационного исследования является разработка новых экономнолегированных хладостойких сталей классов прочности 700 и 900 МПа для тяжелой подъемно-транспортной техники и определение режимов их термической обработки.

Для достижения поставленной цели были решены следующие **задачи**:

1. Выбрать системы экономного легирования высокопрочных хладостойких сталей, обеспечивающие достижение заданного уровня механических свойств с учетом себестоимости готовой продукции и соответствия углеродному эквиваленту.

2. Изучить особенности структурно-фазовых превращений и формирования свойств сталей выбранных химических составов.

3. Исследовать влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей.

4. Выдать рекомендации для промышленного производства высокопрочного листового проката из экономнолегированных хладостойких сталей классов прочности 700 и 900 МПа.

Глава 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Материал исследования

Исследование проводилось на сталях, которым условно были присвоены следующие маркировки:

- сталь 20Г2СМРА – для класса прочности 700 МПа;
- сталь 16ГНТРА – для класса прочности 900 МПа.

Подробное обоснование выбора химических составов для разработанных марок стали выполнено в главе 3.

2.2 Методика изготовления лабораторных образцов

Особенностью данного исследования являлось использование оборудования научно-производственного комплекса «Термодеформ-МГТУ» (г. Магнитогорск), имитирующего реальные процессы производства стали и проката [126, 127].

Выплавка лабораторных образцов стали осуществлялась в вакуумной индукционной печи ZG-0.06L, максимальная рабочая температура которой составляет 1750°C, максимальная степень вакуума $6,67 \cdot 10^{-3}$ Па, максимальная масса плавки 60 кг. С целью обеспечения низкого содержания в стали вредных примесей, таких как сера и фосфор, в качестве исходной металлошихты использовалось технически чистое железо (Армко-железо) с суммарной долей примесей по отношению к железу 0,20%, в том числе $S < 0,005\%$ и $P < 0,003\%$. После расплавления шихты для удаления остаточных газов (кислорода, водорода, азота) из расплава он подвергался процессу вакуумной дегазации. Для обеспечения требуемого химического состава в расплав вводились легирующие добавки либо в виде ферросплавов, либо чистых металлов с учетом их усвоения жидкой сталью.

Обжатие слитков толщиной 300 мм проводили с применением гидравлического пресса (черновая стадия) с усилием прессования 250 т и максимальной температурой заготовки 1250°C и одноклетьевого реверсивного стана горячей прокатки 500 дуо (чистовая стадия). Предварительно слитки нагревались до температуры 1200°C, температура конца прокатки 850–950°C.

Термическую обработку (закалку, отпуск) осуществляли в камерной печи, максимальная рабочая температура которой составляет 1250°C, максимальная длина заготовки 600 мм. Подготовку образцов, в том числе раскрой для испытаний на растяжение, твердость, ударный изгиб, изгиб до угла 90°, проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 7564 [128].

2.3 Методика определения массовой доли химических элементов

Определение массовой доли химических элементов – углерода, кремния, марганца, серы, фосфора, хрома, никеля, меди, алюминия, ванадия, титана, ниобия, молибдена, бора – осуществляли в горячекатаных стальных образцах по ГОСТ Р 54153-2010 с использованием оптического эмиссионного спектрометра «Spectromaxx».

Применяемая методика основана на возбуждении излучения атомов анализируемой пробы электрическим разрядом, разложении излучения в спектр, измерении аналитических сигналов, пропорциональных интенсивности спектральных линий, и последующем определении массовой доли компонентов с помощью градуировочных характеристик.

Точность результатов измерений с установленными характеристиками погрешности назначалась в соответствии с ГОСТ Р 54153-2010 [129].

2.4 Методика светового микроскопического анализа

Металлографический анализ осуществлялся в условиях Центра коллективного пользования НИИ Наносталей при МГТУ им. Г.И. Носова. Для металлографического анализа на линии пробоподготовки фирмы Buehler изготавливались микрошлифы по стандартной методике. Образцы вырезали механическим способом на отрезном станке «DeltaAbrasiMet», запрессовку осуществляли на автоматическом прессе Simplimet 1000 в термопластический оправочный материал для получения ровной поверхности и устранения заваливания кромок. Шлифование и полирование образцов производили на установке «Buehler» с использованием шлифовальной бумаги и абразивных суспензий.

Для выявления микроструктуры поверхность шлифов подвергалась травлению в 4%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом. Для выявления границ бывшего аустенитного зерна использовалось травление шлифов в свежеприготовленном насыщенном при комнатной температуре растворе пикриновой кислоты с добавлением (1-10)% поверхностно-активных веществ (ПАВ) и подогревом реактива до 50-70°C [120, 127].

Качественный и количественный анализ выполняли с использованием светового микроскопа Axio Observer (Zeiss) при увеличении до 1000 крат с помощью программного обеспечения обработки металлографических изображений Thixomet PRO.

Размер игл мартенсита (балл) определили в соответствии с ГОСТ 8233 [130] при увеличении 1000 крат методом сравнения со шкалой. Определение величины зерна сталей осуществляли по ГОСТ 5639 [131]. Среднюю величину аустенитного зерна определяли методом сравнения со шкалой, а также путем проведения линейных замеров с использованием программ со встроенными методиками [132], приспособленными по ГОСТ 8233 и ГОСТ 5639.

Для определения объемной доли фаз (бейнита, мартенсита) с помощью программы Thixomet PRO проводили ручные измерения путем выделения доли соответствующих структурных составляющих (рисунок 2.1).

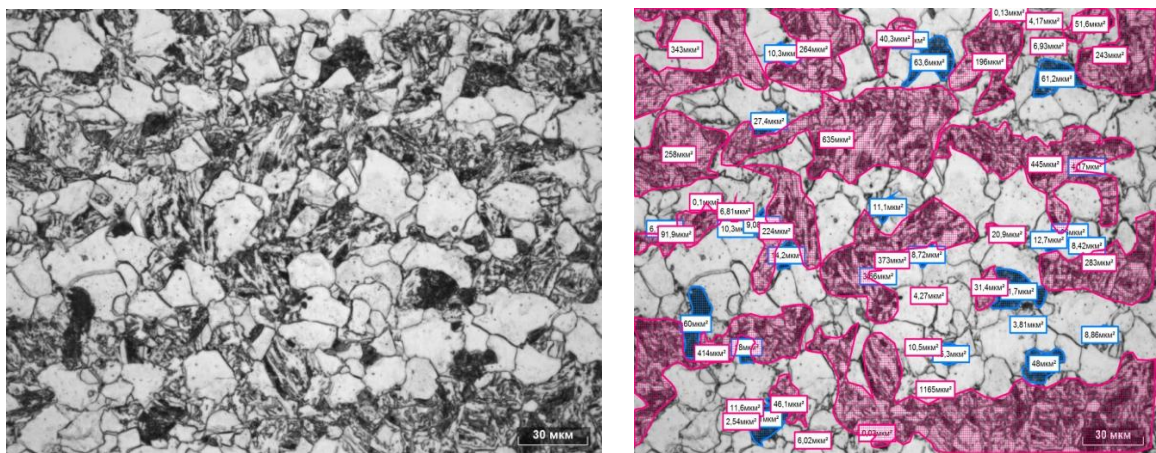


Рисунок 2.1 – Пример линейных измерений объемной доли фаз

Полученные данные выводились в среду Microsoft Office Excel, где проводилась статистическая обработка данных [132].

2.5 Методика сканирующего электронно-микроскопического анализа и рентгеноспектрального микроанализа

Исследование методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) осуществлялось в Центре коллективного пользования НИИ Наносталей при МГТУ им. Г.И. Носова с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 40 кВ. Исследование микроструктуры проводилось на микрошлифах, используемых для оптической микроскопии, в режимах вторичных электронов при увеличениях до 15000 крат.

Для идентификации химических элементов, входящих в состав структурных составляющих, был проведен рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) с использованием специальной приставки к сканирующему микроскопу – системы INCA Energy. Данный метод позволяет получить информацию о химическом составе в любой произвольно выбранной области исследуемого образца. Возбуждаемое при этом характеристическое рентгеновское излучение регистрируется детекторами и анализируется.

2.6 Методика просвечивающей электронной микроскопии

Для приготовления тонких фольг заготовки вырезали параллельно плоскости проката на середине толщины листа. Подготовку фольг осуществляли по стандартной методике. Электрохимическое утонение заготовок проводили в реактиве, состоящем из ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида. Температура электролита составляла 30–50°C, плотность тока 30-50 А/дм². Структуру сталей исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии при ускоряющем напряжении 300 кВ с использованием «Теснаі G2 30 Twin» с системой GATAN EELS, энергодисперсионным спектрометром EDAX для элементного анализа и другими приставками. Программное обеспечение микроскопа позволяло определять межплоскостные расстояния α -, γ - и карбидных фаз непосредствен-

но при просмотре фольг. Определение состава карбидных частиц было также проведено непосредственно в колонне микроскопа при исследовании структуры образца¹.

2.7 Методика построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита

Определение критических точек и построение термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита проводили с использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500, который дает большие возможности для реализации этих задач [133].

Все эксперименты проводились на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм. Для перевода стали в аустенитное состояние нагрев до 980°C осуществляли в вакууме со скоростью 3 °C/с с последующей выдержкой в течение 15 мин, а затем охлаждали от указанной температуры с различными скоростями в интервале от 0,1 до 100 °C/с. В процессе нагрева и охлаждения температура образца фиксировалась с помощью хромель-алюмелевой термопары.

Эксперименты по определению критических точек (температур фазовых превращений) осуществляли на модуле Pocket Jaw комплекса Gleeble 3500. Данный модуль характеризуется возможностью регулирования скорости, времени и температуры нагрева образцов, а также управления скоростью охлаждения. К модулю была подключена система дилатометрических испытаний, поэтому определение критических точек было сведено к проведению комплекса дилатометрических исследований.

Определение критических точек осуществляется по перегибам на дилатометрических кривых. Первая точка перегиба на кривой соответствует температуре начала превращения, вторая – концу превращения. Происходит отрыв касательной, проведенной к участку, на котором превращения ещё нет или имеет место

¹ Работа на микроскопе Tescan G2 30 Twin выполнена в условиях Центра коллективного пользования Института физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, при научной консультации доктора технических наук И.Л. Яковлевой.

обычное расширение (сжатие) образца, если превращение не началось или уже закончилось.

Программа проведения эксперимента задавалась при помощи программного обеспечения QuikSim2[®]. Полученные данные были проанализированы при помощи стандартного программного пакета Origin[®], встроенного в комплекс Gleeble 3500. Программа Origin[®] включает математические функции для анализа данных и может быть настроена таким образом, чтобы загружать данные каждого испытания и мгновенно отображать любое количество диаграмм, обеспечивая тем самым быстрый и удобный анализ каждого проведенного испытания.

Расчет критической скорости охлаждения производили по формуле [108]

$$V_{\text{кр}} = \frac{A_{c1} - T_{\text{min}}}{\tau_{\text{min}}}, \quad (2.1)$$

где T_{min} и τ_{min} – температура и время минимальной устойчивости переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении.

2.8 Методика дифференциальной сканирующей калориметрии

Калориметрические исследования по определению критических точек фазовых превращений проводили на приборе синхронного термического анализа STA Jupiter 449 F3 (NETSCH) при непрерывном нагреве образца стали в корундовых тиглях (90 мкл), закрытых крышками с небольшим отверстием, со скоростью 10 °С/мин до температуры 1000°С в среде аргона чистотой 99,998%. Исследуемые образцы имели форму цилиндра высотой 3 мм и диаметром 3 мм. Масса образцов составляла 70-90 мг. В качестве эталона использовали пустой корундовый тигель [133-135].

2.9 Методика измерения твердости и микротвердости

Измерение твердости по Роквеллу HRC определяли на универсальном твердометре M4C075G3 Emco Test в соответствии с ГОСТ 9013 [136].

Измерения твердости по Бринеллю HB проводились на расстоянии 2 мм от поверхности проката по ГОСТ 9012 [137] с применением шарика из твердого

сплава диаметром 10,0 мм под действием усилия $F = 29430$ Н (3000 кгс) на твердомере универсальном ZHU 3000 topline.

Микротвердость измерялась методом Виккерса в соответствии с ГОСТ 9450 [138] вдавливанием алмазной пирамиды с углом между противоположными гранями 136° на твердомере Buehler Micromet.

2.10 Методика проведения испытаний на растяжение, изгиб, ударный изгиб

Для оценки показателей механических свойств (временного сопротивления разрыву, условного предела текучести, относительного равномерного удлинения) применялось одноосное испытание на растяжение. Испытания проводились на плоских образцах типа II по ГОСТ 1497 [139] на универсальной испытательной машине фирмы ZWICK GmbH&Co.МП серии Z2000 при температуре 20°C . Результаты испытаний вычисляли как среднее пяти испытаний.

Испытания на ударный изгиб осуществлялись на маятниковом копре RKP 450 в соответствии с ГОСТ 9454 [140] на поперечных образцах размером $10,0 \times 5,0$ мм с V-образным надрезом. Испытательные образцы охлаждали до -60 и -40°C в холодильнике-термостате LAUDA master PL1.

Испытания на изгиб проводились в соответствии с ГОСТ 14019 [141].

2.11 Методика фазового анализа (рентгеноструктурный анализ)

Качественный и количественный фазовый анализ остаточного аустенита выполнен рентгеноструктурным методом, основанным на сравнении интенсивности линий определяемых фаз, с использованием рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-7000.

Для измерения интегральной интенсивности использовался стандартный пакет «Basic Process» в программном обеспечении XRD-6100/7000 Ver.7.01 компании Shimadzu (рисунок 2.2).

Результатом работы в данном программном пакете являлись данные об интенсивности максимумов (I) и значение интенсивности каждого пика, приведен-

ное к значению интенсивности максимального пика (I/I_{\max}), а также значение брегговского угла 2θ для каждого максимума.

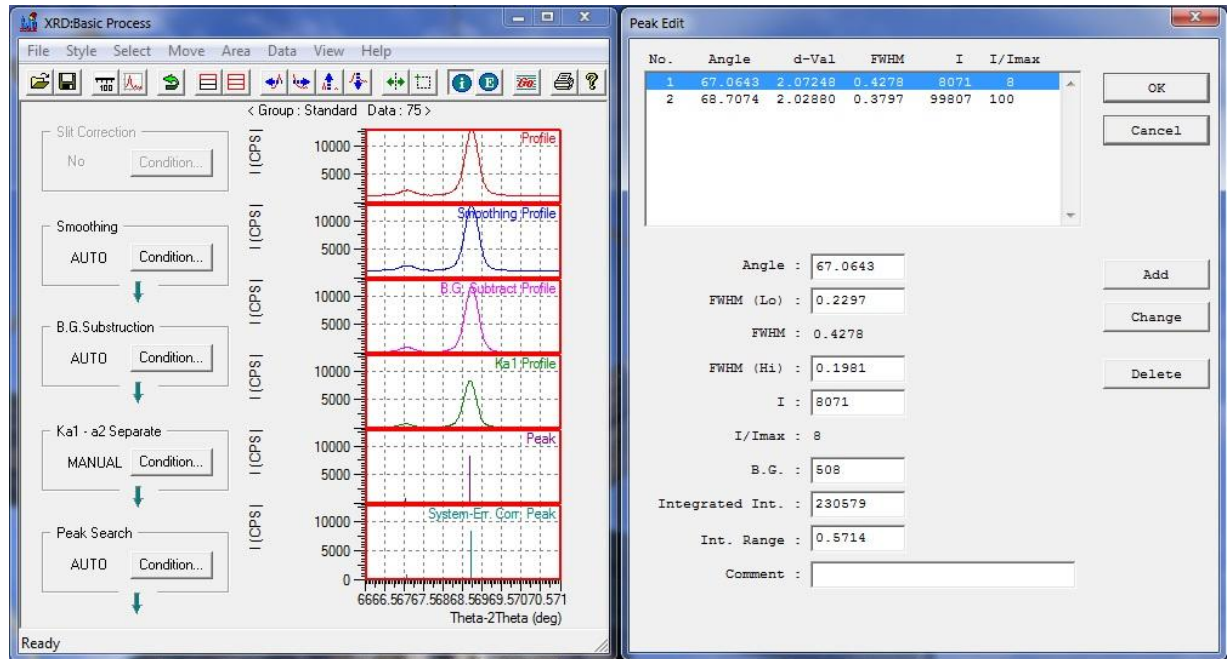


Рисунок 2.2 – Окна программы определения интегральной интенсивности

Количество остаточного аустенита K_γ определяли по отношению интегральных интенсивностей дифракционных максимумов от системы плоскостей мартенситной I_α и аустенитной I_γ фаз [142, 143], учитывая наличие карбидной фазы K_k , по формуле

$$K_\gamma = \frac{100 - K_k}{1 + 1,273 \cdot \frac{I_\alpha}{I_\gamma}} \quad (2.2)$$

Глава 3 ВЫБОР СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ХЛАДОСТОЙКОСТИ

Для обеспечения конкурентоспособности и импортозамещаемости продукции актуальной является задача поиска экономически эффективных систем легирования, гарантирующих достижение требуемого комплекса свойств при наименьших затратах.

На основе выполненного аналитического обзора, а также обзора вариантов легирования сталей аналогичного назначения, проведенного в главе 1, для построения химических композиций разрабатываемых сталей были определены:

- целевой качественный базовый химический состав;
- допустимые интервалы содержания углерода, легирующих и микролегирующих добавок, используемых в комплексе или по отдельности;
- допустимое содержание вредных примесей.

При этом при производстве высокопрочных сталей существенное влияние на себестоимость проката оказывают процентное содержание и стоимость легирующих добавок. Так, наибольшая стоимость у ферросплавов FeNb, FeMo, FeV и Ni, а наименьшая – у FeCr, FeTi и FeSi. Поэтому выбор экономически эффективных систем легирования предполагал производство и исследование нескольких вариантов составов (плавов) путем варьирования в комплексе или по отдельности легирующими элементами с последующей оценкой и учетом их влияния на достижение требуемого комплекса свойств и изменение себестоимости. Расчет себестоимости химических композиций выполнялся на основе информации о стоимости легирующих добавок, находящихся в открытом доступе.

3.1 Выбор экономически эффективной системы легирования высокопрочной стали класса прочности 700 МПа

Для получения экономнолегированной свариваемой высокопрочной стали с комплексом свойств $\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа, $\sigma_B = 750-950$ МПа, $\delta_5 \geq 14$ %, $KCV^{-60} \geq 34$ Дж/см² при $C_{эКВ} \leq 0,53$ базовый химический состав характеризовался:

– для обеспечения свариваемости, высоких показателей пластичности, низкотемпературной ударной вязкости – содержанием углерода в количестве 0,20-0,22% [12, 58-60, 67, 99, 103, 108, 144-145];

– для дополнительного твердорастворного упрочнения, прокаливаемости и отпускостойчивости – содержанием 1,50-1,60% Mn и 0,50-0,60% Si [44, 61-63, 78, 146, 146-147];

– для увеличения прокаливаемости – микродобавкой 0,002-0,004% В [24, 73, 85, 94-97, 109, 110, 113, 130, 148].

В качестве дополнительных легирующих или микролегирующих добавок использовались титан, ниобий, молибден [12, 24, 26, 44, 47, 59, 62, 67, 149] в комплексе или по отдельности, дополняющие базовый химический состав для обеспечения требуемого уровня свойств.

С целью выбора системы легирования разрабатываемой стали произведены и исследованы следующие варианты составов:

1. Базовая химическая композиция, мас. %: 0,20–0,22 С, 1,50–1,60 Mn, 0,50–0,60 Si, 0,002–0,004 В.

2. Базовая химическая композиция с микролегирующей добавкой титана как нитридо- и карбидообразующего элемента.

Целесообразность применения титана, во-первых, определялась способностью прочно связывать азот и выводить его из твердого раствора, что позволяет сохранять большую часть бора в активном состоянии [85]. Во-вторых, она обуславливалась способностью титана препятствовать росту зерна при нагреве [70, 149] в связи с наличием в составе стали марганца, способствующего его сильному росту. Однако превышение некоторой предельной концентрации титана нецеле-

сообразно из-за возможного образования нитридов и сульфидов по границам зерен, что может привести к охрупчиванию металла. На практике высокопрочные хладостойкие стали, как правило, содержат не более 0,015–0,020% Ti [37-43].

3. В следующий вариант состава дополнительно к микролегирующей добавке титана вводился ниобий, что обусловлено его сильным воздействием на процессы структурообразования при горячей прокатке и термической обработке [149, 150]. Титан связывает азот, что способствует формированию более легко-растворимого в аустените карбида ниобия вместо нитрида ниобия. При этом для максимального достижения указанного эффекта должно выполняться следующее стехиометрическое соотношение: $Ti \geq 3,42N$. Совместное влияние карбидов ниобия и нитридов титана заключается в возможности указанных соединений растворяться в верхней части аустенитной области, выделяться при более низких температурах, что также приводит к измельчению зерна при нагреве под закалку и замедлению разупрочнения при отпуске. Анализ спецификаций производителей высокопрочной стали показал, что в большинстве случаев, содержание ниобия составляет 0,03% [75-79].

4. В очередные варианты химических композиций в комплексе и по отдельности добавлялся молибден для уменьшения склонности к отпускной хрупкости и, как следствие, повышения хладостойкости, а также обеспечения прокаливаемости для проката толщиной от 8 до 50 мм за счет повышения устойчивости переохлажденного аустенита [48, 49, 69, 76, 108, 148]. Известно, что стали, микролегируемые бором, подвержены отпускной хрупкости в интервале температур 520-560°C [44]. Комплексное легирование с молибденом в предложенных химических составах обеспечит замедление кинетики охрупчивания и позволит проводить отпуск при более высоких температурах за счет сдерживания процессов разупрочнения стали. Также в работах [148, 151] отмечается, что наличие около 0,3% Mo повышает влияние бора на прокаливаемость. Однако следует учитывать [152], что увеличение концентрации молибдена свыше 0,30% может усилить взаимодействие атомов внедрения с дислокациями, повышая степень их блоки-

ровки, что приводит к повышению прочности, но одновременно тормозит релаксацию напряжений и снижает сопротивляемость стали хрупкому разрушению.

5. В последнем составе для гарантированного достижения требуемых значений ударной вязкости исключили титан, микродобавки которого могут отрицательно влиять на ударную вязкость, а также исключили ниобий с целью снижения себестоимости. При этом для обеспечения эффективного влияния бора на прокаливаемость содержание азота в данном варианте легирования в соответствии с формулой (1.2) не должно превышать 0,005% [95].

Таким образом, произведена выплавка 5-ти составов (таблица 3.1), потенциально способных обеспечить требуемый комплекс свойств для стали класса прочности 700 МПа, следующих систем легирования: Mn–Si–B; Mn–Si–B–Ti; Mn–Si–B–Ti–Nb; Mn–Si–B–Ti–Nb–Mo; Mn–Si–B–Mo.

Одновременно для каждой химической композиции учитывалась ценовая составляющая системы легирования, а также производилась оценка соответствия углеродному эквиваленту ($C_{\text{экв}}$ не более 0,53 %).

Для достижения требуемой конструкционной прочности (сочетания высокого уровня прочности и низкотемпературной ударной вязкости) лабораторный горячекатаный листовой прокат всех вариантов легирования подвергался термической обработке по режимам, гарантировано обеспечивающим получение гомогенизированного аустенита при нагреве под закалку, перевод легирующих элементов в твердый раствор – аустенит, формирование структуры 100 % мартенсита после охлаждения в воде (таблица 3.2). Далее осуществлялся раскрой полученных раскатов для испытания лабораторных образцов на растяжение, изгиб, твердость и ударный изгиб с оценкой соответствия достигнутого уровня свойств регламентированным характеристикам (таблица 3.2, рисунок 3.1).

Таблица 3.1 – Химический состав лабораторных образцов высокопрочной стали

Номер плавки	Концепция легирования	Массовая доля элементов, %														Углеродный эквивалент $C_{экв}$ $\leq 0,53$	Изменение себестоимости стали **, %
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	B		
1	База (C-Mn-Si-B)	0,22	0,58	1,60	0,010	0,005	0,035	0,014	0,035	0,042	0,044	0,005	0,004	0,001	0,0020	0,50	0,0
2	+Ti	0,20	0,54	1,55	0,010	0,004	0,035	0,014	0,035	0,039	0,038	0,006	0,003	0,014	0,0030	0,48	+0,5
3	+Ti+Nb	0,22	0,50	1,57	0,009	0,005	0,035	0,014	0,034	0,040	0,041	0,005	0,032	0,014	0,0020	0,50	+4,5
4	+Ti+Nb+Mo	0,20	0,53	1,54	0,009	0,005	0,030	0,300	0,036	0,040	0,040	0,004	0,032	0,015	0,0030	0,53	+19,1
5	+Mo	0,20	0,54	1,55	0,009	0,004	0,028	0,305	0,035	0,040	0,048	0,003	0,004	0,001	0,0040	0,53	+15,2

* Углеродный эквивалент рассчитывается по формуле: $C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$.

** Изменение себестоимости стали рассчитывается относительно первой базовой химической композиции по формуле: $\frac{C/c_n - C/c_1}{C/c_n} \cdot 100\%$.

Таблица 3.2 – Механические свойства лабораторных образцов высокопрочной стали

Номер плавки	Концепция легирования	Вид термической обработки				Механические свойства							Изменение стоимости стали, %	
		Закалка		Отпуск		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ударная вязкость, Дж/см ²			Изгиб на угол 180° в холодном состоянии d – диаметр оправки, t – толщина листа		НВ
		T , °С	t , мин	T , °С	t , мин				KCV ⁻²⁰	KCV ⁻⁴⁰	KCV ⁻⁶⁰			
1	База	930	25	600	45	680	773	22,0	154	127	77	Годн.	245	0,0
2	+Ti					657	745	20,0	151	108	75	Годн.	239	+0,5
3	+Ti+Nb					716	788	18,9	157	114	89	Годн.	248	+4,5
4	+Ti+Nb+Mo					840	890	16,0	72	58	46	Годн.	285	+19,1
5	+Mo					780	860	17,0	86	79	54	Годн.	257	+15,2
Целевые показатели						≥700	750-950	≥14	≥44	≥37	≥34	d=2,0t	-	

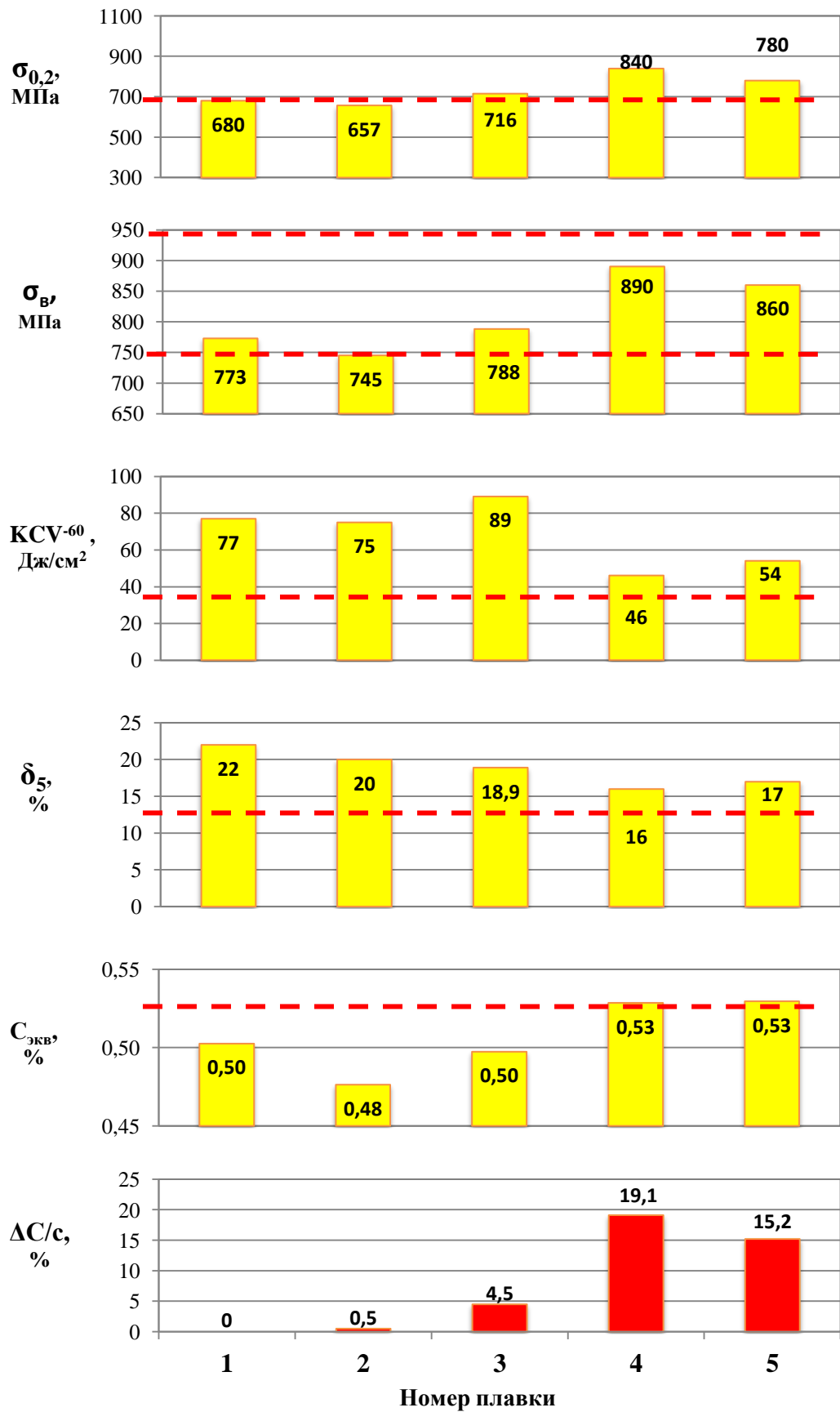


Рисунок 3.1 – Характеристики разработанных композиций экономнолегированной стали класса прочности 700 МПа (пунктирной линией показан регламентируемый уровень)

Анализ результатов испытаний (см. таблицу 3.2, рисунок 3.1) показал, что использование базового химического состава без добавок и с добавлением титана (плавки № 1, 2) не привело к достижению требуемого уровня: предел текучести $\sigma_{0,2}$ оказался ниже 700 МПа.

Комплексное микролегирование карбонитридообразующими элементами (плавка № 3) 0,032% Nb и 0,014% Ti благодаря ограниченному росту аустенитного зерна при нагреве и, как следствие, формированию более мелких мартенситных пакетов в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении способствовало повышению хладостойкости стали. Кроме того, вероятно, вследствие даже незначительного выделения карбонитридов ниобия падение прочностных характеристик стали в процессе отпуска замедлилось, что объясняет их более высокие значения.

Однако, несмотря на достаточно высокий уровень прочностных характеристик плавки № 3 относительно предыдущих химических составов, достигнутые значения предела текучести и предела прочности оказались близки к нижним предельным значениям нормируемых параметров. Промышленное опробование такого химического состава с учетом масштабного фактора может привести к риску не достижения (нестабильному воспроизведению) требуемого комплекса свойств. В связи с этим принято решение заключить о его несоответствии требованиям.

Использование системы легирования плавки № 4 (помимо титана и ниобия дополнительно содержащей 0,33% Mo) способствовало увеличению прочностных характеристик, что может объясняться как дополнительным твердорастворным упрочнением, так и образованием карбидов молибдена, сдерживающих рост аустенитного зерна при нагреве материала и растворяющихся в аустените при достаточно высоких температурах. При этом наблюдалось снижение вязкопластических свойств в допустимых пределах. Однако, несмотря на достигнутый уровень свойств, соответствующий целевым значениям, комплексное микролегирование титаном и ниобием в сочетании с добавкой молибдена привело к значительному удорожанию плавки № 4 – на 19,1% (см. рисунок 3.1).

Добавка 0,30% Мо к базовому химическому составу без микролегирующих элементов (плавка № 5) привела к удовлетворительным результатам, отвечающим целевым значениям регламентируемых параметров. Кроме того, это позволило снизить себестоимость плавки № 5 относительно плавки № 4 на 4%. Общее увеличение себестоимости на 15,2%, обусловленное легированием молибденом, будет компенсироваться снижением веса и увеличением работоспособности конструкции.

Таким образом, установлено, что наилучшее сочетание механических свойств, хладостойкости, углеродного эквивалента и себестоимости обеспечила химическая композиция на базе системы легирования Mn–Si–B–Mo (п. 5 таблицы 3.1). Рекомендованный для промышленного освоения химический состав экономнолегированной стали класса прочности 700 МПа приведен в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Рекомендованный химический состав для стали класса прочности 700 МПа

Сталь	Массовая доля элементов, %, не более или в диапазоне													C _{экв} , %
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	N	B	
20Г2СМРА	0,18-0,20	0,45-0,55	1,50-1,60	0,005	0,012	0,08	0,05	0,08	0,22-0,30	0,02-0,05	0,008	0,005	0,003-0,005	0,53

3.2 Выбор экономически эффективной системы легирования стали класса прочности 900 МПа

Аналогичным образом (см. п. 3.1) осуществлялся выбор концепции легирования стали класса прочности 900 МПа. Для получения экономнолегированной свариваемой высокопрочной стали с комплексом свойств $HBW \geq 380$; $\sigma_{0,2} = 900-1200$ МПа; $\sigma_B \geq 1100$ МПа, $\delta_{50} \geq 10$, $KV^{40} \geq 21$ Дж/см² при $C_{экв} \leq 0,44$ произведены и исследованы следующие варианты составов:

1. Базовая химическая композиция, мас. %: 0,13–0,15 С, 0,90–1,00 Mn, 0,50–0,60 Si, 0,002–0,004 В.
2. Базовая химическая композиция с добавкой хрома, так как он является наиболее экономичным элементом, способствующим повышению твердости,

прочности и прокаливаемости стали [44, 48, 49, 62, 68, 148, 153]. Ограниченное содержание до 0,5% Cr обусловлено учетом соответствия углеродного эквивалента.

3. Третий вариант легирования отличался высоким содержанием Mn (1,30–1,40%) для компенсации низкого содержания углерода за счет дополнительного твердорастворного упрочнения [147, 148] и обеспечения наибольшей прокаливаемости.

4. В следующие варианты химических составов с целью сдерживания роста аустенитного зерна при нагреве под закалку, вследствие наличия более высокой концентрации марганца, вводилось 0,015–0,025% Ti [75-79], что, кроме того, способствовало усилению влияния бора на прокаливаемость за счет связывания азота в нитриды титана.

5. В пятом варианте химический состав отличался от предыдущей концепции легирования наличием до 0,5% Ni для повышения значений низкотемпературной ударной вязкости, твердости (прочности) и обеспечения прокаливаемости на глубину 20 мм и более [64-67], а также обеспечения приемлемого уровня себестоимости по отношению к требуемому качеству. Кроме того, в данном составе было снижено содержание Si до 0,25%, что также способствовало повышению значений ударной вязкости в условиях низких температур [44].

Таким образом, для стали класса прочности 900 МПа произведена выплавка 5-ти составов следующих концепций легирования (таблица 3.4): Mn–Si–B; Mn–Si–B–Cr; Mn–Si–B–Cr–Mn; Mn–Si–B–Mn–Ti; Mn–Si–B–Mn–Ti–Ni, с оценкой соответствия углеродному эквиваленту ($C_{\text{эkv}}$ не более 0,44%) и учетом их себестоимости.

Лабораторный горячекатаный листовой прокат указанных вариантов легирования подвергался термической обработке с последующим изготовлением образцов для проведения механических испытаний (таблица 3.5, рисунок 3.2).

Таблица 3.4 – Химический состав лабораторных образцов высокопрочной стали

Номер плавки	Концепция легирования	Массовая доля элементов, %														Углеродный эквивалент* C _{ЭКВ} ≤0,44	Изменение себестоимости стали,** %
		C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Ti	Nb	Mo	B		
1	База	0,14	0,55	0,98	0,005	0,005	0,03	0,01	0,01	0,035	0,002	0,001	0,002	0,002	0,003	0,31	0
2	+Cr	0,13	0,5	0,94	0,005	0,004	0,50	0,01	0,009	0,045	0,001	0,001	0,003	0,002	0,002	0,39	+8,7
3	+Cr+Mn	0,13	0,55	1,35	0,006	0,003	0,45	0,02	0,008	0,034	0,004	0,001	0,003	0,002	0,004	0,44	+9,6
4	+Mn+Ti	0,14	0,6	1,35	0,006	0,005	0,03	0,01	0,01	0,043	0,006	0,025	0,003	0,002	0,003	0,37	+3,1
5	+Mn+Ti+Ni	0,15	0,22	1,30	0,005	0,006	0,02	0,50	0,01	0,044	0,006	0,023	0,002	0,002	0,004	0,41	+16,9

* Углеродный эквивалент рассчитывается по формуле: $C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}$.

** Изменение себестоимости стали рассчитывается относительно первой базовой химической композиции по формуле: $\frac{C/c_n - C/c_1}{C/c_n} \cdot 100\%$.

Таблица 3.5 – Механические свойства лабораторных образцов высокопрочной стали

Номер плавки	Химическая композиция	Вид ТО: закалка		Твердость		Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_{50} , %	Работа удара KV ⁻⁴⁰ , Дж поперечный испытательный образец размером, мм	Изгиб 90° (R – радиус оправки, a – толщина проката)	Изменение себестоимости стали, %
		T , °C	t , мин	HBW	HRC				10×10		
1	База	930	20	347	34	850	1090	24,0	22,	Годн.	0
2	+Cr			355	35	905	1120	22,5	21,0	Годн.	+8,7
3	+Cr+Mn			363	37,5	930	1160	16,0	9,7	Годн.	+9,6
4	+Mn+Ti			388	38	1005	1190	17,0	12,7	Годн.	+3,1
5	+Mn+Ti+Ni			401	40	1100	1270	20,0	19,3	Годн.	+16,9
Целевые показатели				380-440	36-47	900-1200	≥1100	≥10,0	≥17	$R=3a$	

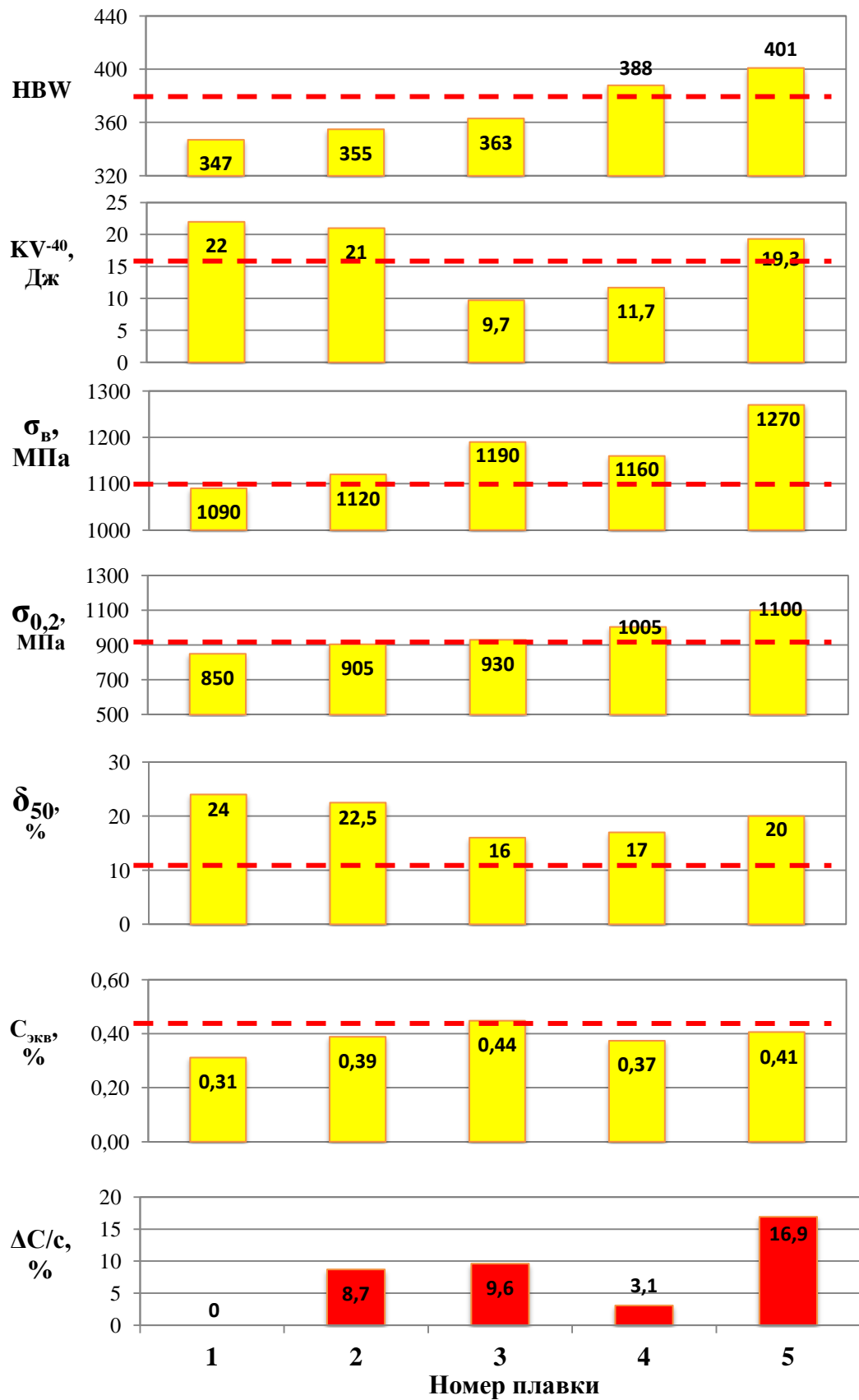


Рисунок 3.2 – Характеристики разработанных композиций экономнолегированной стали класса прочности 900 МПа (штриховой линией показан регламентируемый уровень)

Анализ полученных результатов (см. таблицы 3.5, 3.6, рисунок 3.2) показал, что легирование хромом в количестве до 0,5% за счет механизма дополнительного твердорастворного упрочнения базового химического состава (плавки №1 и 2) не приводит к достижению требуемого уровня твердости проката (твердость HBW оказалась ниже 380) при массовой доле 0,13% С и 1,00% Mn.

Повышение содержания марганца до 1,30–1,40% во всех последующих вариантах легирования с целью компенсации низкого содержания углерода (0,12–0,14%) способствовало заметному росту прочностных характеристик. При этом в плавке № 3 наблюдалось незначительное увеличение характеристик твердости относительно ранее полученных составов, а также резкое снижение вязко-пластических характеристик: работа удара оказалась ниже требуемых значений ($KV^{40} \leq 13$ Дж), что может быть связано с усиленным ростом зерна аустенита при нагреве под закалку в связи с отсутствием в составе карбонитридообразующих элементов, препятствующих данному процессу.

Использование добавки титана в следующем составе (плавка № 4) способствовало достижению регламентируемых значений показателей твердости (388 HBW) и прочности $\sigma_{0,2}$ и σ_B , однако не обеспечило получение значений работы удара, удовлетворяющих требуемому уровню.

В соответствии со следующей концепцией легирования (плавка № 5) для достижения регламентированного уровня свойств к химическому составу плавки № 4 добавляли 0,5% Ni при наличии 0,023% Ti и одновременном снижении массовой доли Si (до 0,25%). Данная концепция способствовала не только значительному повышению значений работы удара, а также увеличению прочностных характеристик, оказывающих эффективное влияние на износостойкость стали.

Оценка себестоимости химических составов (см. таблицы 3.5, 3.6) показала, что в целом удорожание химической композиции плавки № 5 относительно базовой плавки № 1 составило 16,9%.

Таким образом, определено, что гарантированная прочность в сочетании с хладостойкостью для стали класса прочности 900 МПа достигается умеренным легированием низкоуглеродистой стали никелем, марганцем и введением микро-

легирующих добавок титана и бора, обеспечивающих мелкозернистость стали при термической обработке по рациональному режиму. Рекомендованный для промышленного освоения химический состав экономнолегированной стали класса прочности 900 МПа приведен в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Рекомендуемый химический состав для экономнолегированной стали класса прочности 900 МПа

Сталь	Массовая доля элементов, %, не более или в диапазоне														C _{экв} , %
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Al	Mo	Ti	Nb	B	
16ГНТРА	0,14-0,16	0,15-0,25	1,25-1,35	0,003	0,010	0,10	0,45-0,55	0,10	0,015	0,02-0,05	0,10	0,015-0,025	0,008	0,002-0,004	0,44

Выводы по главе 3

1. Обоснован химический состав новых экономнолегированных сталей для тяжелой подъемно-транспортной техники и построены системы легирования путем варьирования содержания легирующих элементов, используемых в комплексе или по отдельности, с оценкой и учетом особенностей их влияния на достижение регламентируемых характеристик, оценкой соответствия углеродному эквиваленту и учетом себестоимости.

2. Установлено, что наилучшее сочетание механических свойств, хладостойкости, углеродного эквивалента и себестоимости обеспечили химические композиции на базе систем легирования Mn–Si–B–Mo для класса прочности 700 МПа и Mn–Si–B–Ti–Ni для класса прочности 900 МПа.

3. Разработаны новые экономнолегированные стали:

– сталь 20Г2СМРА (% мас.: 0,20 C; 0,55 Si; 1,6 Mn; 0,3 Mo; 0,004 B) класса прочности 700 МПа;

– сталь 16ГНТРА (% мас.: 0,15 C; 0,22 Si; 1,3 Mn; 0,5 Ni; 0,023 Ti; 0,004 B) класса прочности 900 МПа.

Глава 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ 20Г2СМРА И 16ГНТРА

С целью эффективного управления структурообразованием и свойствами новых высокопрочных экономнолегированных сталей необходимо изучение закономерностей и кинетики фазовых превращений в процессе распада переохлажденного аустенита, а также определение условий формирования и установление морфологических особенностей микроструктуры и свойств стали.

Материалом для исследования служили образцы химического состава, рекомендованного в главе 3 (таблица 4.1).

Таблица 4.1 – Химический состав исследуемых экономнолегированных сталей

Марка стали	Содержание химического элемента, % не более														C _{экв} , %
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Ti	Nb	Mo	B	
20Г2СМРА	0,20	0,54	1,55	0,004	0,009	0,028	0,035	0,04	0,048	0,003	0,001	0,004	0,305	0,004	0,53
16ГНТРА	0,15	0,22	1,30	0,005	0,006	0,020	0,50	0,01	0,044	0,006	0,023	0,002	0,002	0,004	0,41

4.1 Определение критических точек стали

Для определения критических точек сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА был использован метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Полученные экспериментальные кривые зависимости теплового потока от температуры (кривые ДСК) при нагреве со скоростью 10 °С/мин до температуры 1000°С приведены на рисунке 4.1.

Фазовые переходы на кривых ДСК отображают локальные экстремумы. Для обеих марок стали на этих кривых в диапазоне температур 650-850°С наблюдается широкий эндотермический эффект с максимумом пика при 741°С для стали 20Г2СМРА (рисунок 4.1, а) и 751°С для стали 16ГНТРА (рисунок 4.1, б), свидетельствующий о протекании процесса фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода. При этом из монотонного характера изменения первой производной кривой ДСК в области эндотермического пика следует, что аустенитизация происходит в один этап. Температуры начала и окончания превращения при нагреве, определенные по температу-

рам перегибов на кривых ДСК, составили для стали 20Г2СМРА: $A_{c1} - 725\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{c3} - 814\text{ }^{\circ}\text{C}$ и для стали 16ГНТРА: $A_{c1} - 722\text{ }^{\circ}\text{C}$, а $A_{c3} - 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рисунок 4.1).

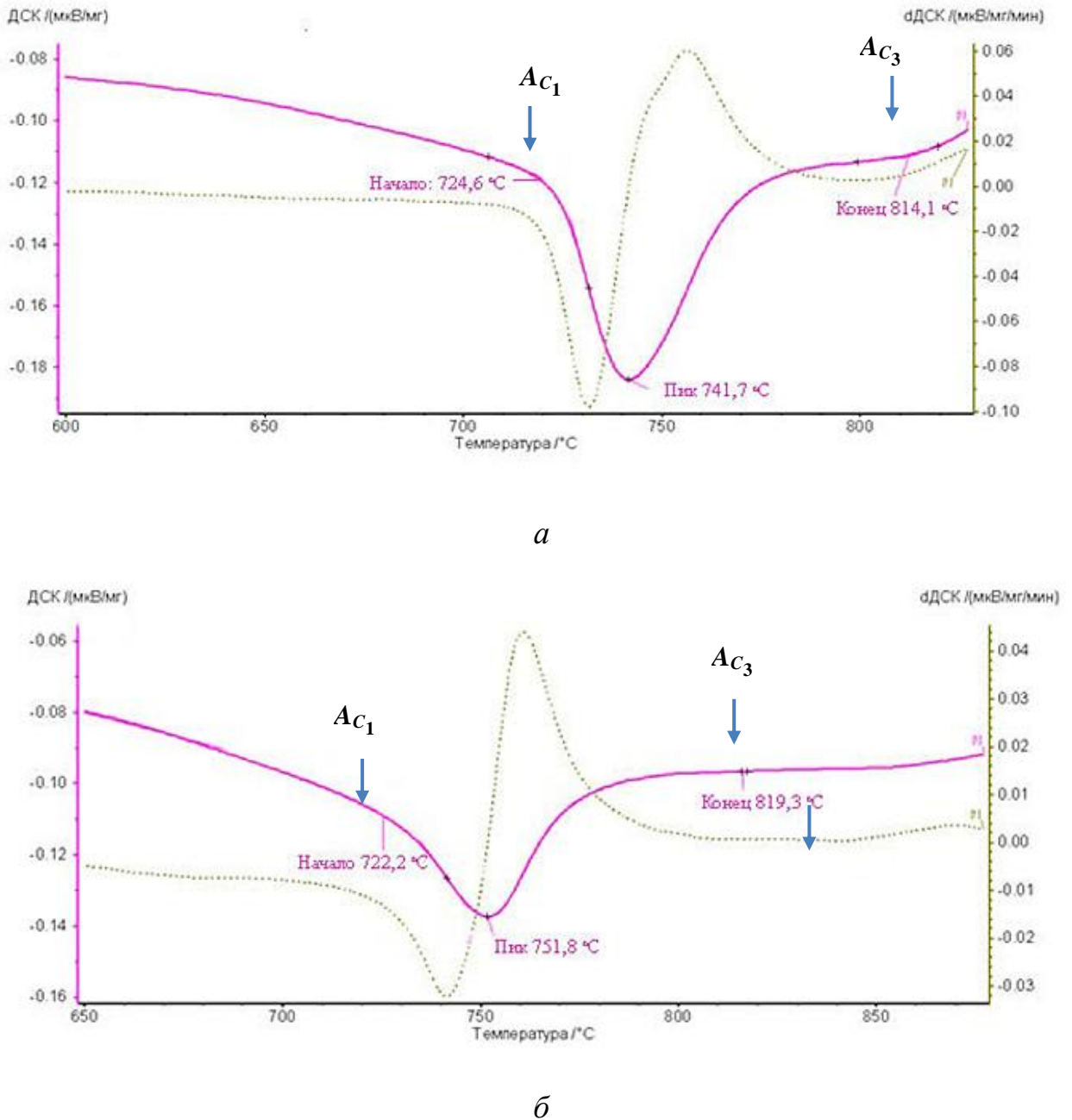


Рисунок 4.1 – Экспериментальные кривые дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$:

a – сталь 20Г2СМРА; *б* – сталь 16ГНТРА

При дальнейшем нагреве стали выше критической точки A_{c3} до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ процессов, сопровождающихся калориметрическими явлениями, которые могут быть связаны, например, с растворением карбидных фаз, не наблюдалось.

4.2 Исследование структурно-фазовых превращений в высокопрочной стали 20Г2СМРА

Для построения термокинетической диаграммы нагрев образцов на комплексе Gleeble 3500 для перевода стали в аустенитное состояние осуществляли в вакууме со скоростью $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры 980°C с последующей выдержкой в течение 15 мин, а затем охлаждали от указанной температуры со скоростями: 0,1; 1; 2; 5; 10; 20; 50 и $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Критические точки, определенные по перегибам на кривых нагрева стали 20Г2СМРА, составили: $A_{c1} - 730^{\circ}\text{C}$, а $A_{c3} - 820^{\circ}\text{C}$. Полученные результаты согласуются с данными, зафиксированными с помощью ДСК (см. рисунок 4.1, *а*).

Анализ дилатометрических кривых охлаждения показал, что на них регистрируются перегибы, которые позволяют определить температуры следующих фазовых превращений: ферритного, перлитного, бейнитного и мартенситного превращений.

Микроструктура после контролируемого охлаждения с разными скоростями, реализованного в данном исследовании, приведена на рисунке 4.2.

В структуре стали наблюдаются практически равноосные зерна полигонального феррита, небольшое количество перлитных участков и структурная составляющая с игольчатым строением (см. рисунок 4.2, *а*). По мере увеличения скорости охлаждения количество ферритных зерен и перлитных участков уменьшается (см. рисунок 4.2, *б*). Одновременно с этим в структуре наблюдается еще одна структурная составляющая с характерным реечным строением, количество которой увеличивается по мере дальнейшего возрастания скорости охлаждения (см. рисунок 4.2, *в-е*).

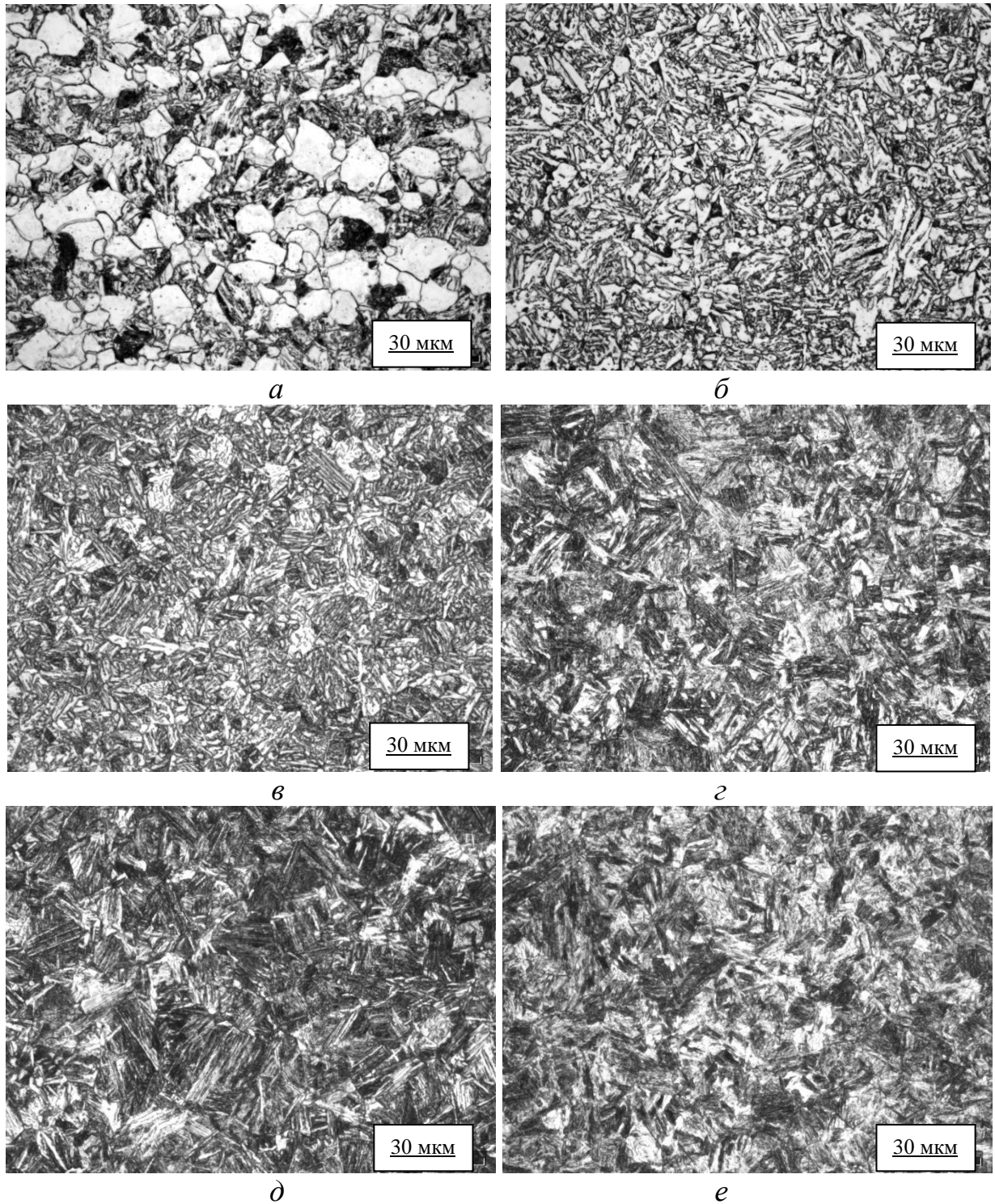


Рисунок 4.2 – Микроструктура стали 20Г2СМРА после охлаждения со скоростями 0,1 (*a*), 2 (*б*), 5 (*в*), 10 (*г*), 50 (*д*), 80 (*е*) °C/с, ×500

Для детальной идентификации структурных составляющих, выявления морфологии и определения количественных характеристик структуры стали 20Г2СМРА исследование выполнено методом РЭМ (рисунок 4.3).

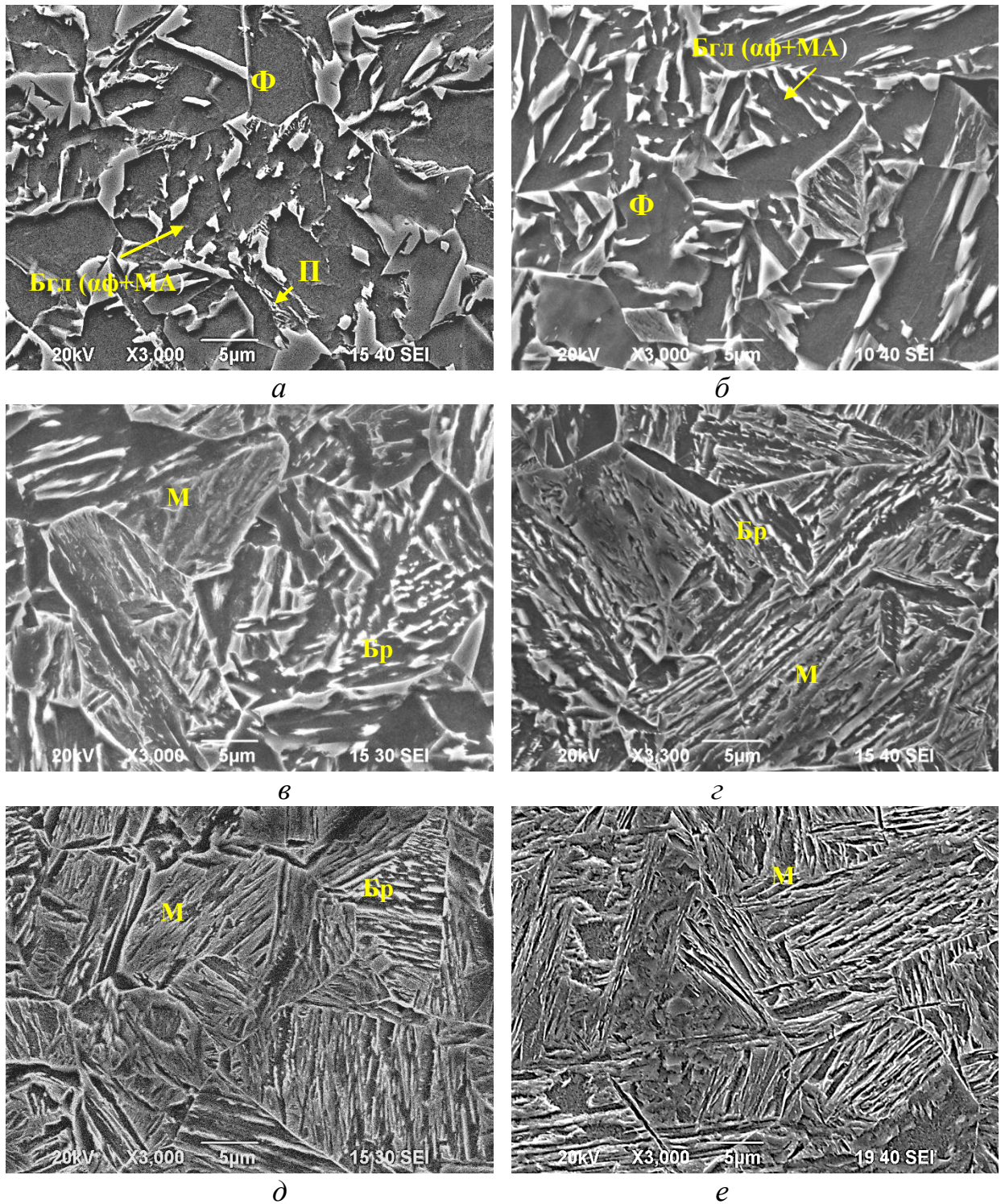


Рисунок 4.3 – Особенности строения составляющих микроструктуры стали 20Г2СМРА после охлаждения со скоростями 1 (*a*), 2 (*б*), 5 (*в*), 10 (*г*), 20 (*д*), 80 (*е*) °C/с. РЭМ

Анализ полученных результатов свидетельствует, что уже при малых скоростях охлаждения 0,1 °C/с помимо полигонального феррита (Ф) и перлита (П) в микроструктуре по характерным морфологическим особенностям идентифициру-

ется бейнит (Бгл), объемная доля которого достигает примерно 70 % (см. рисунок 4.3, *a*). Этим и объясняются высокие значения микротвердости – около 2240 МПа.

При увеличении скорости охлаждения до 2 °С/с количество феррита и перлита в микроструктуре уменьшается, а доля бейнита увеличивается до 90% (см. рисунок 4.3, *a, б*). При скорости охлаждения выше 2 °С/с практически полностью подавляется перлитное превращение (см. рисунок 4.3, *б*). Морфология бейнита при скоростях охлаждения до 5 °С/с представлена бейнитной α -фазой (α ф) с «островками» мартенситно-аустенитной составляющей (МА) (см. рисунок 4.3, *a, б*). Такую структуру идентифицируют как бейнит глобулярный [154-159].

При скорости охлаждения выше 5 °С/с подавляется ферритное превращение (см. рисунок 4.3, *в*), микроструктура исследуемой стали состоит из бейнита и мартенсита, которые по морфологии принято идентифицировать как речный бейнит (Бр) и речный мартенсит (Мр) (см. рисунок 4.3, *в-д*) [157]. Причем объемная доля мартенсита непрерывно возрастает при увеличении скорости охлаждения и достигает максимального значения при скорости охлаждения 80 °С/с, объемная доля бейнита, соответственно, уменьшается (см. рисунок 4.3, *е*). Этим объясняются высокие показания твердости при повышенных скоростях охлаждения: микротвердость при скорости охлаждения 10 °С/с составляет 3710 МПа, при 80 °С/с – 4300 МПа.

На основании результатов количественного анализа построена структурная диаграмма, отражающая зависимость объемной доли структурных составляющих стали 20Г2СМРА от скорости охлаждения (рисунок 4.4).

Результаты определения температур фазовых превращений, полученных при анализе дилатометрических кривых при непрерывном охлаждении со скоростями от 0,1 до 80 °С/с, представлены в таблице 4.2.

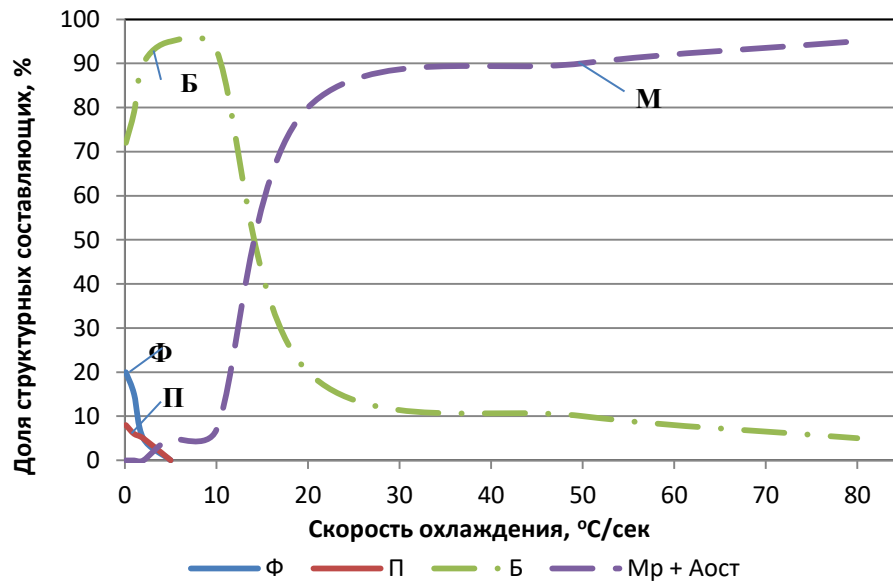


Рисунок 4.4 – Зависимость объемной доли структурных составляющих стали 20Г2СМРА от скорости охлаждения

Таблица 4.2 – Температуры фазовых превращений стали 20Г2СМРА, фиксируемых на дилатограммах, полученных при непрерывном охлаждении на комплексе Gleeble 3500

Скорость охлаждения, °С/с	Температуры фазовых превращений, °С						
	Ферритное превращение		Перлитное превращение		Бейнитное превращение		Мартенситное превращение
	Начало	Конец	Начало	Конец	Начало	Конец	Начало
0,1	785	700	700	650	575	400	-
1	785	680	680	630	630	380	-
2	732	655	-	-	655	375	-
5	-	-	-	-	650	385	385
10	-	-	-	-	605	420	420
20	-	-	-	-	555	425	425
50	-	-	-	-	527	422	422
80	-	-	-	-	-	-	420

Таким образом, на основе анализа результатов комплексного дилатометрического, металлографического анализов и измерения твердости были установлены закономерности структурно-фазовых превращений, происходящих в стали марки 20Г2СМРА при непрерывном охлаждении и была построена термокинетическая

диаграмма (ТКД / CCT) распада переохлажденного аустенита стали 20Г2СМРА (рисунок 4.5).

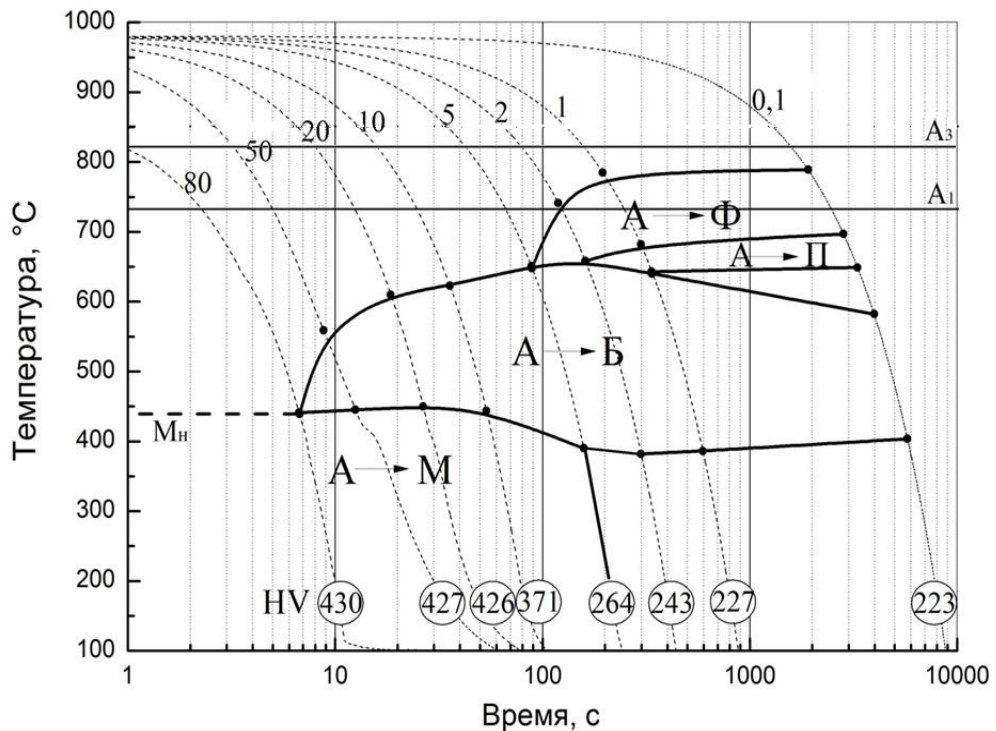


Рисунок 4.5 – Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита высокопрочной стали 20Г2СМРА

Выявлено, что в исследуемой стали распад переохлажденного аустенита начинается с выделения по диффузионному механизму небольшого количества феррита, при этом температура начала превращения лежит в диапазоне 780-650°C. При увеличении скорости охлаждения температура начала выделения феррита понижается, а его количество в структуре уменьшается, и при скорости охлаждения выше 5 °C/c его выделение подавляется полностью.

При скоростях охлаждения до 2 °C/c также по диффузионному механизму формируется и перлит. Причем перлитное превращение начинается при температуре примерно 700°C и заканчивается при температуре примерно 650°C. При скорости охлаждения уже выше 2 °C/c распад аустенита с выделением перлита подавляется полностью.

В интервале температур 650-380°C во всем исследуемом диапазоне скоростей охлаждения реализуется распад переохлажденного аустенита по промежу-

точному механизму с образованием глобулярного бейнита при низких скоростях охлаждения и реечного бейнита – при 5 °C/с и выше (рисунок 4.5).

Установлено, что при скорости охлаждения свыше 5 °C/с часть аустенита переохлаждается, не распавшись, до температуры начала мартенситного превращения и претерпевает сдвиговое бездиффузионное превращение в мартенсит. При скорости охлаждения 80 °C/с бейнитное превращение полностью подавляется и формируется полностью мартенситная структура (см. рисунок 4.3, *e*), обеспечивая достижение максимальных прочностных характеристик для разрабатываемой стали 20Г2СРМА. Температура начала мартенситного превращения составляет приблизительно 440°C. Критическая скорость закалки составила 80 °C/с, что обусловлено увеличением устойчивости переохлажденного аустенита под воздействием легирующих элементов.

4.3 Исследование структурно-фазовых превращений в стали 16ГНТРА

Аналогичные исследования с использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500 проведены для стали 16ГНТРА. Критические точки, определенные по перегибам на кривых нагрева, составили: $A_{c1} \approx 710$ °C, а $A_{c3} \approx 825$ °C. На основе анализа кривых охлаждения определены температуры четырех фазовых превращений: ферритного, перлитного, бейнитного и мартенситного превращений.

Металлографический анализ образцов стали 16ГНТРА, выполненный с использованием световой (рисунок 4.6) и сканирующей микроскопии (рисунок 4.7) показал, что в структуре стали наблюдаются схожие зависимости при изменении скорости охлаждения от 0,5 до 100 °C/с, что и в стали 20Г2СРМА.

Установлено, что при малых скоростях охлаждения (от 0,5 до ~ 3 °C/с) в микроструктуре наблюдается ферритно-перлитная (Ф, П) структура (см. рисунки 4.6, *a*, 4.7, *a*), объемная доля которых с увеличением скорости охлаждения уменьшается.

Начиная со скорости охлаждения 3 °C/с, в структуре появляются участки бейнитной составляющей (Б), что особенно хорошо наблюдается на РЭМ-изображениях

структуры (см. рисунки 4.6, б, 4.7, б). При этом объемная доля бейнита по мере повышения скорости охлаждения увеличивается (см. рисунок 4.7, б-д).

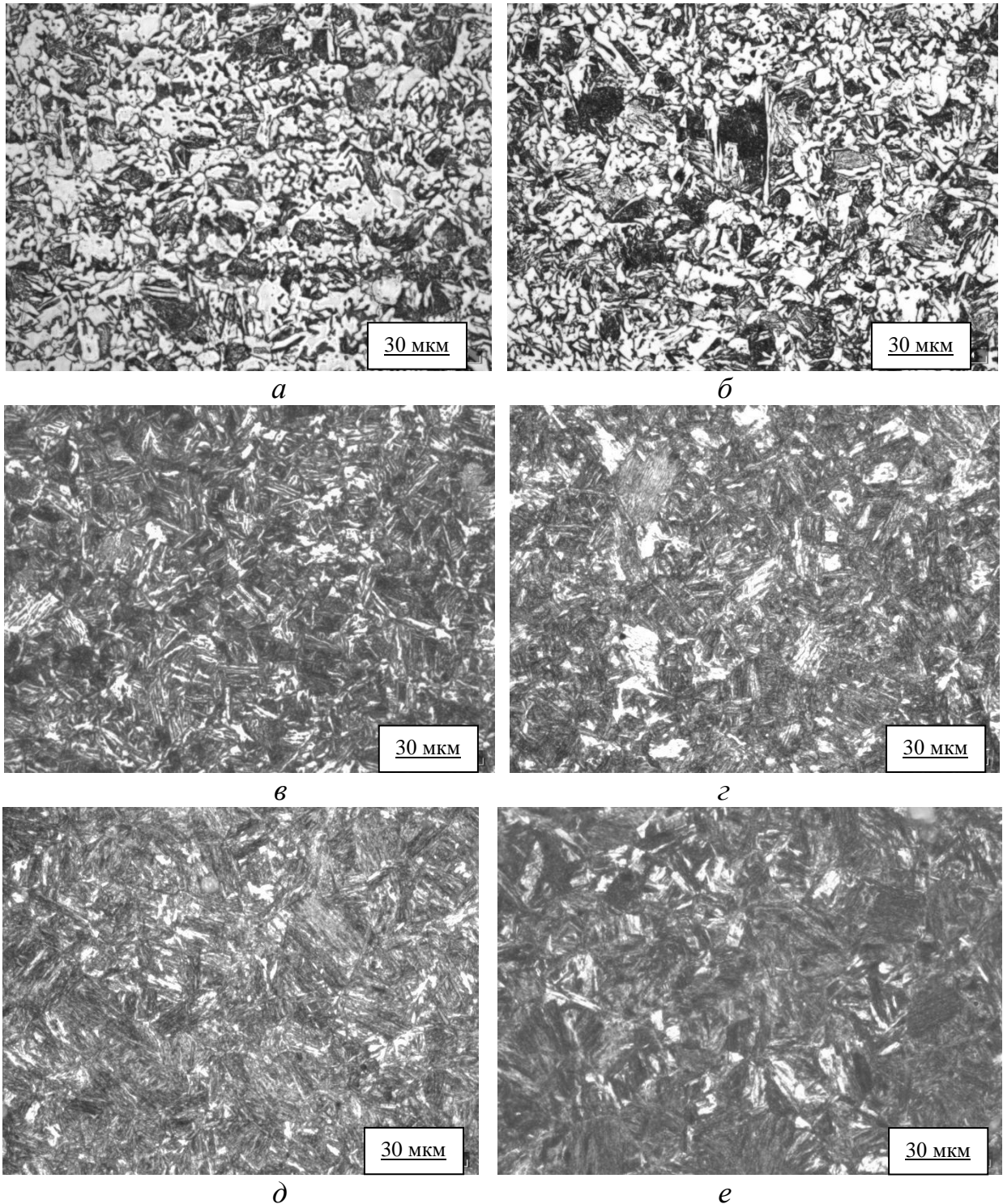


Рисунок 4.6 – Микроструктура стали 16ГНТРА после охлаждения со скоростями 3 (а), 5 (б), 10 (в), 20 (г), 40 (д), 60 (е) °C/с, $\times 500$

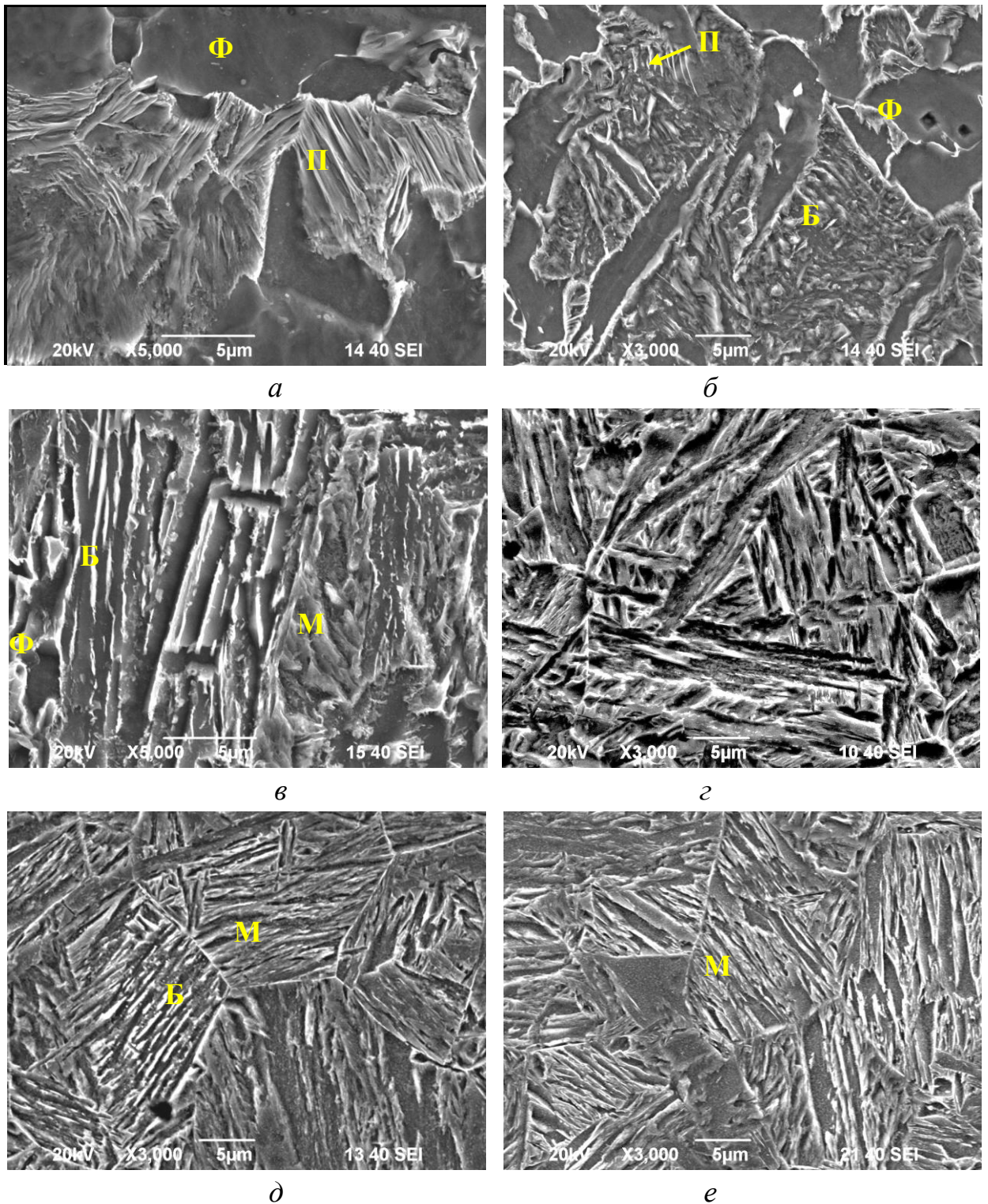


Рисунок 4.7 – Особенности строения составляющих микроструктуры стали 16ГНТРА после охлаждения со скоростями 0,5 (*a*), 3 (*б*), 10 (*в*), 20 (*г*), 60 (*д*), 100 (*е*) °C/с. РЭМ

При повышении скорости охлаждения перлитное превращение практически полностью подавляется, и структура состоит преимущественно из бейнита и феррита (см. рисунки 4.6, *в*, 4.7, *в*).

При скорости охлаждения от 10 °C/с и выше также подавляется и ферритное превращение и появляются участки с мартенситной составляющей (М), количество которой при возрастании скорости охлаждения увеличивается (см. рисунки 4.6, в-е, 4.7, з-е). Таким образом, микроструктура в диапазоне скоростей охлаждения от 20 до 60°C/с состоит из бейнита и мартенсита (см. рисунки 4.6, з -е, 4.7, з-е), причем количество последнего по мере повышения скорости охлаждения непрерывно увеличивается (см. рисунок 4.6). При более высоких скоростях охлаждения (свыше 60 °C/с) структура становится практически полностью мартенситной (см. рисунки 4.6, е, 4.7, е).

При увеличении скорости охлаждения микротвердость изменяется от 1570 МПа (при 0,5 °C/с) до 4280 МПа (при 100 °C/с), что обусловлено переходом структуры от ферритно-перлитной к бейнитно-мартенситной и затем мартенситной, обладающей повышенной прочностью и твердостью.

На основании данных количественного анализа построена структурная диаграмма, отражающая зависимость объемной доли структурных составляющих стали 16ГНТРА от скорости охлаждения (рисунок 4.8).

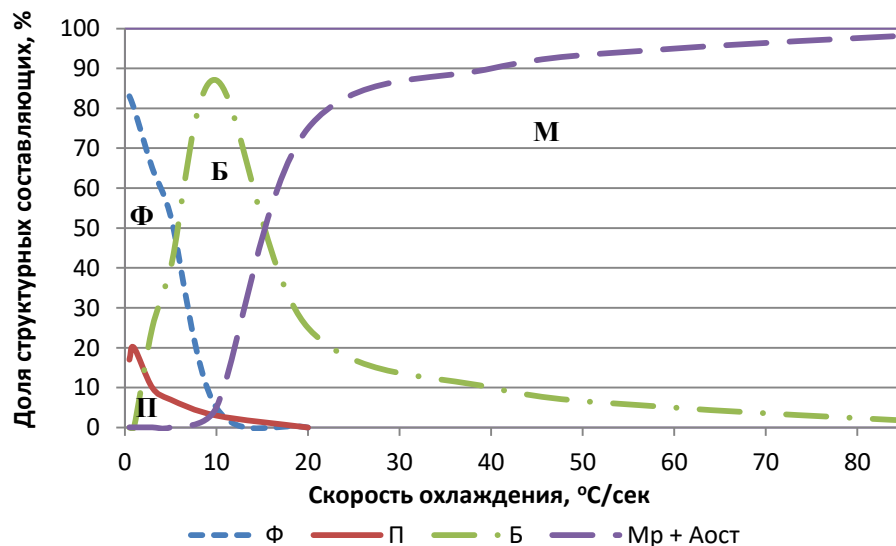


Рисунок 4.8 – Зависимость объемной доли структурных составляющих стали 16ГНТРА от скорости охлаждения

Результаты определения критических температур фазовых превращений 16ГНТРА стали, полученных при анализе дилатометрических кривых при непрерывном охлаждении со скоростями от 0,5 до 100 °C/с, представлены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Температуры фазовых превращений стали 16ГНТРА, фиксируемых на дилатограммах, полученных при непрерывном охлаждении на комплексе Gleeble 3500

Скорость охлаждения, °C/c	Температуры фазовых превращений, °C						
	Ферритное превращение		Перлитное превращение		Бейнитное превращение		Мартенситное превращение
	Начало	Конец	Начало	Конец	Начало	Конец	
0,5	775	645	645	590	-	-	-
3	745	610	610	570	570	485	-
5	710	585	-	-	585	450	-
10	665	655	-	-	655	420	420
20	-	-	-	-	645	445	445
40	-	-	-	-	590	520	520
60	-	-	-	-	-	-	540
100	-	-	-	-	-	-	540

Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 16ГНТРА, построенная по результатам комплексного дилатометрического, металлографического анализов и измерения микротвердости, приведена на рисунке 4.9.

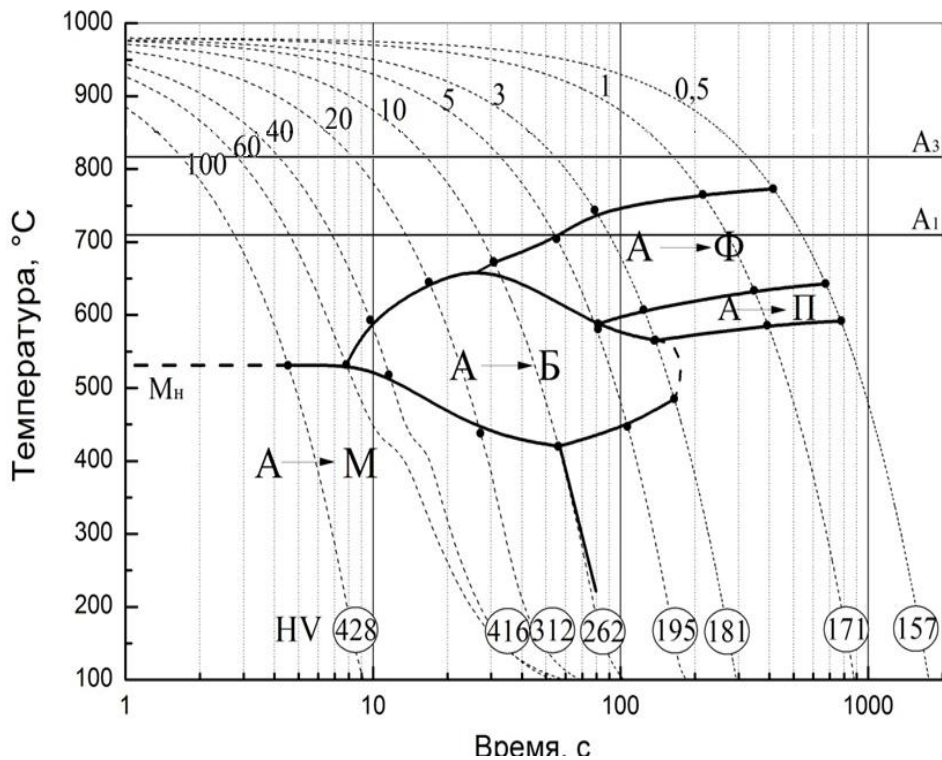


Рисунок 4.9 – Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали 16ГНТРА

Определено, что в исследуемой стали распад переохлажденного аустенита начинается с выделения по диффузионному механизму небольшого количества феррита при температурах 775–665°C (см. рисунки 4.6, *a-в*, 4.7, *a-в*). При увеличении скорости охлаждения температура начала выделения феррита понижается, а его количество в структуре уменьшается, и при скорости охлаждения выше 10 °C/с его выделение подавляется полностью.

Перлитное превращение начинается при температуре примерно 645°C и заканчивается при температуре примерно 570°C. При скорости охлаждения выше 5 °C/с распад аустенита с образованием перлита подавляется полностью.

В интервале температур 655-420°C по промежуточному механизму при скоростях охлаждения от 3 до 60 °C/с реализуется распад переохлажденного аустенита с образованием бейнита. При более высоких скоростях охлаждения бейнитное превращение подавляется, и сдвиговым бездиффузионным путем образуется только мартенситная составляющая. Температура начала мартенситного превращения для исследуемой марки стали составляет приблизительно 540°C. Критическая скорость закалки составила 60 °C/с.

Выводы по главе 4

1. Впервые получены данные о структурно-фазовых превращениях в новых разработанных высокопрочных экономнолегированных сталях 20Г2СМРА и 16ГНТРА, позволившие установить характер фазовых превращений и выявить качественные и количественные характеристики структуры при распаде переохлажденного аустенита в этих сталях.

2. Определены критические точки при нагреве, температуры фазовых превращений при непрерывном охлаждении, критические скорости закалки разработанных сталей и микротвердость формирующихся структур при различных скоростях охлаждения.

3. Впервые получены структурные диаграммы сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА, характеризующие влияние скорости охлаждения на объемную долю структурных составляющих.

4. Впервые построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита новых сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА, отражающие кинетику фазовых превращений в разрабатываемых сталях, а также позволяющие выявить температурно-временные интервалы структурных превращений при охлаждении от температуры нагрева 980°C со скоростью от 0,1 до 80 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (для стали 20Г2СМРА) и от 0,5 до 100 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (для стали 16ГНТРА).

Глава 5 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 20Г2СМРА И 16ГНТРА ЭКОНОМНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

5.1 Обоснование температурных режимов термической обработки

Обзор литературных данных, а также анализ спецификаций производителей показали, что высокопрочные толстолистовые стали класса прочности 700 МПа чаще всего поставляются в термически улучшенном состоянии – после закалки и высокого отпуска, а высокий уровень твердости и прочности в низкоуглеродистых сталях класса прочности 900 МПа при экономичной системе легирования обеспечивается после закалки на мартенсит и низкого отпуска.

Выбор рациональных режимов термической обработки для рекомендованных систем легирования осуществлялся исходя из фундаментальных положений теории фазовых превращений и термической обработки:

- 1) Закалка из однофазной γ -области.

Известно, что структура и свойства закаленной стали в наибольшей мере зависят от температуры нагрева под закалку и продолжительности выдержки при этой температуре [99].

Для выхода на требуемые свойства диапазон температур выбирался на основе анализа действующих технологических писем на термическую обработку различных марок стали, а также исходя из технико-технологических возможностей роликовой нагревательной печи №1 участка листоотделки стана 5000 ПТЛ ПАО «ММК».

Температура закалки последовательно повышалась от $A_{c3}+30^{\circ}\text{C}$ до $T_{\text{max}} = 1000^{\circ}\text{C}$ с шагом 50°C , то есть составляла 850, 900, 950, 1000°C . Максимальная температура нагрева под закалку T_{max} определялась также исходя из максимально допустимого размера зерна аустенита и температуры полного растворения упрочняющей фазы [144].

При этом выбор рациональной температуры аустенизации должен был обеспечить максимальные значения ударной вязкости в сочетании с удовлетворительной прочностью/твердостью.

В качестве закалочной среды использовалась вода. Ее выбор обусловлен технологическими ресурсами ПТЛ ПАО «ММК», высокой охлаждающей способностью, а также фактическими значениями критической скорости закалки сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА (рассчитанными в главе 4), способными обеспечить сквозную прокаливаемость на заданную толщину.

2) После определения рациональной температуры закалки осуществлялся отпуск при температуре от 200 до 600°С с шагом 100°С для увеличения вязкости и уменьшения закалочных напряжений в высокопрочной стали после закалки. Охлаждение – на воздухе.

Целесообразность исследования отпуска в широком диапазоне температур обосновывается необходимостью поиска температуры нагрева, обеспечивающей наиболее выгодное сочетание твердости и ударной вязкости, при минимально необходимом потреблении энергоресурсов, что отвечало предъявляемым требованиям к разработанным сталям.

После термической обработки осуществляли раскрой полученных раскатов для изготовления образцов для проведения испытаний на растяжение, изгиб, твердость и ударный изгиб. По результатам испытаний на твердость и ударный изгиб для каждой стали определяли режим термической обработки, обеспечивающий наилучшее сочетание значений ударной вязкости при требуемом высоком уровне прочности (для стали 20Г2СМРА) или твердости (для стали 16ГНТРА).

5.2 Исследование влияния режимов термической обработки на микроструктуру и свойства высокопрочной стали 20Г2СМРА

Исследование микроструктуры стали 20Г2СМРА в исходном горячекатаном состоянии

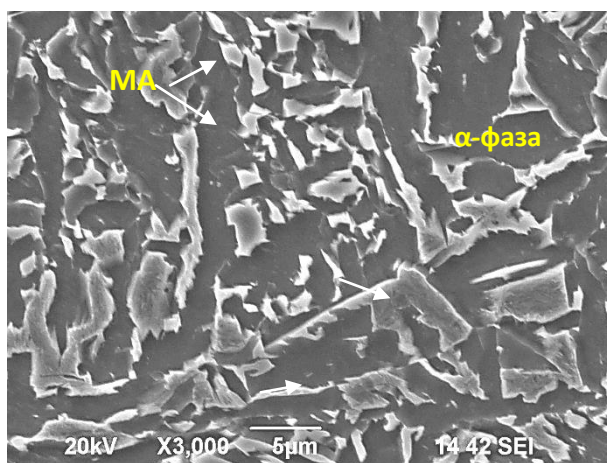
Общий вид микроструктуры стали в исходном состоянии после горячей пластической деформации с последующим охлаждением на воздухе, наблюдаемой с помощью оптического микроскопа, иллюстрирует рисунок 5.1. Структура исследуемого материала в исходном состоянии представляет собой продукты

промежуточного механизма превращения переохлажденного аустенита и состоит из квазиполигонального феррита и бейнита.

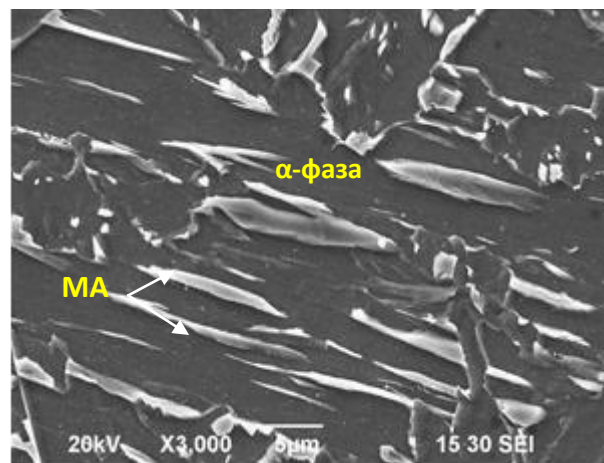


Рисунок 5.1 – Микроструктура стали марки 20Г2СМРА в исходном горячекатаном состоянии. Световая микроскопия, $\times 200$

Исследование с помощью РЭМ выявило, что бейнит состоит из α -фазы, внутри которой расположены мартенситно-аустенитные участки (МА) (рисунок 5.2). Установлено, что МА-участки представляют собой участки, имеющие неправильную форму в виде многогранников с размером в поперечнике от 1 до 5 мкм (рисунок 5.2, а) или вытянутую форму в виде игл длиной до 10 мкм и сечением в поперечнике до 1 мкм (рисунок 5.2, б) [158, 159]. Такую структуру согласно литературным данным, как было отмечено ранее в разделе 4.2, называют «глобулярный / игольчатый бейнит». Твердость образца в исходном состоянии составляет 259 HV.



a



б

Рисунок 5.2 – Микроструктура лабораторного образца стали 20Г2СМРА
в горячекатаном состоянии. РЭМ

Исследование влияния температуры закалки на микроструктуру и свойства стали 20Г2СМРА

Анализ литературных данных показал, что одной из ключевых характеристик, определяющих количественные параметры структуры в условиях фазового превращения и, как следствие, уровень прочности и ударной вязкости, является средний размер аустенитного зерна.

Микроструктура образцов стали марки 20Г2СМРА, полученная путем травления в растворе пикриновой кислоты и иллюстрирующая изменение величины бывшего аустенитного зерна после закалки в рассматриваемом диапазоне температур, приведена на рисунке 5.3.

Результаты исследований закономерностей изменения действительного размера аустенитного зерна, выполненных методом количественной металлографии с использованием программ со встроенными методиками (см. разд. 2.4), и механических характеристик (ударной вязкости и твердости) в зависимости от температуры аустенизации приведены в таблице 5.1 и отражены на рисунке 5.4 [160].

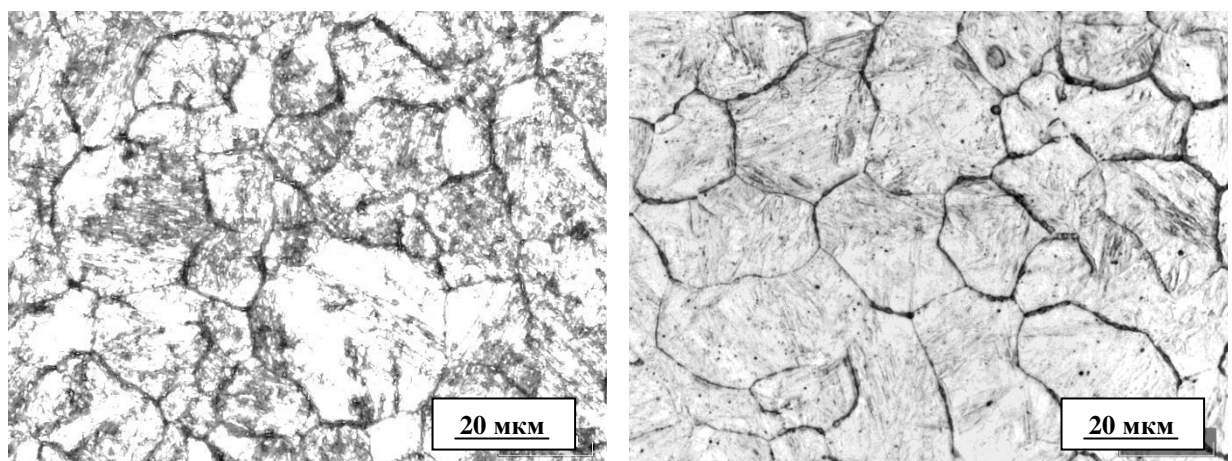


Рисунок 5.3 – Микроструктура стали 20Г2СМРА
при температуре нагрева под закалку 850 (а), 1000 (б) °С, ×500

Таблица 5.1 – Параметры структуры и механические характеристики стали 20Г2СМРА при различной температуре закалки

Номер образца	Температура закалки, °С	Средний размер зерна аустенита, мкм	Номер зерна	Твердость HV ₁	HRC	Ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²
1	850	16,03	9	442	44	39,3
2	900	17,53	9	439	43	37,5
3	950	18,30	9	441	43	35
4	1000	24,73	8	438	43	32,3

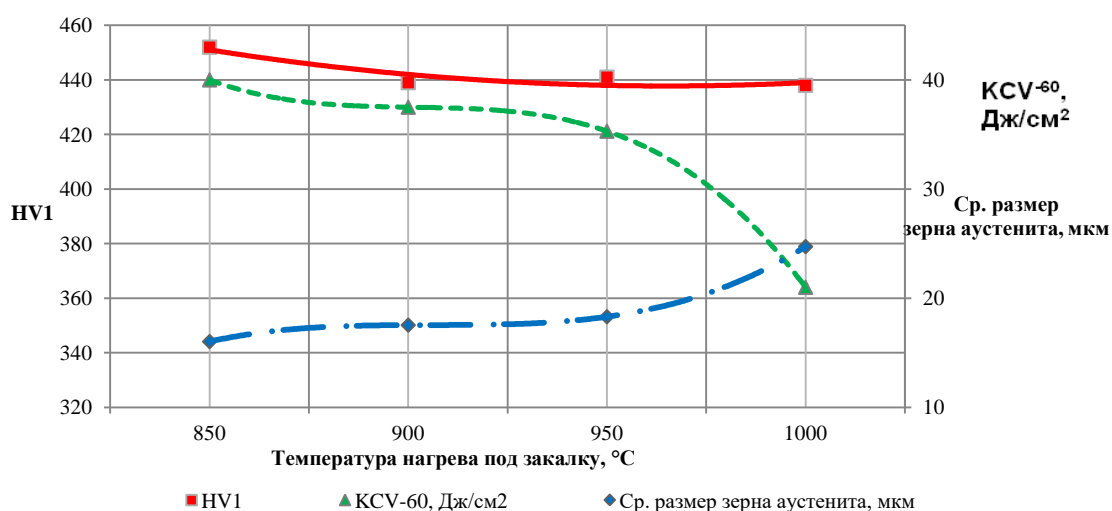


Рисунок 5.4 – Зависимость величины зерна аустенита, ударной вязкости KCV⁻⁶⁰ и твердости HV₁ от температуры нагрева под закалку стали 20Г2СМРА

Из полученных данных (см. таблицу 5.1 и рисунок 5.4) следует, что наименьший размер аустенитного зерна находится в интервале 16-18 мкм (зерно № 9), который наблюдается при закалке от температуры, не превышающей 950°С. С повышением температуры до 1000°С наблюдается рост величины действительно зерна аустенита (номер зерна изменяется от 9 до 8). Из полученных данных можно заключить, что исследуемая сталь не склонна к перегреву вплоть до 950°С.

Количественный анализ, выполненный с помощью РЭМ, показал, что преобладающей морфологической составляющей в структуре закаленной стали 20Г2СМРА является речный мартенсит, объемная доля которого превышает 80% (рисунок 5.5).

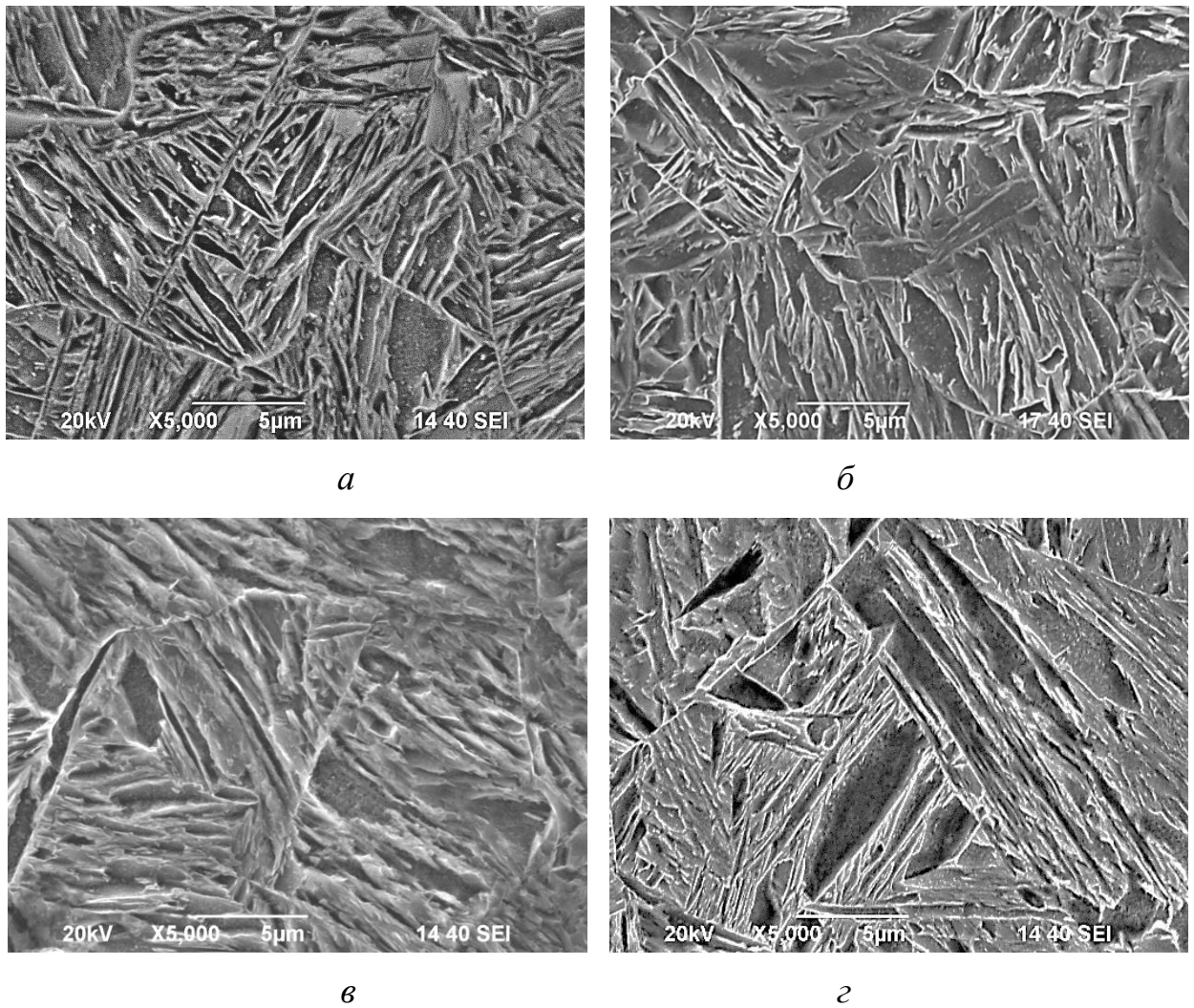


Рисунок 5.5 – Микроструктура лабораторных образцов листового проката из стали 20Г2СМРА после закалки в воде от температуры нагрева 850 (*a*), 900 (*б*), 950 (*в*), 1000(*г*) °С. РЭМ

С повышением температуры аустенизации заметно увеличивается средний размер мартенситных пакетов и реек (см. рисунок 5.5), что обуславливает снижение ударной вязкости стали с 39,3 до 32,3 Дж/см². Установлено, что площадь мартенситных пакетов увеличивается от 10 до 200 мкм², также изменяется ширина отдельных реек, составляющих пакет в диапазоне от 150 до 1000 нм. Общее количество реек с увеличением температуры закалки в пакете варьируется от 4-6 до 12-16 штук.

Значения твердости HV_1 в зависимости от температуры нагрева под закалку почти не изменяются (см. рисунок 5.4). Такие результаты могут быть объяснены тем, что в низкоуглеродистых доэвтектоидных сталях в интервале выше точки A_{C3}

не происходит обогащения аустенита углеродом и, как следствие, количество остаточного аустенита в стали с повышением температуры закалки не меняется [99].

Эти выводы подтверждаются результатами качественного и количественного фазового анализа остаточного аустенита в образцах при температурах нагрева под закалку 850, 950 и 1000°C, выполненного рентгеноструктурным методом (рисунок 5.6). Во всех исследуемых образцах на дифрактограмме наблюдается характерный максимум, соответствующий ГЦК-решетке, при этом относительная интенсивность последнего в образцах, закаленных от разных температур, находится примерно на одинаковом уровне. Количественная оценка содержания остаточного аустенита показала около 1% для образцов, закаленных с температур 850, 950 и 1000°C [160].

По результатам экспериментального исследования можно сделать вывод, что достижение максимальных значений ударной вязкости KCV^{60} в сочетании с удовлетворительными значениями твердости HV_1 для стали марки 20Г2СМРА обеспечивается при минимальном размере зерна аустенита 16 мкм, формируемом при температуре нагрева под закалку 850°C. С точки зрения технологичности и гарантированности обеспечения требуемого комплекса свойств для дальнейших исследований выбран рабочий температурный диапазон $\sim 860 \pm 10$ °C.

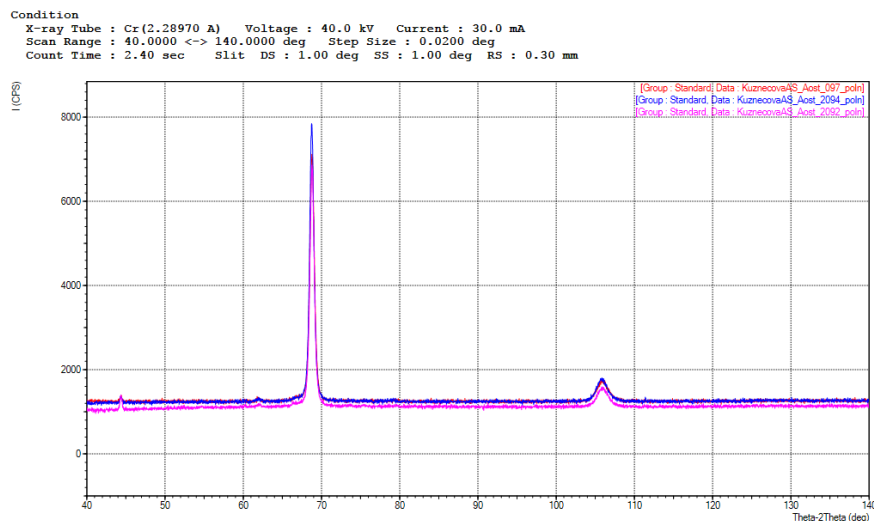


Рисунок 5.6 – Дифрактограмма максимумов для образцов стали марки 20Г2СМРА, закаленных в воде от температур 850, 950 и 1000 °C

Для выявления особенностей микроструктуры образцов листового проката стали 20Г2СМРА, закаленных от 860°C, было выполнено исследование тонкой структуры стали. Электронно-микроскопический анализ подтвердил, что в образцах в основном преобладает мелкодисперсная структура речного мартенсита (рисунки 5.7 и 5.8).

Протяженные рейки мартенсита проходят через весь пакет и их длина достигает 3-9 мкм (рисунки 5.7, *а* и 5.8, *б*). В пакете присутствуют рейки нескольких ориентировок, что наглядно демонстрирует темнопольное изображение в рефлексе α -фазы (рисунок 5.8, *б*).

Так, на рисунке 5.8, *а* можно различить 4 пакета (I-IV), что соответствует данным работ В.М. Счастливецва [161] о возможности существования в пакете мартенсита до 6-ти различных ориентировок α -фазы. Электронограмма, полученная с этого участка структуры, содержащей несколько пакетов с рейками различных ориентировок с осями зон [331] и [157], приведена на рисунке 5.8, *в*. На темнопольном изображении (рисунок 5.8, *б*), полученном в рефлексе $(110)\alpha$, в отражающем положении находятся рейки, принадлежащие пакету II.

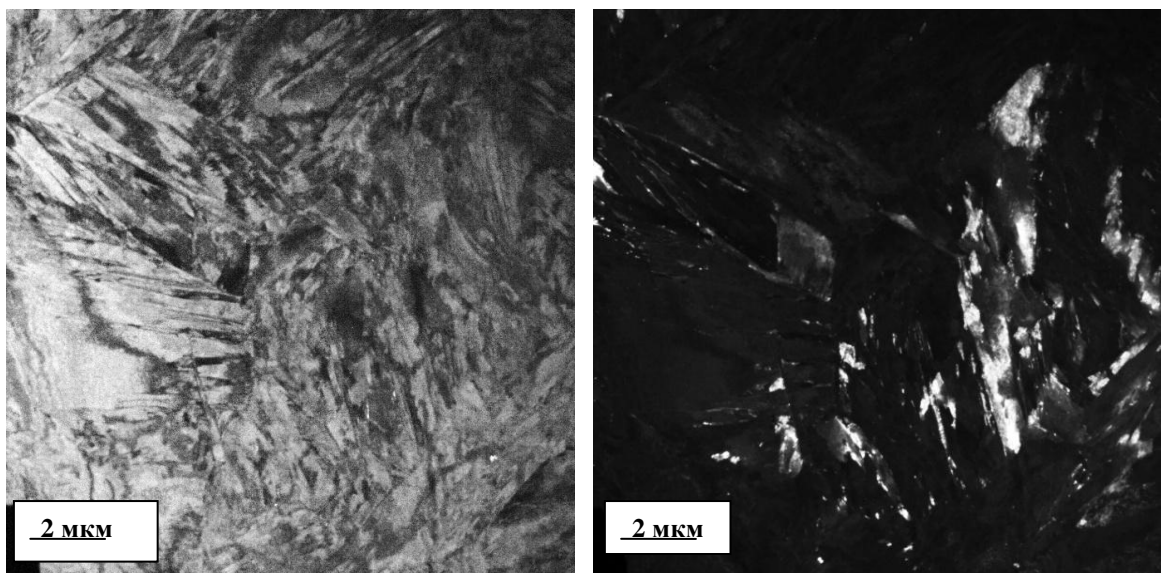
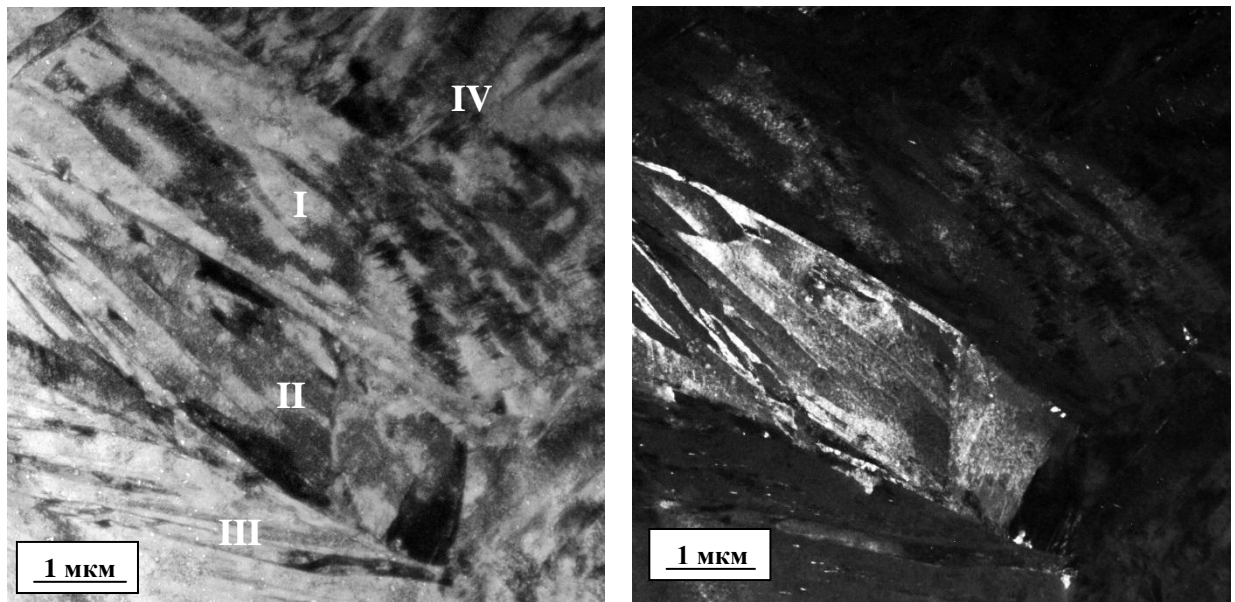
*а**б*

Рисунок 5.7 – Микроструктура стали 20Г2СМРА после закалки в воду:

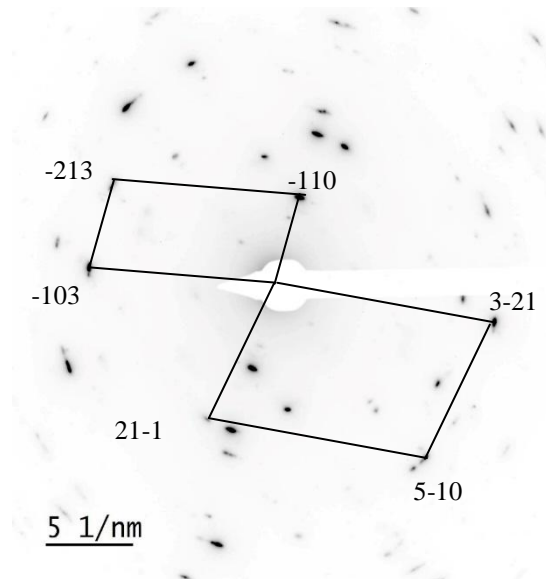
а – светлопольное изображение;

б – темнопольное изображение в рефлексе $(011)\alpha$ – фазы



а

б



в

Рисунок 5.8 – Микроструктура пакетного мартенсита стали 20Г2СМРА

после закалки в воду:

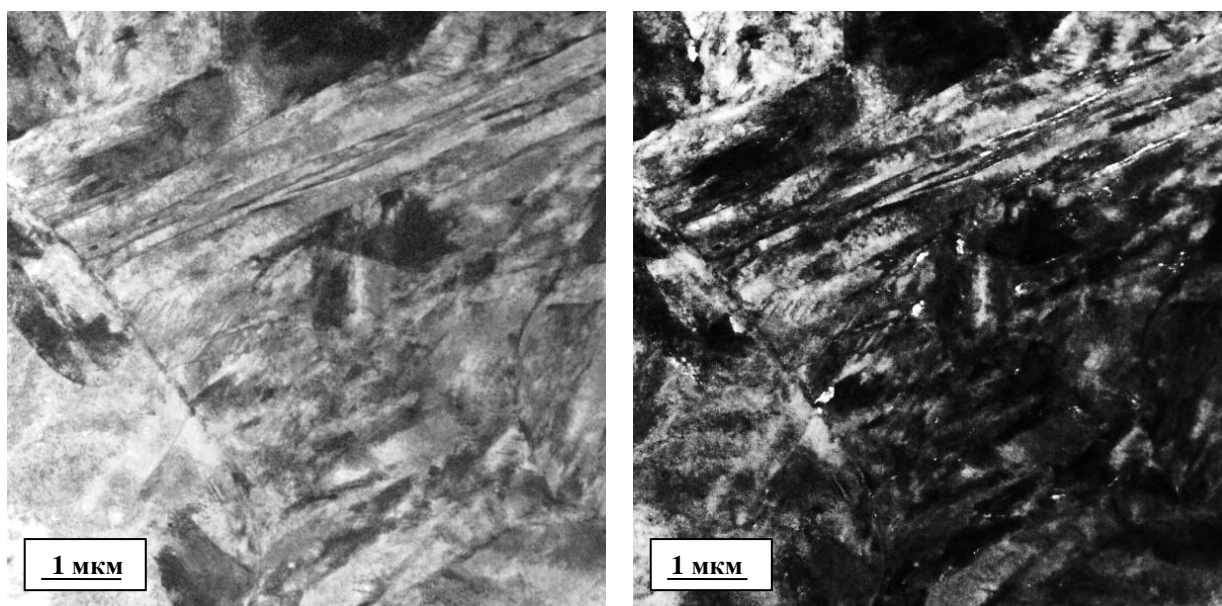
а – светлопольное изображение;

б – темнопольное изображение в рефлексе (110) α -фазы;

в – электронограмма (оси зон [331] и [157])

Кроме того, вследствие близости межплоскостных расстояний рефлексов (011) α и (111) γ на этом изображении подсвечивают прослойки остаточного аустенита толщиной 20-40 нм, расположенные по границам мартенситных реек. Анало-

гичная картина наблюдается и на рисунке 5.9. Многие рейки поделены на фрагменты, что проявляется в наличии неоднородного контраста по их длине и связано с упругими искажениями блоков различной дисперсности [112].



a

б

Рисунок 5.9 – Остаточный аустенит в микроструктуре стали 20Г2СМРА после закалки в воду:

a – светлопольное изображение;

б – темнопольное изображение в рефлексе $(020)_\gamma$

Микроструктура других участков образца приведена на рисунках 5.10 и 5.11. Азимутальные размытия рефлексов на электронограммах (рисунок 5.10, *з*, 5.11, *в*) свидетельствуют о высокой плотности дислокаций в реечном пакетном мартенсите (M_p). Кроме того, в структуре встречаются отдельные области дислокационного мартенсита произвольной морфологии, поперечный размер которых превышает размер пакетов реечного мартенсита и достигает 1-3 мкм (рисунок 5.10, *а*). Эти области бесструктурные по форме, не содержат внутри ни реек, ни пластин, ни других четко обозначенных границ раздела, и плотность дислокаций в них меньше, чем в рейках пакетного мартенсита. Такой мартенсит принято идентифицировать как высокотемпературный пластинчатый мартенсит (M_p) [103, 162].

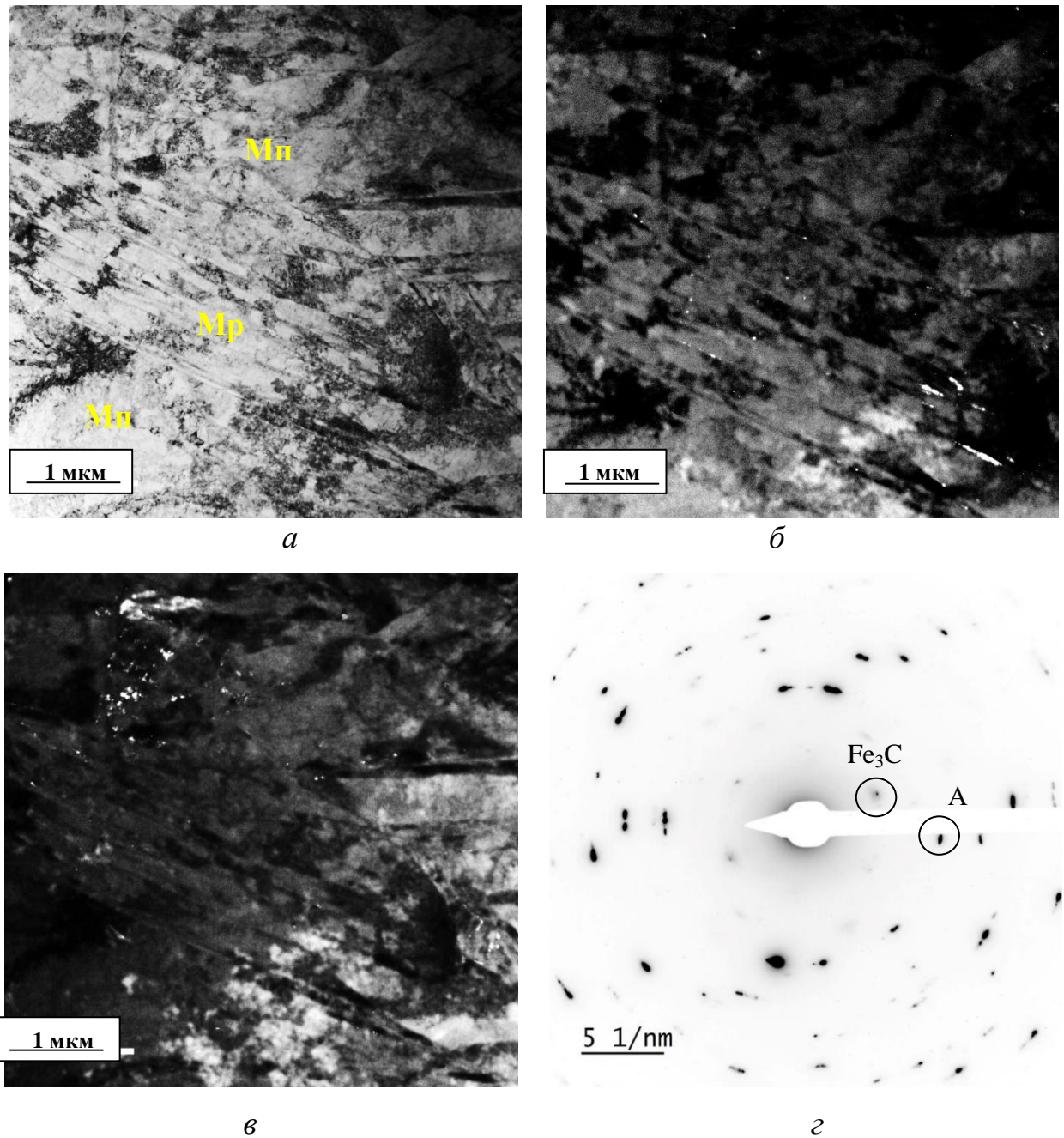


Рисунок 5.10 – Реечный и высокотемпературный мартенсит в микроструктуре стали 20Г2СМРА после закалки в воду:

a – светлопольное изображение;

б – темнопольное изображение в рефлексе аустенита $(022)_{\gamma}$;

в – темнопольное изображение в рефлексе $(121)_{\text{Fe}_3\text{C}}$; *г* – электронограмма

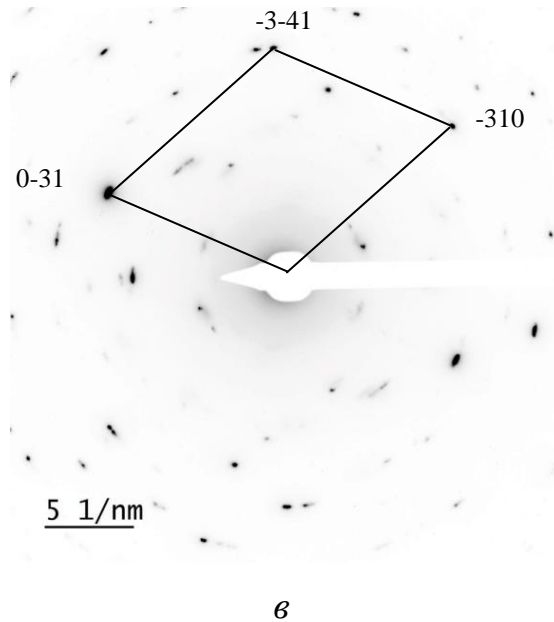
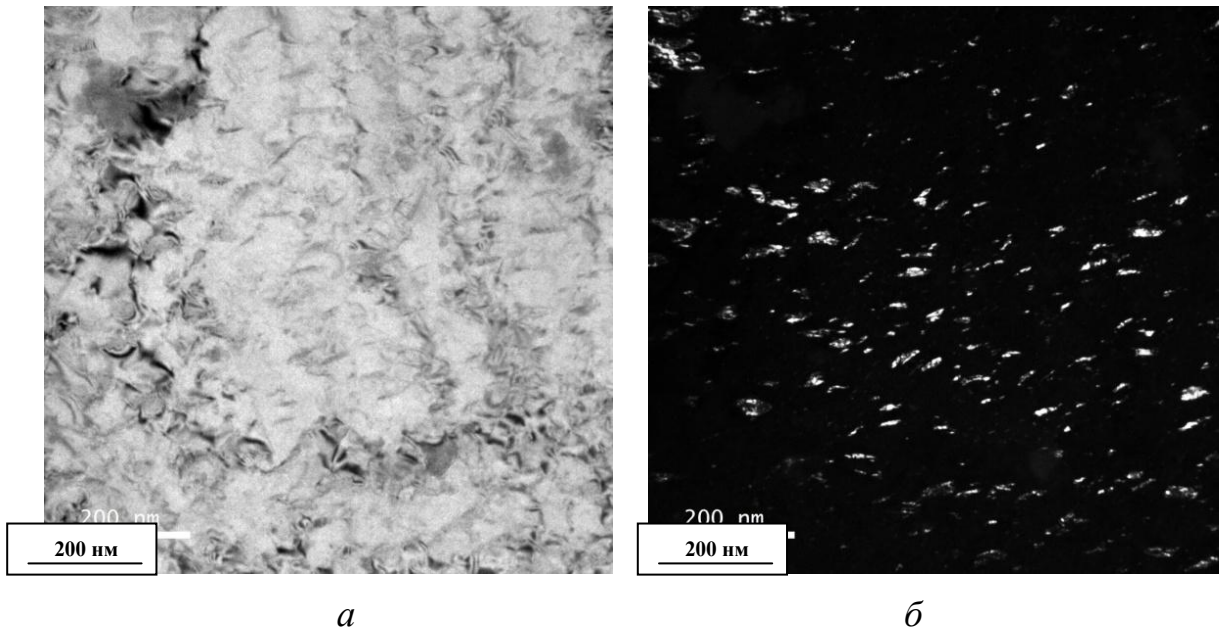


Рисунок 5.11 – Цементитные частицы в микроструктуре стали 20Г2СМРА после закалки в воду:
a – светлопольные изображения;
б – темнопольные изображения в карбидных рефлексах типа $(103)_{\text{Fe}_3\text{C}}$;
в – электронограмма (ось зоны $[139]$)

На основании количественной оценки внутренних напряжений, выполненной в работе [103], можно заключить, что амплитуды сдвиговых напряжений, создаваемых дислокационной структурой, в пакетном мартенсите превышают значения, достигаемые в высокотемпературном мартенсите. Исходя из этого,

можно предположить, что наличие в структуре α -фазы областей высокотемпературного мартенсита позволяет компенсировать более высокие напряжения, создаваемые в речном мартенсите и тем самым избежать образования закалочных трещин.

На электронограммах (см. рисунки 5.10, *г* и 5.11, *в*) наряду с рефлексами, принадлежащими α - и γ -фазам, обнаруживаются единичные рефлексы, которые по межплоскостным расстояниям можно отнести к карбидной фазе – Fe_3C . На электронограмме (см. рисунок 5.11, *в*) межплоскостные расстояния отдельных рефлексов определены непосредственно при исследовании фольги и представлены в таблице 5.2. При этом локальные скопления карбидных частиц наблюдаются в участках с высокотемпературным дислокационным мартенситом (рисунок 5.11). На темнопольном изображении видно, что размер таких выделений составляет от 10 до 50 нм (см. рисунок 5.11, *б*).

Таблица 5.2 – Межплоскостные расстояния карбидных фаз, определенные по электронограмме на рисунке 5.11, *в* [163]

Рефлекс	d , нм	hkl
1	0,2546	$(020)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
2	0,2117	$(121)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
3	0,3881	$(103)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
4	0,2112	$(121)_{\text{Fe}_3\text{C}}$

Таким образом, исследование тонкой структуры образцов стали, закаленных от 860°C , выявило, что достигнутый уровень твердости (442 HV_1) и ударной вязкости при температуре испытания -60°C ($39,3 \text{ Дж/мм}^2$) обеспечивается за счет формирования преимущественно мелкодисперсного речного мартенсита с незначительной долей остаточного аустенита до 1% и высокотемпературного мартенсита. Сформированная в результате закалки структура позволила обеспечить следующий комплекс свойств: $\sigma_{\text{в}} = 1450 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1290 \text{ МПа}$, $\delta = 11,5 \%$, $\text{KCV}^{-60} = 39 \text{ Дж/см}^2$.

Исследование влияния температуры отпуска на микроструктуру и свойства высокопрочной стали 20Г2СМРА

Установочную температуру отпуска определяли, исходя из ее влияния на структурные изменения и, как следствие, на характеристики механических свойств исследуемой стали. Общий вид микроструктуры после закалки от температуры 860°C и последующего отпуска в интервале температур 200-600°C приведен на рисунке 5.12. Исследование микроструктуры методом РЭМ позволило выявить особенности ее строения при разных температурах отпуска.

После отпуска при температуре 200°C (рисунок 5.13, *а*) сохраняется реечное строение мартенсита, характерное для закаленной стали. Однако РЭМ показала, что в микроструктуре наблюдаются карбидные частицы размером 150-200 нм, имеющие стерженьковое строение и расположенные внутри реек мартенсита, которые хорошо различимы при большом увеличении (рисунок 5.13, *б*). Такую структуру можно идентифицировать как мартенсит отпуска ($M_{отп}$). Микротвердость понизилась и составила около 4390 МПа, а ударная вязкость KCV^{60} несколько повысилась и составила 40,3 Дж/см².

После отпуска при температуре 300°C структура стали по морфологии аналогична структуре, полученной при отпуске 200°C (рисунок 5.13, *в*) и также представляет собой мартенсит отпуска. Однако она отличается несколько большим количеством карбидных частиц по сравнению с образцом, отпущенным при 200°C (рисунок 5.13, *г*).

Микротвердость после отпуска на 300°C составила 4307 МПа. Снижение твердости по сравнению с предыдущим образцом можно объяснить тем, что распад мартенсита при отпуске прошел более полно, что подтверждается большим количеством выделившихся карбидных частиц.

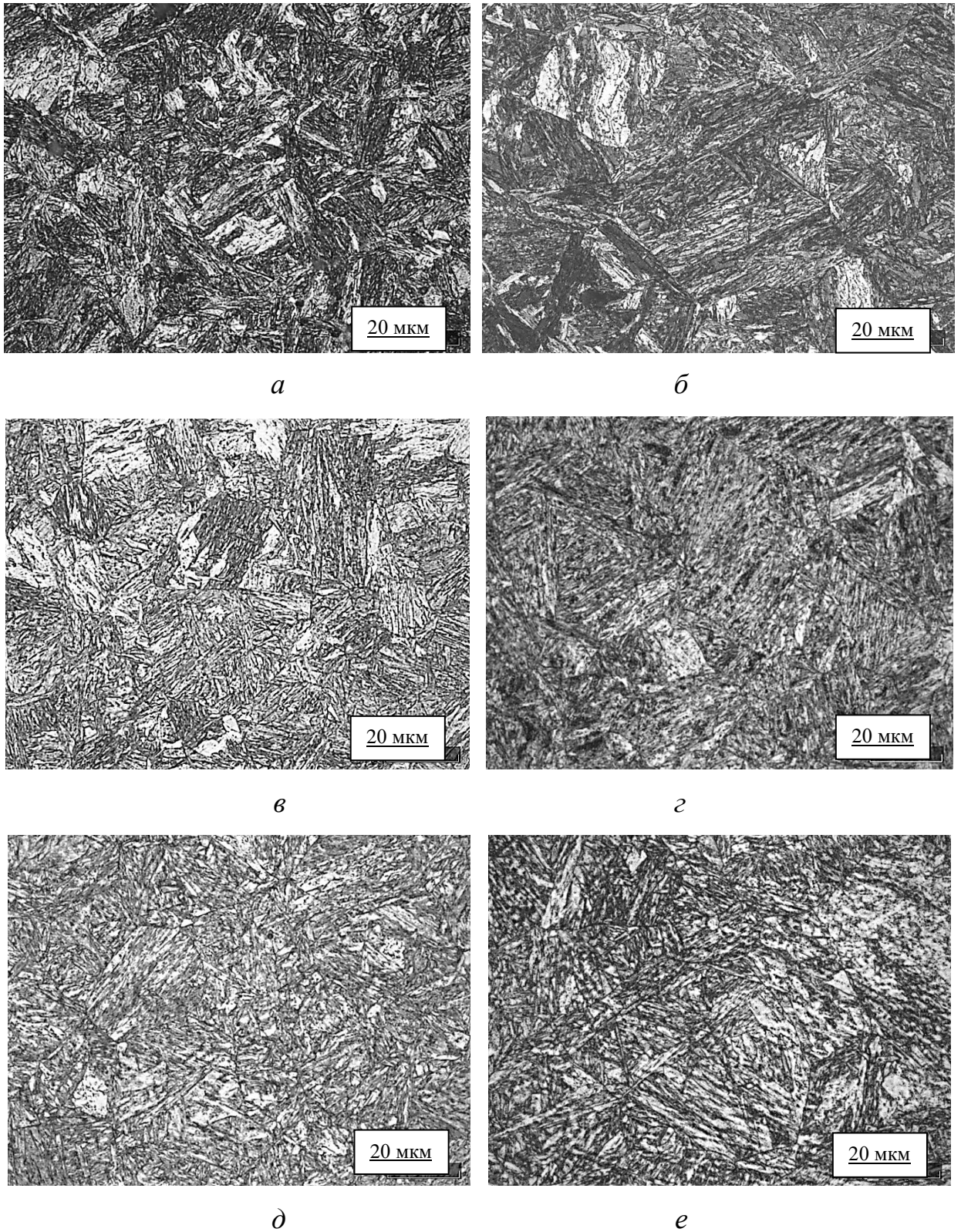


Рисунок 5.12 – Микроструктура после закалки от температуры 860°C (*a*) и отпуска при 200 (*б*), 300 (*в*), 400 (*г*), 500 (*д*) и 600 (*е*) °C, ×1000

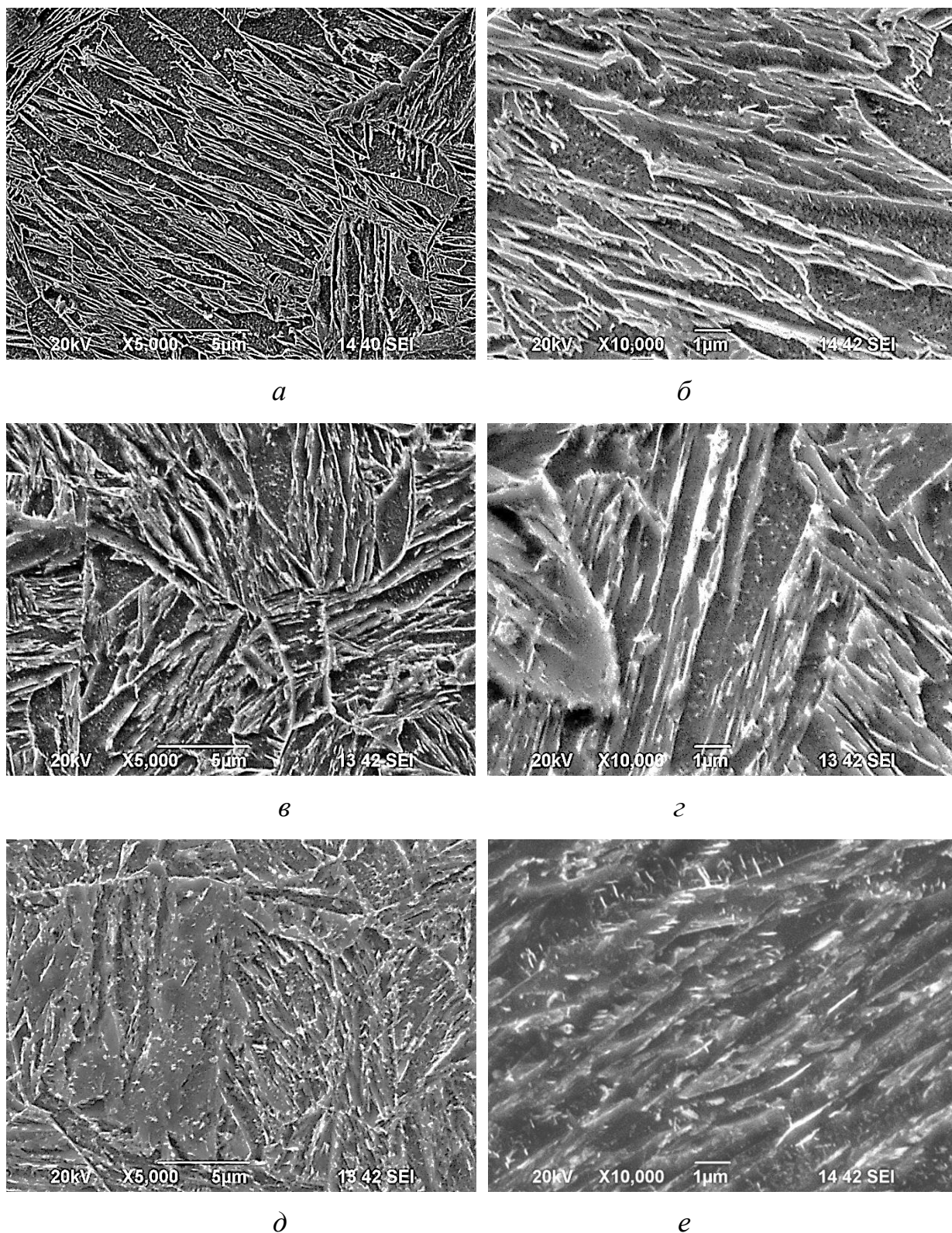


Рисунок 5.13 – Микроструктура после закалки от температуры 860°C (*a*) и отпуска при 200 (*a, б*), 300 (*в, г*), 400 (*д, е*) °C. РЭМ

Ударная вязкость KCV^{-60} составила 19,3 Дж/см², что значительно ниже, чем после закалки. Такое падение ударной вязкости связано с развитием необратимой

отпускной хрупкости, возникающей при температуре отпуска в области ~ 200 - 400°C , и объясняется началом протекания карбидных превращений в процессе распада мартенсита, образования микрообъемов, обогащенных марганцем [50]. Кроме того, этот температурный интервал может совпадать с температурой начала распада остаточного аустенита при отпуске [99], что тоже может привести к снижению ударной вязкости.

После отпуска при температуре 400°C в основном сохраняется реечное строение α -фазы, но в некоторых участках происходит ее разрушение (рисунок 5.13, *д*). Количество карбидных частиц, имеющих стерженьковое строение, возросло и их размеры увеличились (рисунок 5.13, *е*). Микротвердость составила 4053 МПа. Ударная вязкость KCV^{60} понизилась до $29,7$ Дж/см². Такую структуру принято идентифицировать как троостомартенсит отпуска.

После отпуска при температуре 500°C наблюдается микроструктура, аналогичная структуре после отпуска при температуре 400°C (рисунок 5.14, *а*). Но она отличается увеличением областей, в которых наблюдается разрушение реечного строения, и появлением большего количества карбидных частиц округлой формы (рисунок 5.14, *б*), что говорит о начале их сфероидизации при этой температуре отпуска. Снижение значений твердости до 3391 МПа сопровождается одновременным повышением низкотемпературных значений ударной вязкости KCV^{60} до $42,3$ Дж/см². Такую структуру можно идентифицировать как троосто-сорбит отпуска. Подобное поведение связывают [18] с фрагментацией реек α -фазы и выходом углерода из α -решетки с образованием дисперсных карбидов цементитного типа на границах этих фрагментов внутри зерен.

После отпуска при температуре 600°C начинается нарушение реечного строения α -фазы (рисунок 5.14, *в*). В микроструктуре более не наблюдается стерженьковых карбидных частиц, а присутствуют карбидные частицы, форма которых приближается к сферической, размеры которых увеличились (рисунок 5.14, *г*), что свидетельствует о развитии интенсивного процесса сфероидизации и коагуляции. Полученную структуру можно идентифицировать как сорбит отпуска, формирование которой сопровождается заметным падением прочностных харак-

теристик (микротвердость понизилась до 2914 МПа) и повышением ударной вязкости

K_{ICV}^{-60} до 60,7 Дж/см².

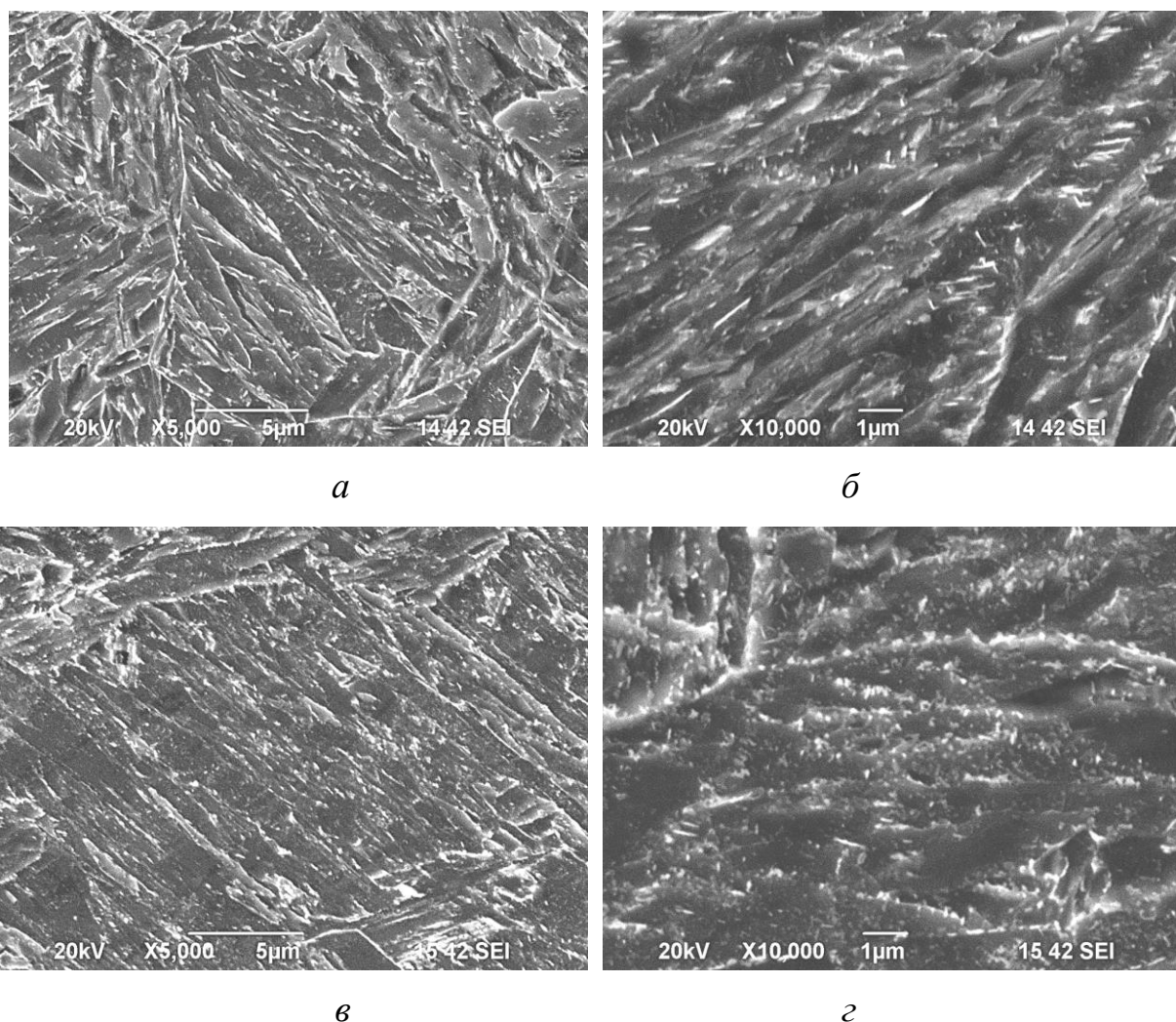


Рисунок 5.14 – Микроструктура после закалки от температуры 860 °С (*a*) и отпуска при 500 (*a, б*) и 600 (*в, г*) °С. РЭМ

Таким образом, в рамках исследования установлено, что в интервале температур отпуска 200–500 °С не происходит качественных изменений морфологии мартенсита, речное строение α -фазы сохраняется вплоть до 500 °С. Однако с повышением температуры отпуска наблюдается все более сильное искажение формы и структуры границ реек, обусловленные формированием фрагментированной субструктуры за счет релаксации дефектной структуры (снижения скалярной плотности дислокаций), образованной в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, и перестроения дислокационной структуры.

Кроме того, процесс сопровождается выделением частиц карбидной фазы, начальная стадия наиболее интенсивного распада пересыщенного твердого раствора фиксируется при температуре 300°C. При температуре отпуска выше 500°C происходит сфероидизация и коагуляция карбидных частиц, способствующих изменению морфологии α -фазы и структуры отпущенной стали, и при температуре отпуска 600°C преимущественной структурной составляющей становится сорбит отпуска.

Количественные результаты исследования влияния температуры отпуска на характеристики твердости и ударной вязкости при температуре испытания -40°C представлены в таблице 5.3 и на рисунке 5.15. Из полученных данных видно, что на фоне незначительного падения твердости в интервале температур отпуска от 200 до 400°C происходит снижение ударной вязкости. Интервал максимального проявления необратимой хрупкости, которую связывают чаще всего с неоднородностью распада мартенсита и более полным выделением карбидных частиц по границам зерен, сдвинут в область более высоких температур и соответствует отпуску на 300°C, что может быть объяснено наличием в стали молибдена, способствующего повышению устойчивости мартенсита. Кроме того, в связи с его наличием в составе стали отсутствует второй температурный интервал опускной хрупкости (обратимой), который может наблюдаться после отпуска при температурах 500-600°C.

Таблица 5.3 – Результаты изменения механических характеристик в зависимости от температуры отпуска стали 20Г2СМРА

Режим ТО	Твердость HV ₁	HRC	Ударная вязкость KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²
Закалка от 860°C, отпуск при 200°C	439	44	40,3
Закалка от 860°C, отпуск при 300°C	430	43	19,3
Закалка от 860°C, отпуск при 400°C	405	40	29,7
Закалка от 860°C, отпуск при 500°C	339	34	42,3
Закалка от 860°C, отпуск при 600°C	291	29	60,7
Целевые показатели	240-310	-	≥ 34

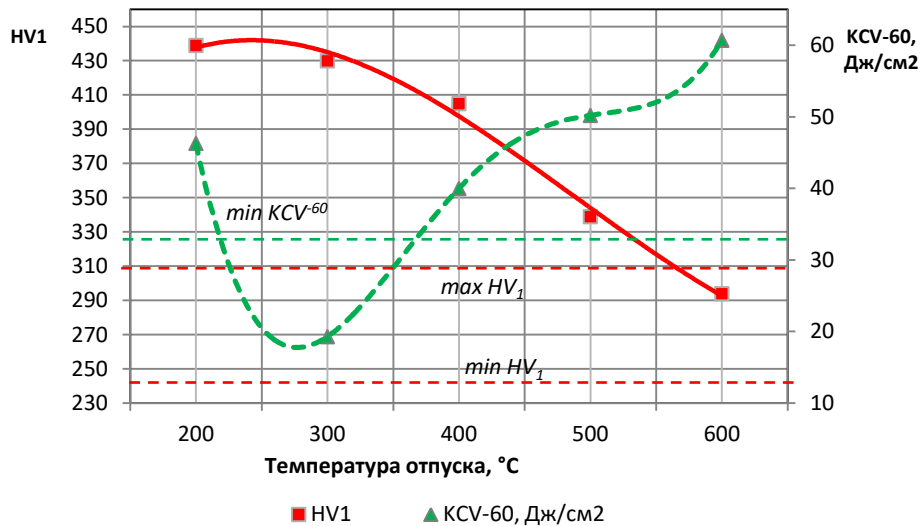


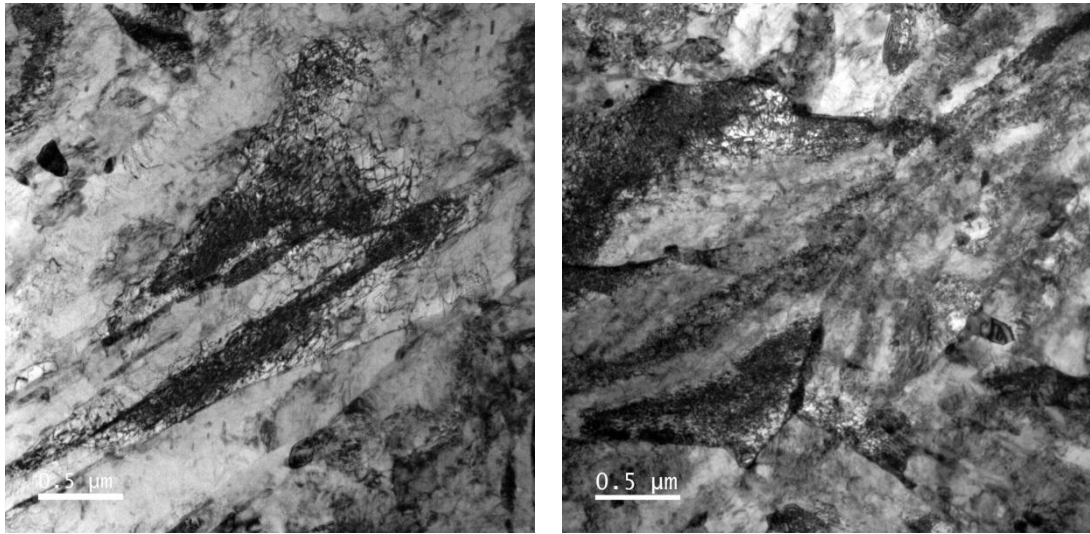
Рисунок 5.15 – Влияние температуры отпуска на твердость HV_1 и ударную вязкость KCV^{60} стали 20Г2СМРА (горизонтальными штриховыми линиями отмечены целевые показатели твердости и ударной вязкости)

Изменение температуры отпуска в пределах 400-600°C приводит к заметному падению значений твердости примерно в 1,5 раза, что обусловлено снижением величины внутренних напряжений и, как известно, связано с процессами сфероидизации и коагуляции карбидной фазы. При этом с повышением температуры значительно растет низкотемпературная ударная вязкость стали марки 20Г2СМРА.

По результатам исследования (см. таблицу 5.3, рисунок 5.15) установлено, что требуемому уровню твердости и ударной вязкости (240-310 HV и $KCV^{60} \geq 34$ Дж/см²) удовлетворяет следующий режим обработки: закалка от 860°C и последующий отпуск при 600°C.

Для установления особенностей структуры, определяющих достигнутый комплекс свойств, исследование образцов после закалки от 860°C и последующего отпуска при 600°C выполняли методом просвечивающей электронной микроскопии. Было установлено, что во многих областях сохраняется речное строение α -фазы (рисунок 5.16, а). При этом внутри реек наблюдаются субзерна (рисунок 5.16, б). Это свидетельствует о том, что при отпуске прошли процессы полигонии-

зации α -фазы, что и привело к формированию субзеренной структуры, характерной для начальной стадии полигонизации.



a

б

Рисунок 5.16 – Общий вид микроструктуры стали 20Г2СМРА после отпуска при температуре 600°C:

a, б – светлопольное изображение

Размер отдельных субзерен α -фазы составляет 0,1–0,7 мкм (рисунок 5.17, *a, б*), а углы разориентировки – 1-5°. На темнопольном изображении в рефлексах α -фазы видно, что разные субзерна имеют неоднородный контраст и неравновесные границы (рисунок 5.18, *в*).

В микроструктуре обнаруживаются выделившиеся при отпуске карбидные частицы 2-х видов: размером до 20 нм, которые часто выделяются по границам субзерен, и более крупные – размером до 150 нм (рисунок 5.17, *в, г*). На рисунке 5.17, *г* приведена электронограмма с указанными на ней рефлексами, межплоскостные расстояния которых были определены при просмотре фольги и представлены в таблице 5.4. По межплоскостным расстояниям были установлены *hkl* рефлексов.

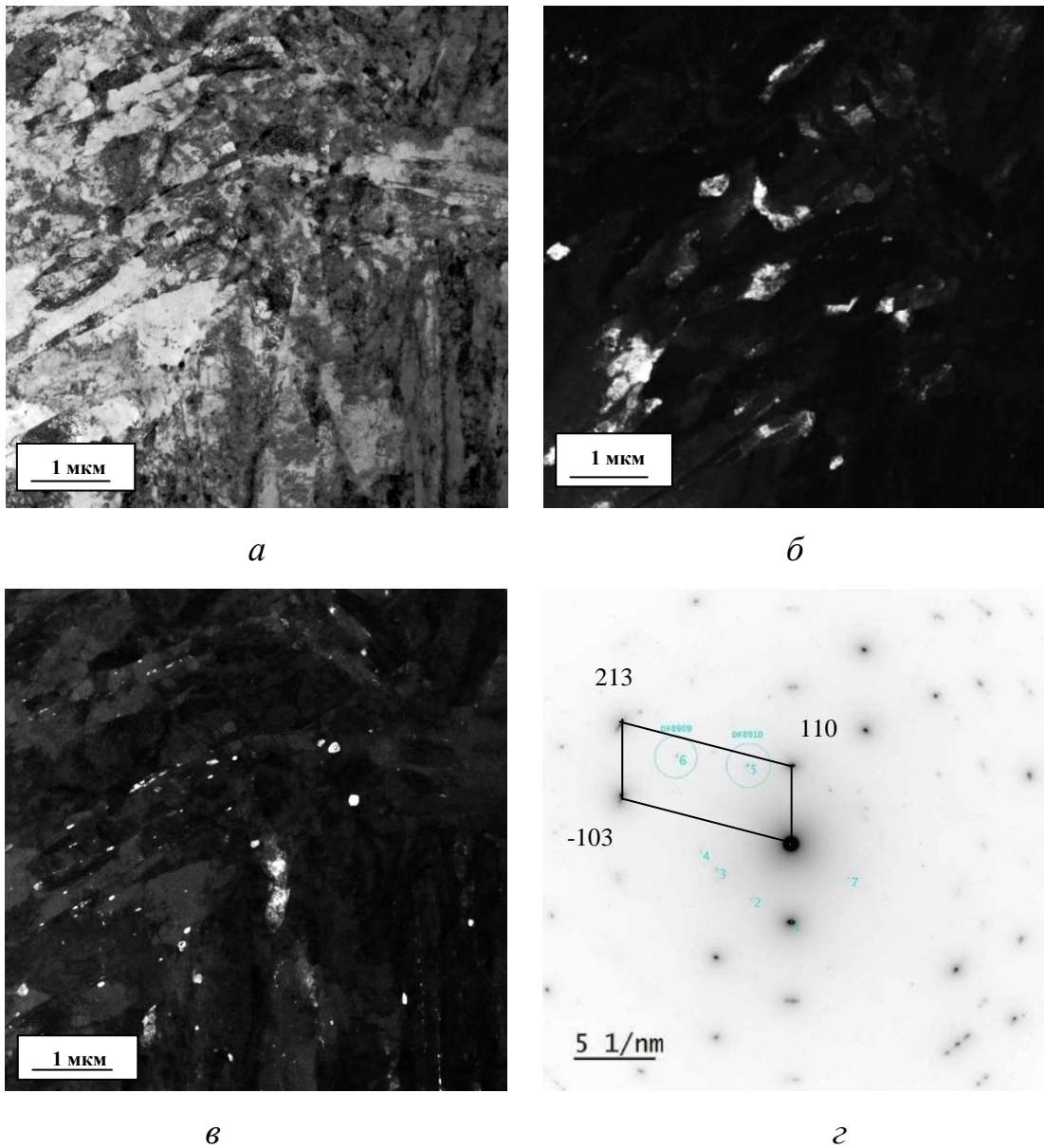


Рисунок 5.17 – Микроструктура стали 20Г2СМРА после закалки и отпуска:
a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (101)
 α -фазы; *в* – темнопольное изображение в рефлексе карбидной фазы $(212)_{\text{Fe}_3\text{C}}$;
г– электронограмма (ось зоны [331])

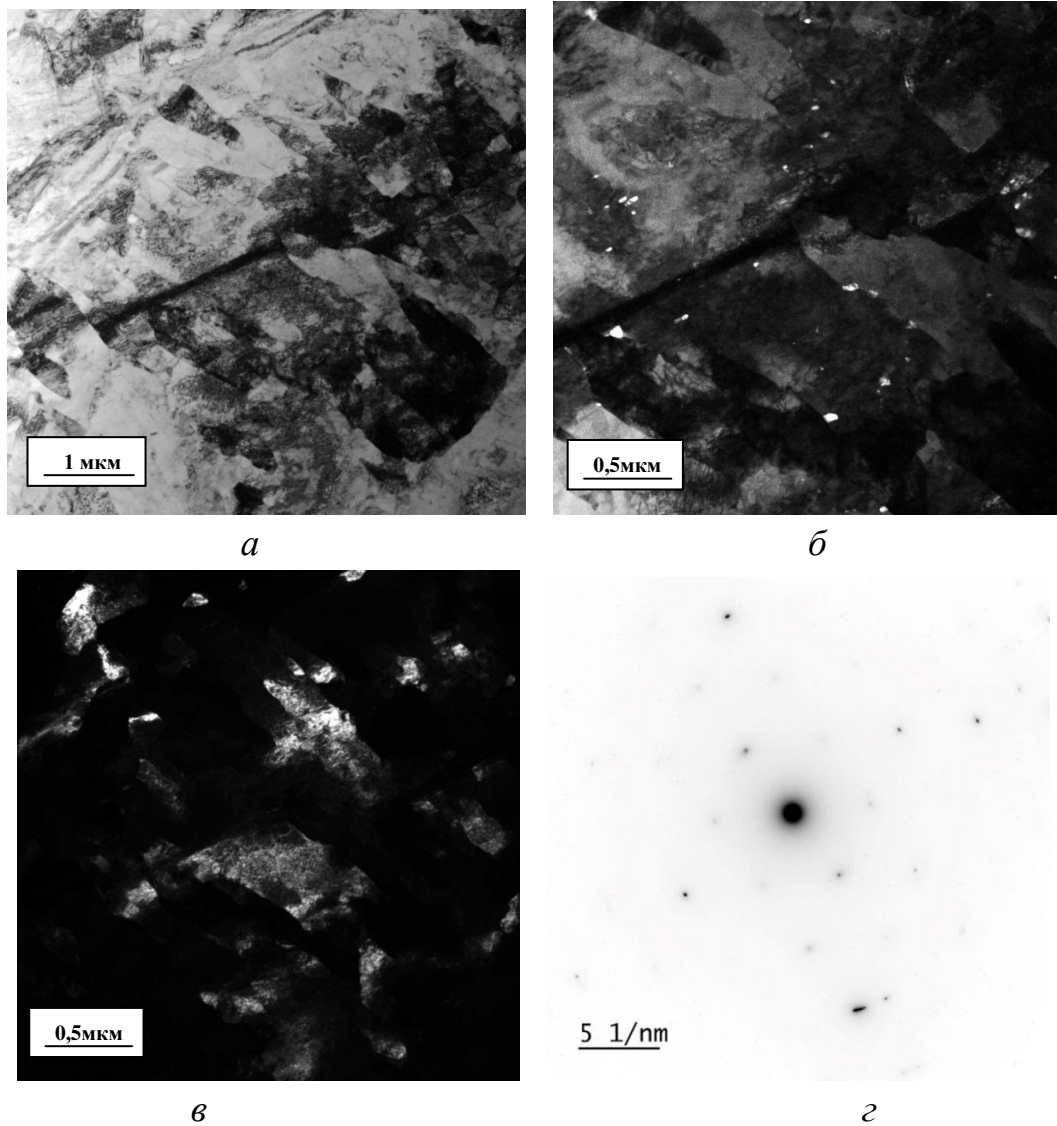
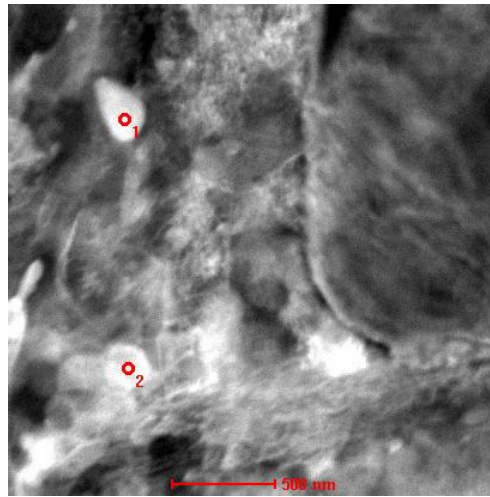


Рисунок 5.18 – Микроструктура стали 20Г2СМРА после закалки и отпуска:
a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе карбидной фазы $(201)_{\text{Fe}_3\text{C}}$; *в* – темнопольное изображение в рефлексе $(112)_{\alpha}$ -фазы;
г – электронограмма (ось зоны $[157]$)

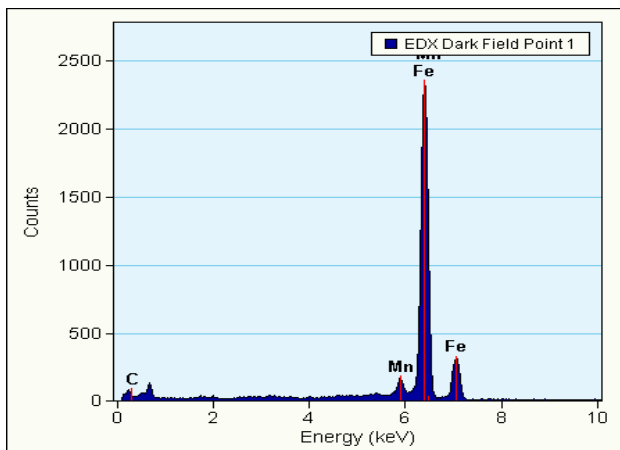
Таблица 5.4 – Межплоскостные расстояния α - и карбидных фаз [163]

Рефлекс	d , нм	hkl
1	0,2077	$(011)_{\alpha}$
2	0,2426	$(112)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
3	0,2082	$(011)_{\alpha}$
4	0,1795	$(212)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
5	0,1810	$(202)_{\text{Fe}_3\text{C}}$
7	0,2427	$(112)_{\text{Fe}_3\text{C}}$

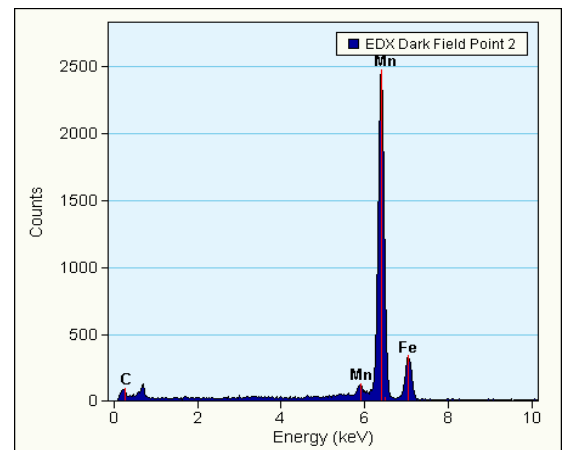
С помощью темнопольного анализа и по межплоскостным расстояниям присутствующие на электронограмме рефлексы можно отнести к α -фазе и карбидной фазе Fe_3C (цементиту). При этом энергодисперсионный анализ, проведенный непосредственно в колонне микроскопа, показал, что в спектрах, полученных с указанных карбидных частиц 1 и 2, присутствуют линии железа, марганца и углерода (рисунок 5.19). Таким образом, карбидные частицы являются цементитом, в котором часть атомов железа в решетке замещена атомами марганца.



a



б



в

Рисунок 5.19 – Энергодисперсионный анализ карбидных частиц в микроструктуре стали 20Г2СМРА после закалки и отпуска:

a – светлопольное изображение анализируемых карбидных частиц;

б – спектр карбида 1; *в* – спектр карбида 2

Таким образом, структура образца после закалки и высокого отпуска представляет собой субзеренную структуру, состоящую из кристаллов α -фазы и карбидных частиц цементитного типа Fe_3C и $(\text{FeMn})_3\text{C}$. Установленные структурные изменения при отпуске привели к снижению временного сопротивления до 839 МПа, предела текучести до 769 МПа и росту значений ударной вязкости до 64 Дж/см² и относительного удлинения до 20%. Обеспечение такого благоприятного сочетания показателей прочности и хладостойкости при температурах испытания до -60°C дает возможность использования новой стали 20Г2СМРА в конструкциях, эксплуатируемых в условиях Крайнего Севера.

5.3 Исследование влияния режимов термической обработки на микроструктуру и свойства высокопрочной стали 16ГНТРА

Исследование структуры стали 16ГНТРА в исходном горячекатаном состоянии, выполненное методом РЭМ, показало, что микроструктура образцов представлена продуктами диффузионного и промежуточного превращения переохлажденного аустенита и состоит из смеси феррита, перлита и бейнита (рисунок 5.20).

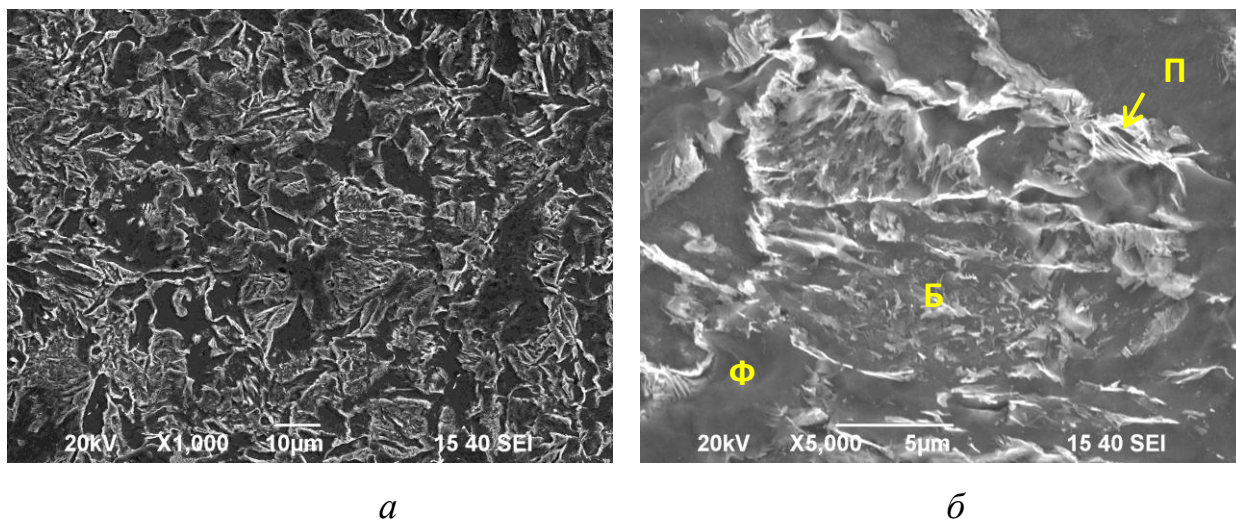


Рисунок 5.20 – Микроструктура листового проката из стали 16ГНТРА в исходном горячекатаном состоянии. РЭМ

Установлено, что объемная доля бейнита составляет около 70%, феррита чуть меньше 30% (рисунок 5.20, а), кроме того, в структуре также обнаруживают-

ся участки перлита (рисунок 5.20, б), что обуславливает невысокую микротвердость образца в исходном состоянии – 2196 МПа.

Аналогичные исследования влияния температуры закалки на микроструктуру и свойства выполнены для стали 16ГНТРА.

Общий вид микроструктуры образцов стали марки 16ГРНТА, иллюстрирующий изменение величины бывшего аустенитного зерна при различных температурах нагрева под закалку, приведен на рисунке 5.21.

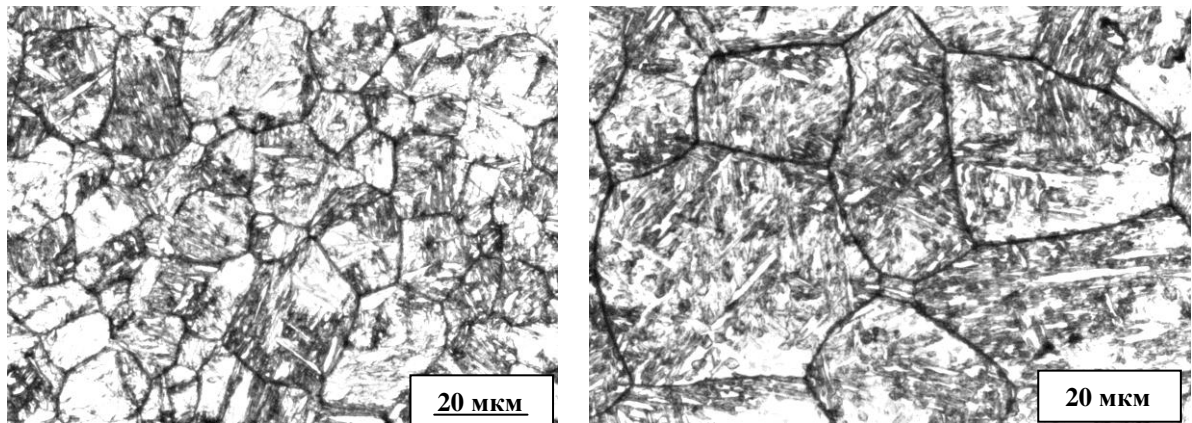


Рисунок 5.21 – Микроструктуры образцов стали 16ГНТРА

в зависимости от температуры нагрева под закалку 850 (а), 1000 (б) °С, ×500

Количественные результаты исследований закономерностей изменения действительного размера аустенитного зерна и механических характеристик стали 16ГНТРА в зависимости от температуры нагрева под закалку приведены в таблице 5.5 и отражены на рисунке 5.22.

Таблица 5.5 – Параметры структуры и механические характеристики стали 16ГНТРА при различной температуре закалки

Номер образца	Температура нагрева под закалку, °С	Средний размер зерна аустенита, мкм	Номер зерна	Твердость HRC	Твердость HV ₁	Ударная вязкость KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²
1	850	19	9	43,9	433	39
2	900	23	8	43,7	430	33
3	950	25	8	43,8	431	25
4	1000	40	6	43,5	429	19
Целевые показатели		-	-	36-47	355-470	≥ 21

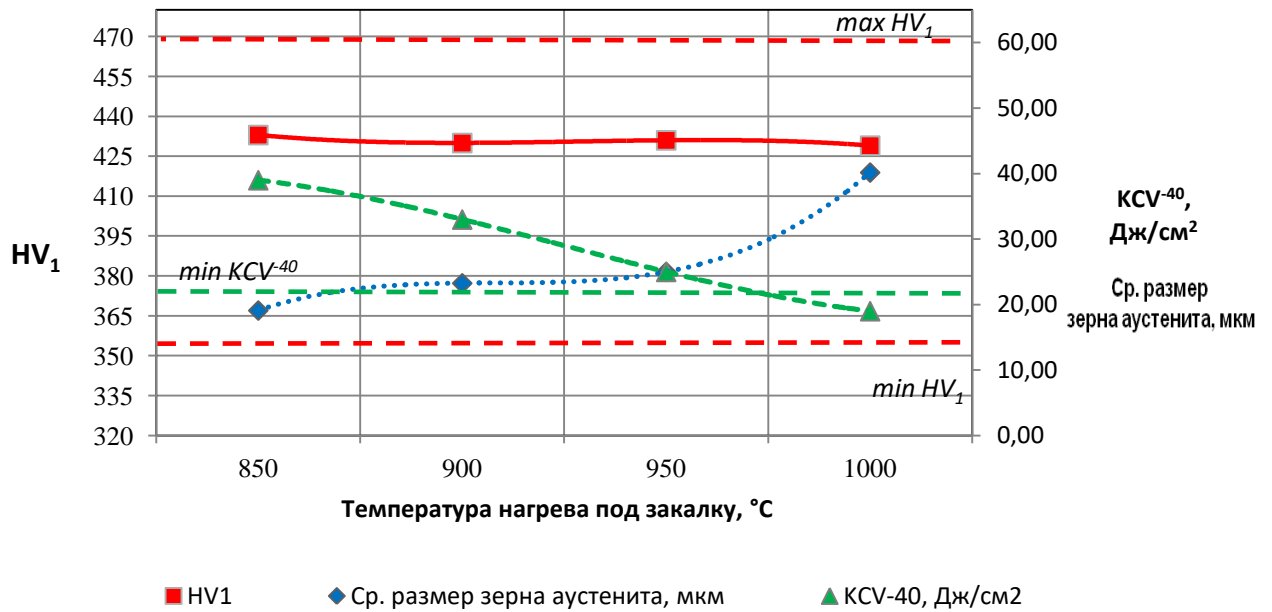


Рисунок 5.22 – Зависимость величины зерна аустенита, ударной вязкости KCV^{60} и твердости HV_1 от температуры нагрева под закалку стали 16ГНТРА (горизонтальными штриховыми линиями отмечены целевые показатели твердости и ударной вязкости)

Анализ полученных данных (см. таблицу 5.5 и рисунок 5.22) свидетельствует, что наименьший размер зерна соответствует номеру 9 и выявляется при температуре нагрева 850°C . С повышением температуры закалки наиболее заметный рост зерна аустенита прослеживается в интервале температур аустенитизации $950\text{-}1000^{\circ}\text{C}$ (номер зерна изменяется от 8 до 6). При этом наблюдается снижение сопротивления стали хрупкому разрушению: KCV^{40} уменьшается от 39 до 19 Дж/см^2 , что связано с укрупнением аустенитного зерна.

Анализ, выполненный с помощью РЭМ, показал, что структура α -фазы стали 16ГНТРА морфологически аналогична мартенситу в закаленной стали 20Г2СМРА (рисунок 5.23). Площадь мартенситных пакетов в зависимости от температуры нагрева под закалку увеличивается от 10 до 350 мкм^2 , ширина отдельных реек, составляющих пакет, изменяется в диапазоне от 200 до 800 нм. Общее количество реек в пакете варьируется от 4-6 до 10-14 штук.

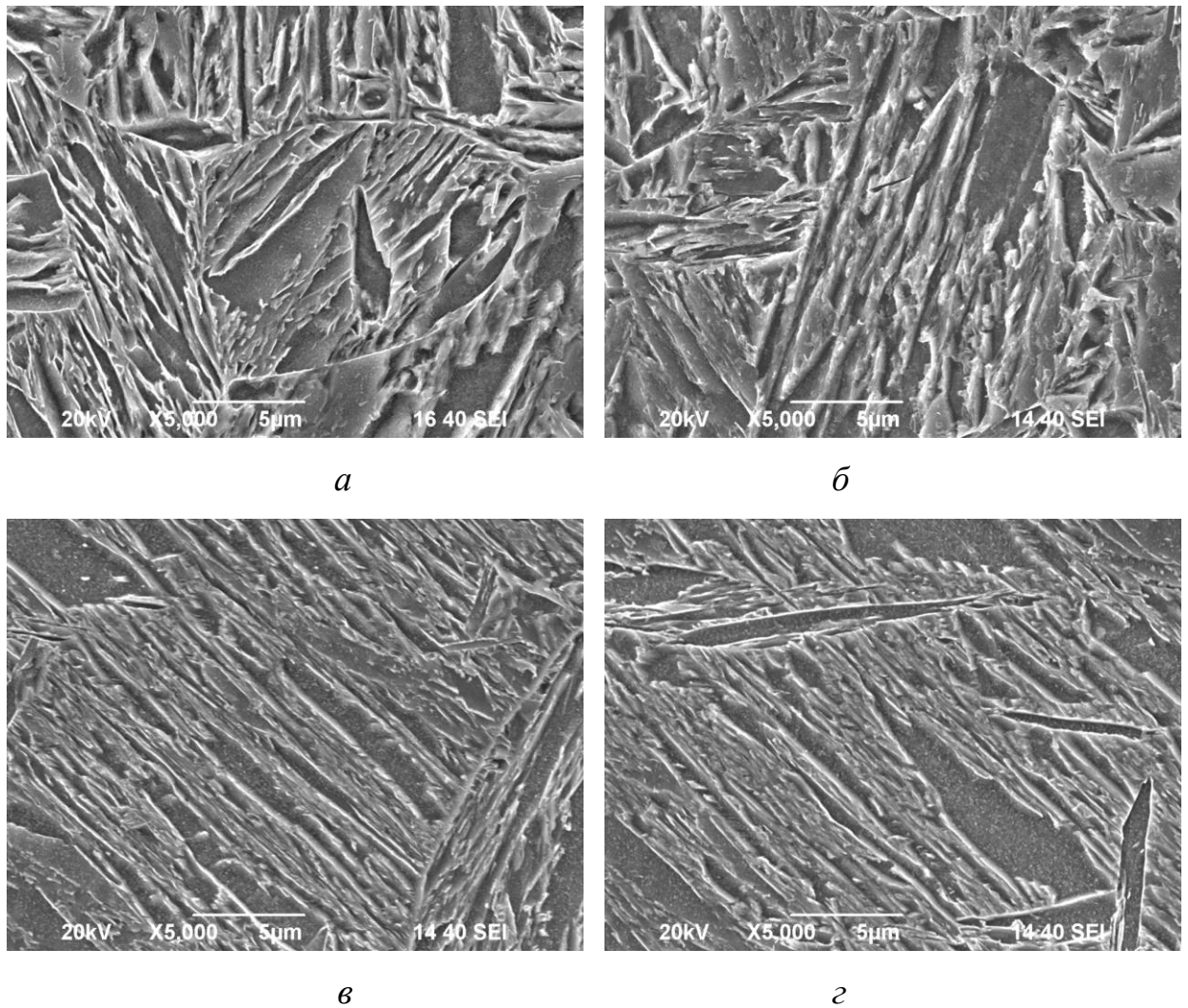


Рисунок 5.23 – Микроструктура лабораторных образцов листового проката из стали 16ГНТРА после закалки в воде от температуры нагрева 850 (*a*), 900 (*б*), 950 (*в*), 1000 (*г*) °С. РЭМ ×5000

Значения твердости HV_1 на всем исследуемом температурном интервале нагрева под закалку аналогично стали 20Г2СМРА находятся на одинаковом уровне, что также обусловлено отсутствием изменения химического состава исходного аустенита для низкоуглеродистых доэвтоктоидных сталей при повышении температуры в интервале выше точки A_{C_3} [99]. Полученные данные согласуются с результатами качественного и количественного фазового анализа остаточного аустенита в образцах при температурах нагрева под закалку 850, 950 и 1000°С, выполненного рентгеноструктурным методом (рисунок 5.24). Содержание остаточного аустенита во всех случаях не превышает 1%.

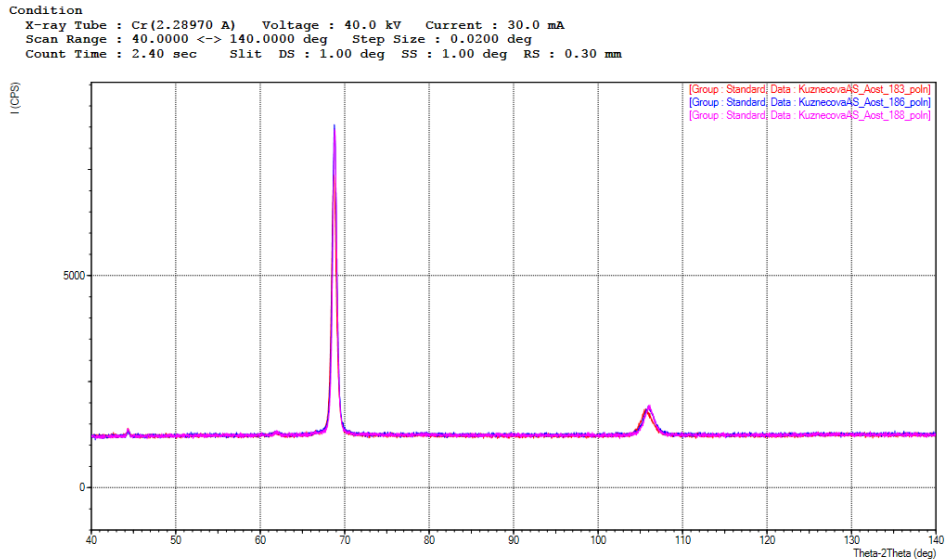


Рисунок 5.24 – Дифрактограмма максимумов для образцов стали 16ГНТРА, закаленных в воде от температур 850, 950 и 1000°С

На основе полученных результатов (см. рисунок 5.24) определено, что установленному комплексу свойств ($355-470 \text{ HV}_1$ и $\text{KCV}^{40} 21 \text{ Дж/см}^2$) для стали 16ГНТРА удовлетворяет следующий режим обработки – закалка от 850°С, обеспечивающая наилучшее сочетание твердости и ударной вязкости, формируемое при наименьшей величине зерна аустенита.

Исследование тонкой структуры стали 16ГНТРА, определяющей достигнутый комплекс свойств – после закалки в воду от 850°С, показало, что в стали сформировалась в основном мелкодисперсная структура реечного мартенсита (рисунки 5.25, а, 5.26, а). Ширина реек α -фазы составляла 0,1-0,5 мкм, длина 2-3 мкм. Рейки сгруппированы в пакеты, в которых могут присутствовать рейки нескольких ориентировок [161]. Так, на электронограмме (рисунок 5.25, з) идентифицируются рефлексы, принадлежащие рейкам двух ориентировок с осями зон [001] и [111]. На темнопольных изображениях, полученных в рефлексах α -фазы, видно, что в отражающем положении находятся рейки, относящиеся к разным ориентировкам (рисунки 5.25, в; 5.26, в, з). При этом многие рейки поделены на фрагменты, что проявляется в наличии неоднородного контраста по их длине.

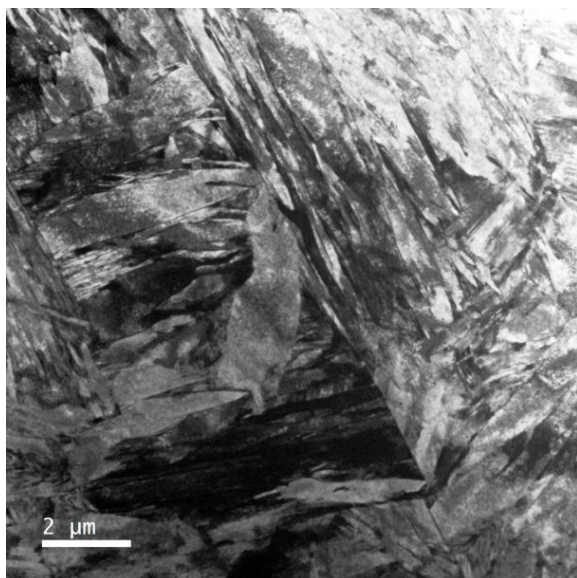
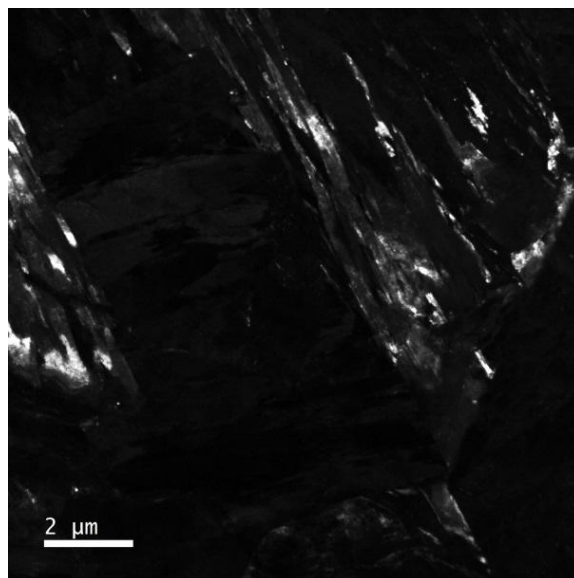
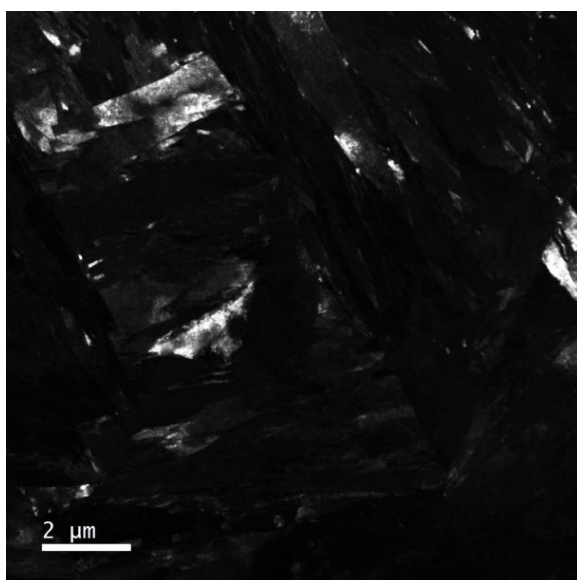
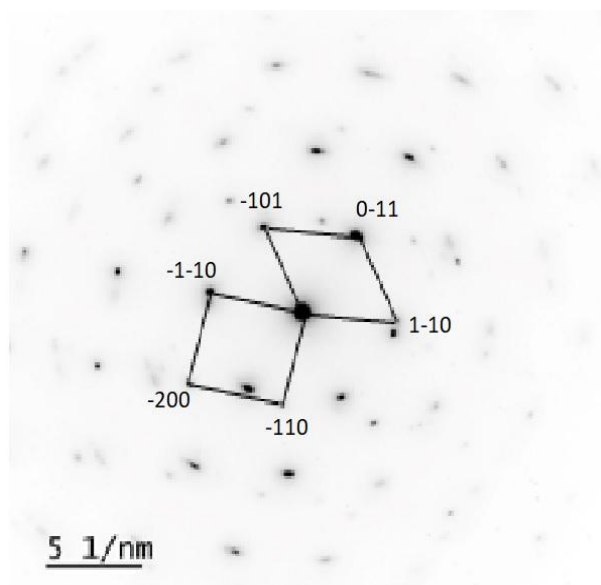
*a**б**в**г*

Рисунок 5.25 – Реечный мартенсит с микроструктуре стали 16ГНТРА

после закалки в воду от 860°C:

a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в указанном рефлексе $(200)_\gamma$; *в* – темнопольное изображение в рефлексе $(101)_\alpha$;

г – электронограмма, оси зон $[001]$ и $[111]$

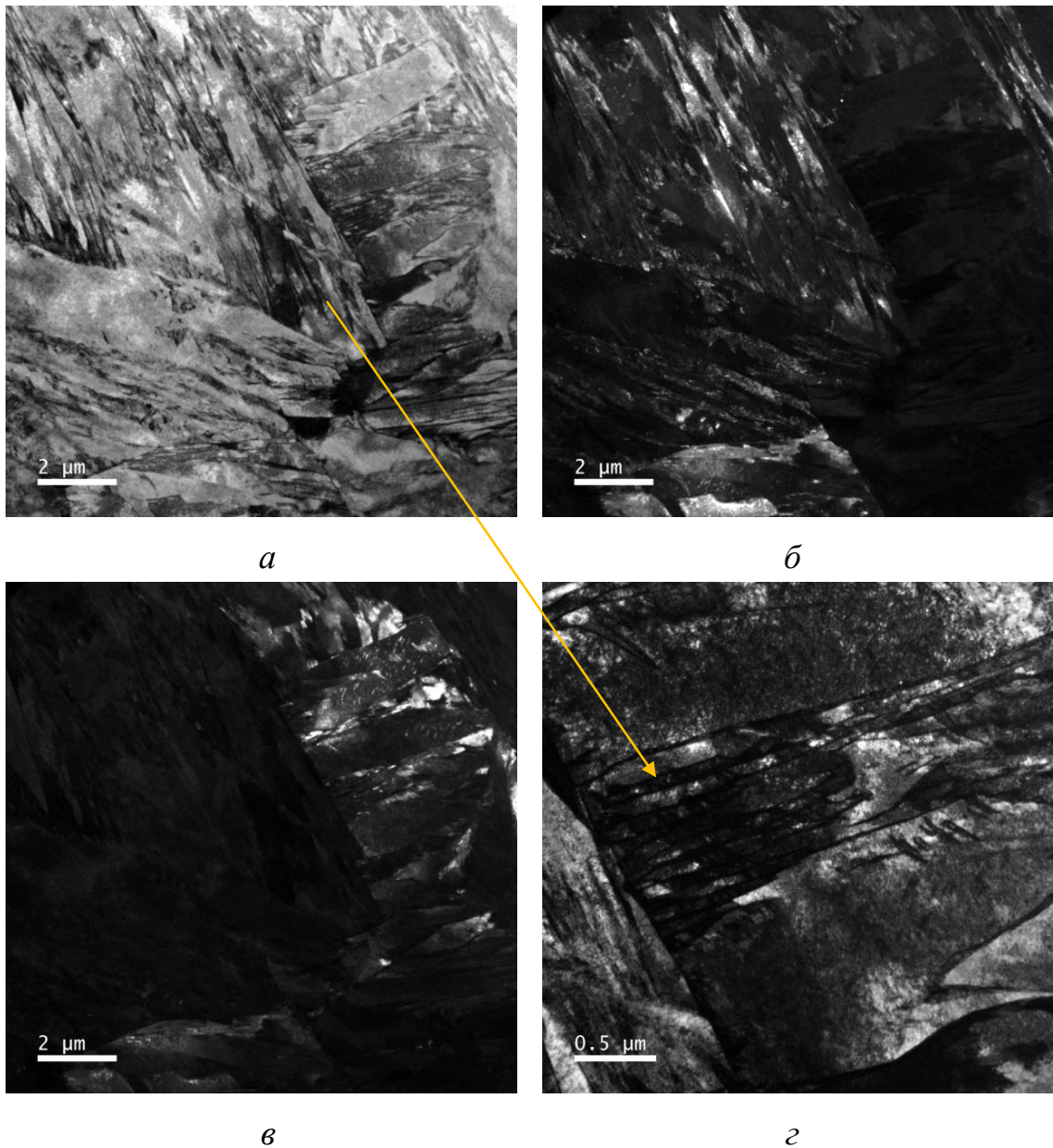


Рисунок 5.26 – Сталь 16ГНТРА – закалка в воду от 860°C:
a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение
 в рефлексе аустенита; *в* – темнопольное изображение в рефлексе $(112)_{\alpha}$;
г – увеличенное темнопольное изображение в рефлексе α -фазы
 участка на рисунке *a*

Наряду с рефлексами α -фазы на электронограмме обнаружены единичные рефлексы γ -фазы, межплоскостное расстояние которых было определено непосредственно при просмотре фольг в колонне микроскопа. Межплоскостное расстояние соответствовало 0,1883 нм и относится к рефлексу типа $(002)_{\gamma}$, которое не совпадает ни с одним рефлексом α -фазы. На темнопольном изображении, полу-

ченном в данном рефлексе, видны тонкие прослойки остаточного аустенита, которые располагаются по границам мартенситных реек (см. рисунки 5.25, б, 5.26, б). Их ширина составляет 20-150 нм. В пределах одного пакета ориентация остаточного аустенита одинакова, что хорошо видно на темнопольных изображениях.

В структуре исследованного образца по аналогии со сталью 20Г2СМРА встречаются участки высокотемпературного пластинчатого мартенсита (рисунки 5.27 и 5.28).

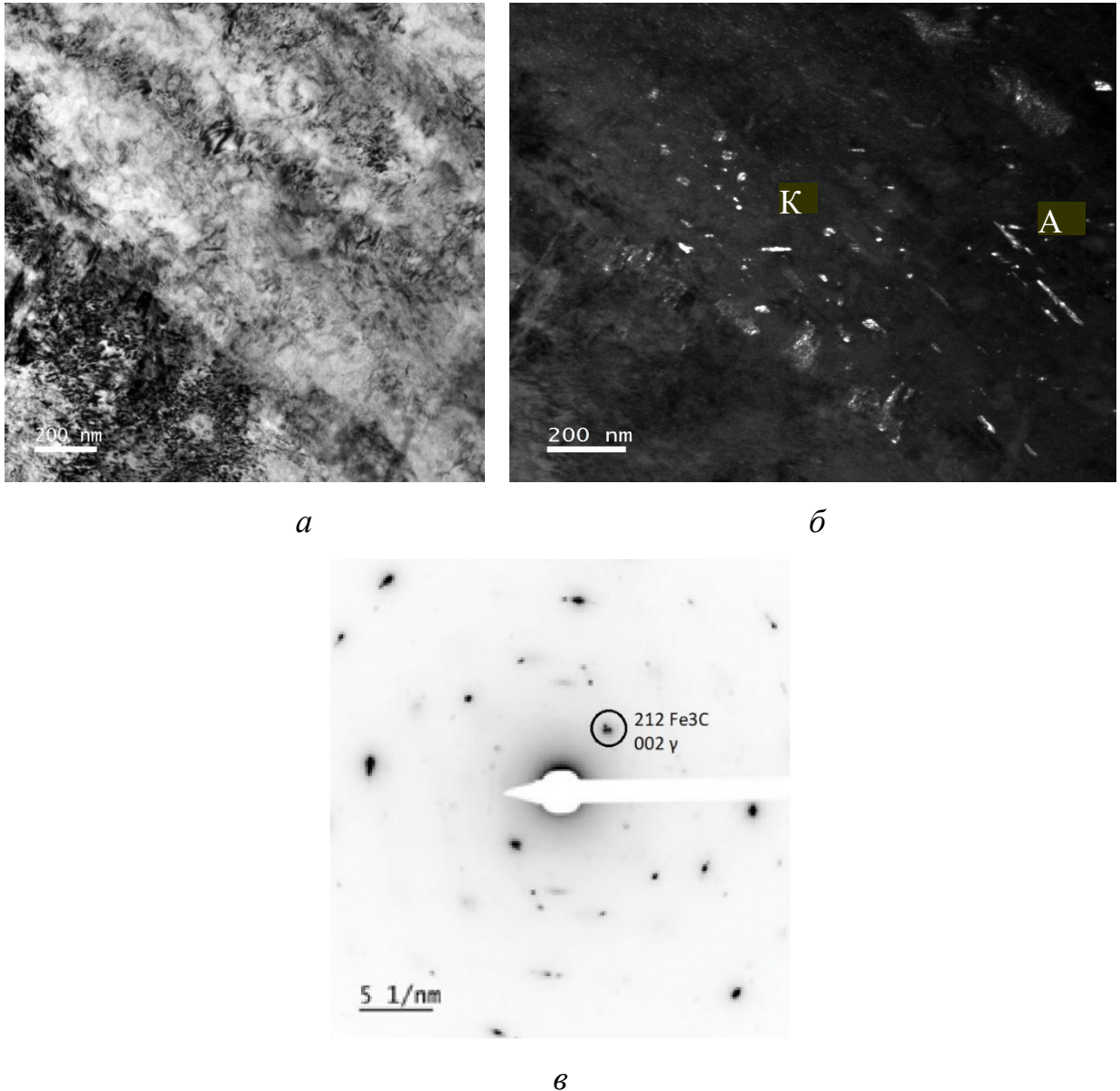


Рисунок 5.27 – Высокотемпературный мартенсит в микроструктуре стали 16ГНТРА после закалки в воду от 860°C:

a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе $(212)_{\text{Fe}_3\text{C}}$ и рефлекс $(002)_\gamma$; *в* – электронограмма

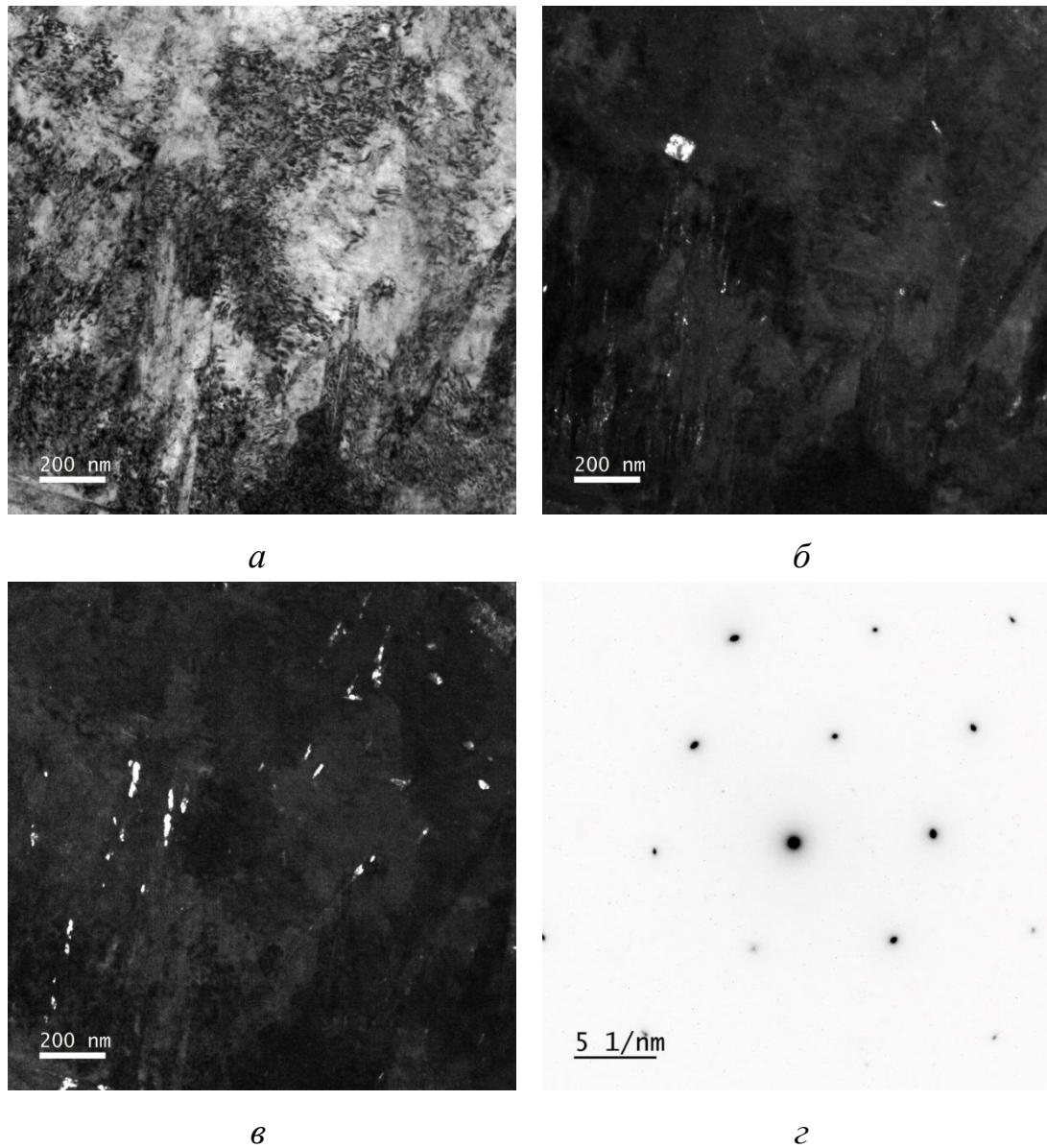


Рисунок 5.28 – Сталь 16ГНТРА – закалка в воду от 860 °С:

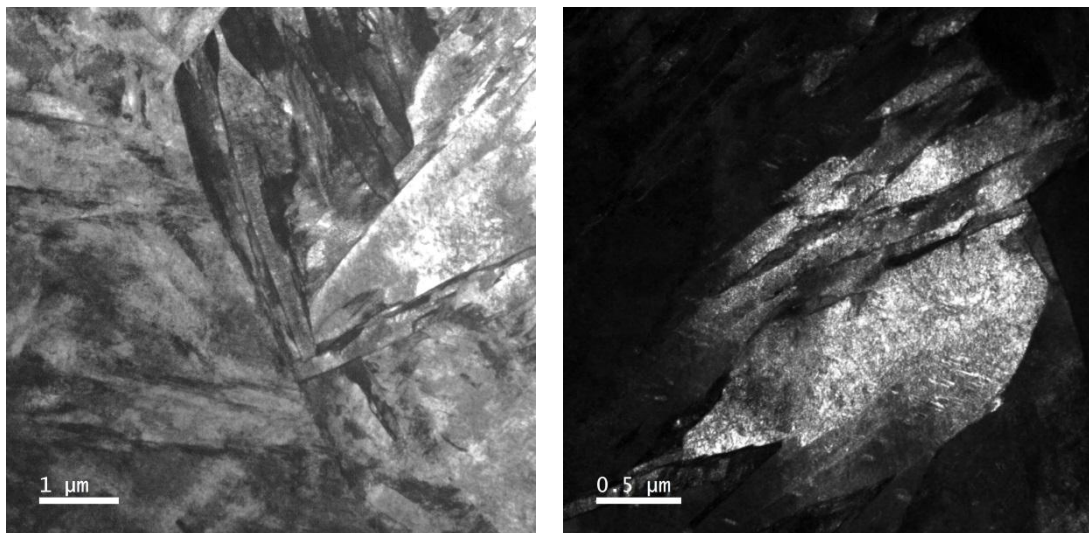
a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе цементита (112); *в* – темнопольное изображение в рефлексе цементита (121);
г – электронограмма

Наличие в α -фазе стали 16ГНТРА после закалки смеси различных структурных составляющих M_r и M_p , отличающихся амплитудами напряжения сдвига, как уже было отмечено, обуславливает отсутствие закалочных трещин в ее структуре.

Важно отметить, что на электронограммах кроме рефлексов, принадлежащих α - и γ -фазам, обнаруживаются единичные рефлексы, которые по межплоско-

стным расстояниям можно отнести к карбидной фазе Fe_3C (рисунки 5.27, в, 5.28, з). На темнопольных изображениях, полученных в рефлексах карбидной фазы, видны размер от 20 до 60 нм и расположение карбидных частиц (см. рисунки 5.27, б, 5.28, б, в). Выделение мелкодисперсных частиц, ориентированных в двух и более направлениях в α -фазе, согласно Л.М. Утевскому [164], указывает на то, что процесс охлаждения при закалке сопровождался самоотпуском кристаллов мартенсита. Это, в свою очередь, также способствовало получению высоких значений ударной вязкости при температуре испытания $-40^\circ C$ в стали 16ГНТРА после закалки.

Кроме того, было обнаружено очень незначительное количество бейнитной составляющей (рисунок 5.29). На темнопольном изображении видно, что по морфологии ее можно отнести к бейнитному (игольчатому) ферриту (рисунок 5.29, а).



а

б

Рисунок 5.29 – Сталь 16ГНТРА – закалка в воду от $860^\circ C$:

а – светлопольное изображение;

б – темнопольное изображение в рефлексе α -фазы (112)

Таким образом, структура закалённого от $850^\circ C$ образца состоит из речного мартенсита с небольшими прослойками остаточного аустенита, высокотемпературного мартенсита и малой доли бейнита. В процессе самоотпуска мартенсита в стали произошло выделение мелкодисперсных частиц карбидной фазы (цементита).

5.4 Промышленная апробация производства высокопрочного листового проката из новых экономнолегированных хладостойких сталей

По результатам комплекса экспериментальных исследований были разработаны технологические рекомендации для промышленного производства новых экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей 20Г2СМРА (таблица 5.6) и 16ГНТРА (таблица 5.7) в ПАО «ММК».

Таблица 5.6 – Рекомендуемые химические составы

Марка стали	Массовая доля элементов, %, не более или в диапазоне											C _{экв} , %
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Al	Mo	Ti	N	B	
20Г2СМРА	0,18-0,20	0,45-0,55	1,50-1,60	0,005	0,012	0,05	0,02-0,05	0,22-0,30	0,005	0,005	0,003-0,005	0,53
16ГНТРА	0,14-0,16	0,15-0,25	1,25-1,35	0,003	0,010	0,45-0,55	0,02-0,05	0,10	0,015-0,025	0,008	0,002-0,004	0,44

Таблица 5.7 – Рекомендуемые режимы термической обработки

Марка стали	Толщина, мм	Закалка		Отпуск	
		Температура металла на выдаче, °С	Удельное время нагрева металла, мин/мм	Температура металла на выдаче, °С	Удельное время нагрева металла, мин/мм
20Г2СМРА	8-50	860	2,5	590-610	2,5+25
16ГНТРА	8-20	850	2,5	-	

Результаты сдаточных испытаний опытных партий листового проката показали, что разработанные технологические решения – новый химический состав сталей и режимы термической обработки – обеспечили достижение комплекса свойств в соответствии с целями и задачами настоящего исследования (таблица 5.8). Освоенные стали в настоящее время реализуются под собственным брендом ПАО «ММК» MAGSTRONG. Полученные результаты подтверждены актами промышленных испытаний, а также актами внедрения (Приложения А, Б).

Таблица 5.8 – Результаты сдаточных испытаний листового проката

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCV, Дж/см ² , при температуре, °С		HBW
				-40	-60	
20Г2СМРА	766	838	21	-	67	-
16ГНТРА	1128	1361	20,5	39	-	401

Выводы по главе 5

1. По результатам исследования влияния температуры закалки в интервале от 850 до 1000°C и последующего отпуска в диапазоне от 200 до 600°C для разработанных экономнолегированных сталей получены качественные и количественные закономерности формирования структуры и механических свойств, отражающие влияние режимов термической обработки на их уровень прочности и хладостойкости.

2. На основании полученных закономерностей для новых экономнолегированных сталей с химическим составом, содержащим (мас. %): 0,20 C, 0,55 Si, 1,6 Mn, 0,3 Mo, 0,004 B (сталь 20Г2СМРА); 0,15 C, 0,22 Si, 1,3 Mn, 0,5 Ni, 0,023 Ti, 0,004 B (сталь 16ГНТРА), определены режимы термической обработки, обеспечивающие гарантированное достижение комплекса свойств, удовлетворяющего предъявляемым требованиям к разработанным сталям.

3. Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии исследовано структурное состояние образцов листового проката, сформированное в результате закалки от температуры 860°C и последующего отпуска при температуре 600°C для стали 20Г2СМРА и закалки от температуры 850°C для стали 16ГНТРА, определяющее функциональное назначение разработанных сталей.

3.1. Для стали 20Г2СМРА выявлено, что требуемый уровень прочности и хладостойкости ($240-310 \text{ HV}$ и $\text{KCV}^{-60} \geq 34 \text{ Дж/см}^2$) обеспечивается за счет формирования в закаленной стали преимущественно мелкодисперсного реечного мартенсита (более 80%) с незначительной долей остаточного аустенита около 1%, высокотемпературного мартенсита; при отпуске – субзеренной структуры α -фазы (размер отдельных субзерен составляет 0,1-0,7 мкм) и карбидных частиц цементитного типа – Fe_3C и $(\text{FeMn})_3\text{C}$ размером от 20 до 150 нм.

3.2. Для стали 16ГНТРА определено, что регламентированный комплекс свойств ($355-470 \text{ HV}$ и $\text{KCV}^{-40} 21 \text{ Дж/см}^2$) формируется преимущественно за счет мелкодисперсного реечного мартенсита с небольшими прослойками остаточного аустенита до 1%, высокотемпературного мартенсита и мелкодисперсных частиц карбидной фазы (цементита).

4. Разработанные технологические решения были рекомендованы для промышленного производства новых экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА в ПАО «ММК». По результатам сдаточных испытаний опытных партий листового проката было определено, что новый химический состав сталей и режимы термической обработки обеспечили достижение комплекса свойств в соответствии с целями и задачами настоящего исследования.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Обоснован выбор химических составов новых экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей для тяжелой подъемно-транспортной техники, обеспечивающих достижение регламентируемого комплекса свойств с учетом себестоимости готовой продукции, а также соответствия углеродному эквиваленту, содержащих (мас. %):

– 0,20 С, 0,55 Si, 1,6 Mn, 0,3 Mo, 0,004 В (сталь 20Г2СМРА);

– 0,15 С, 0,22 Si, 1,3 Mn, 0,5 Ni, 0,023 Ti, 0,004 В (сталь 16ГНТРА).

2. На основании полученных данных о структурно-фазовых превращениях в новых экономнолегированных сталях 20Г2СМРА и 16ГНТРА выявлены качественные и количественные характеристики структуры при распаде переохлажденного аустенита в этих сталях. Определены критические точки при нагреве, температуры фазовых превращений при непрерывном охлаждении, критические скорости закалки разработанных сталей и твердость формирующихся структур при различных скоростях охлаждения. Построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита разработанных сталей, отражающие кинетику фазовых превращений в разрабатываемых сталях, а также позволяющие выявить температурно-временные интервалы структурных превращений при охлаждении от 980°С со скоростью от 0,1 до 80 °С/с – для стали 20Г2СМРА и от 0,5 до 100 °С/с – для стали 16ГНТРА.

3. Установлены качественные и количественные закономерности формирования структуры и механических свойств сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА, отражающие влияние режимов термической обработки на уровень прочности и хладостойкости. На основании полученных данных определены рациональные режимы термической обработки, обеспечивающие гарантированное достижение требуемых прочностных характеристик в комплексе с низкотемпературной ударной вязкостью: для стали 20Г2СМРА – закалка от температуры 860°С и последующий отпуск при температуре 600°С, для стали 16ГНТРА – закалка от температуры 850°С.

4. Установлено, что в стали 20Г2СМРА требуемый комплекс свойств обеспечивается за счет формирования после закалки преимущественно мелкодис-

персного реечного мартенсита с незначительной долей остаточного аустенита; после отпуска – субзеренной структуры α -фазы (размер отдельных субзерен составляет 0,1-0,7 мкм) и карбидных частиц цементитного типа Fe_3C и $(FeMn)_3C$ размером от 20 до 150 нм. Определено, что регламентируемый комплекс свойств стали 16ГНТРА обеспечивается после закалки преимущественно за счет формирования мелкодисперсного реечного мартенсита с небольшими прослойками остаточного аустенита.

5. Для промышленного производства разработаны технологические рекомендации, включающие химический состав и режимы термической обработки листового проката классов прочности 700 и 900 МПа из экономнолегированных хладостойких сталей, предназначенных для изготовления тяжело нагруженных сварных конструкций подъемно-транспортной техники, эксплуатируемой в том числе, в условиях низких климатических температур. По результатам сдаточных испытаний опытных партий листового проката установлено, что разработанная технология производства листового проката из новых экономнолегированных хладостойких сталей обеспечивает получение в стали 20Г2СМРА комплекса свойств класса прочности 700 МПа ($\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа, $\sigma_B = 750-950$ МПа, $\delta \geq 14$ %, $KCV^{-60} \geq 34$ Дж/см² при $C_{экр} \leq 0,53$), а в стали 16ГНТРА – комплекса свойств класса прочности 900 МПа ($\sigma_{0,2} = 900-1200$ МПа; $\sigma_B \geq 1100$ МПа, $\delta \geq 10$ %, $KCV^{-40} \geq 21$ Дж/см², $HBW \geq 380$ при $C_{экр} \leq 0,44$).

6. Результаты исследования использованы в условиях ПАО «ММК» при опробовании и внедрении эффективных технологических процессов производства опытных партий высокопрочного листового проката из экономнолегированных хладостойких сталей, а также внедрены в учебный процесс ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», что подтверждено соответствующими актами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Указ Президента РФ от 01.12.2016 № 642 «О Стратегии научно-технологического развития Российской Федерации». – URL: <http://xn--mlagf.xn--plai/>.
2. Минэкономразвития России. Прогноз долгосрочного социально-экономического развития Российской Федерации на период до 2030 года. – URL: <http://www.economy.gov.ru/minec/activity/sections/macro/prognoz>.
3. Стратегия развития черной металлургии России на 2014 - 2020 годы и на перспективу до 2030 года: приказ Минпромторга России от 05.05.2014 № 839. – URL: http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502.
4. Хлусова, Е.И. Создание хладостойких конструкционных материалов для Арктики. История, опыт, современное состояние / Е.И. Хлусова, О.В. Сыч // Инновации. – № 11 (241). – 2018. – С. 85-92.
5. Назначение и область применения ультрахладостойкого наноструктурированного листового проката / П.П. Полецков, К. Хакимуллин, Д.Г. Набатчиков и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2017. – Т. 15. – № 2. – С. 85-88.
6. Состояние и перспективы развития технологии и состава высокопрочных свариваемых сталей с пределом текучести 700 Н/мм² / В.И. Столяров, В.Н. Никитин, Л.И. Эфрон, В.Г. Лазько // Сталь. – 1993. – №6. – С. 61-67.
7. Анализ технических требований, предъявляемых к ультрахладостойкому листовому прокату / М.В. Чукин, П.П. Полецков, Д.Г. Набатчиков и др. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2017. – Т. 17. – № 2. – С. 52-60.
8. Разработка импортозамещающей технологии производства листового проката из высокопрочной конструкционной стали северного исполнения / М.В. Чукин, П.П. Полецков, М.С. Гущина и др. // Производство проката. – 2019. – № 4. – С. 5-11.
9. Анализ мирового уровня разработок в области производства горячекатаного высокопрочного хладостойкого листового проката с пределом текучести

≥ 600 Н/мм² / П.П. Полецков, А.С. Кузнецова, Д.Ю. Алексеев и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2020. – Т. 18. – № 4. – С. 32-38.

10. Исследование влияния режимов термической обработки на механические свойства высокопрочного листового проката / П.П. Полецков, М.С. Гущина, Г.А. Бережная и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2015. – № 4 (52). – С. 88-92.

11. Особенности получения наноструктурированного высокопрочного листового проката / В.М. Салганик, П.П. Полецков, М.С. Гущина и др. // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. – 2015. – № 1 (60). – С. 27-30.

12. Солнцев, Ю.П. Стали для Севера и Сибири / Ю.П. Солнцев, Т.И. Титова. – СПб.: Химиздат, 2002. – 352 с.

13. Голосиенко, С.А. Новые высокопрочные хладостойкие стали для арктического применения / С.А. Голосиенко // Производство проката. – 2014. – № 2. – С. 17-24.

14. Анализ технических требований, предъявляемых к наноструктурированному высокопрочному листовому прокату / М.В. Чукин, В.М. Салганик, П.П. Полецков, Г.А. Бережная // Обработка сплошных и слоистых материалов. – 2014. – № 2(41). – С. 19-28.

15. Эфрон, Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали / Л.И. Эфрон. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.

16. Каталог MAGSTRONG. Высокопрочные и износостойкие свариваемые стали. – URL: http://www.mmk.ru/catalogs/metal_products/magstrong/#

17. Высокопрочные стали с экономным легированием для карьерного транспорта и горнодобывающей техники / В.Н. Никитин, С.Ю. Настич, Л.А. Смирнов и др. // Сталь. – 2016. – № 10. – С. 57-66.

18. Исследование механических свойств и характера разрушения новой экономнолегированной хладостойкой стали с гарантированным пределом текуче-

сти 690 МПа / М.В. Голубева, О.В. Сыч, Е.И. Хлусова, Г.Д. Мотовилина // *Авиационные материалы и технологии*. – 2017. – № 4 (49). – С. 19–24.

19. 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.

20. Высокопрочная сталь и самоходные подъемные краны // *Новости черной металлургии за рубежом*. – 2014. – № 1. – С. 79-81.

21. Новая высокопрочная конструкционная сталь компании Ruukki: [краткое сообщение; сталь марки Optim 700 MC Plus; Финляндия] // *Черные металлы*. – 2011. – № 1. – С. 6-7.

22. Novák, S. The experience from welding of high-strength fine-grained steels / S. Novák, J. Mráček // *Proceedings of the 1-st International Conference about Recent Trends in Structural Materials COMAT 2010*. – 2010. – P. 34-43.

23. Высокопрочные стали для толстых листов, труб и профилей / М. Понтремоли, Л. Вебер, К. Дилг, Ф. Швинн, Г. Кнауф, М. Липпе, Б. Эрхардт, М. Фингер // *Черные металлы*. – 2006. – № 4. – С. 58-66.

24. Hulka K., Kern A., Schriever U. Application of Niobium in Quenched and Tempered High-Strength Steels, *Mater. Sci. Forum* 500-501 (2005), 519–526.

25. Schröter, F. Höherfeste Stähle für den Stahlbau – Auswahl und Anwendung, *Bauingenieur*. – 2003. – Vol. 78. – Issue 9. – P. 426–432.

26. Разработка и производство высокопрочных сталей для кузовов и рам большегрузных самосвалов в ООО «Уральская сталь» / С.Ю. Настич, Ю.Д. Морозов, В.Н. Марченко, А.М. Степашин, В.В. Зырянов, В.С. Кураш // *Международный семинар «Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности»*: сб. докладов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 300 с.: ил.

27. BS EN 10025-6:2004+A1:2009. Изделия горячекатаные из конструкционной стали. Часть 6. Технические условия поставки для плоских изделий из конструкционной стали с высоким пределом текучести в закаленном и отпущенном состоянии.

28. Панов, В.И. Применение понятия «химический эквивалент элемента» в теории сварочных процессов / В.И. Панов, С.В. Кандалов. – URL: http://elar.urfu.ru/bitstream/10995/41124/1/sid_2015_34.pdf
29. Высококачественная сталь Strenx повышенной прочности. – URL: <http://www.ssab.ru/products/brands/strenx>
30. Глинер, Р.Е. Разработки в области производства высокопрочной листовой стали в Швеции (сталь Domex, Docol, AHSS) / Р.Е. Глинер // Производство проката. – 2009. – № 10. – С. 11-18.
31. Aldur® steels are water-quenched, high-strength fine-grained steels with a minimum yield strength between 500 and 960 MPa and with excellent toughness at low temperatures. – URL: <http://www.voestalpine.com/heavyplates/en/Brand-names/aldur-R>
32. Износостойкие стали для добычи сырьевых материалов: [сталь марки Dillidur 450 V и Dillimax 690 E для металлургического оборудования] // Черные металлы. – 2014. – № 3. – С. 102-103.
33. Dillimax 690. High strength fine grained structural steel quenched and tempered. – URL: <https://www.dillinger.de/d/en/corporate/index.shtml>
34. Основные виды и области применения стратегического высокопрочного листового проката / М.В. Чукин, В.М. Салганик, П.П. Полецков и др. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2014. – №4. – С. 41–44.
35. Дьяков М.А. Износостойкие детали HADOX – Ваше конкурентное преимущество // Горная промышленность. – 2013. – № 5. – С. 45.
36. Износостойкая сталь Raex – для сложных условий эксплуатации горнодобывающей техники // Горная промышленность. – 2012. – № 4. – С. 70–71.
37. Hardox® 500 Tuf. Introducing the new generation Hardox® wear plate [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.ssab.com/products/brands/hardox/products/hardox-400>
38. Armoх SOOT. High hardness armor with extraordinary toughness properties [Электронный ресурс]. – URL: <https://www.ssab.com/products/brands/armox/armox-440t> (дата обращения: 17.07.2018).

39. Durostat® Made of wear-resistant steel [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.voestalpine.com/stahl/en/Brands/durostat-R> (дата обращения: 17.07.2018).
40. Miilux Protection 380/400/450/500 Datasheet [Электронный ресурс]. – URL: https://www.miilux.fi/wp-content/uploads/2013/03/miilux_protection_datasheet_2012_web.pdf (дата обращения: 17.07.2018).
41. ABREX™ -Abrasion resistant steel plate [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.nssmc.com/en/product/plate/list/03.html> (дата обращения: 17.07.2018).
42. EVERHARD™ Abrasion-Resistant Steel Plate [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.jfe-steel.co.jp/en/products/plate/catalog/cle-004.pdf> (дата обращения: 17.07.2018).
43. High hard armor – Mars® 240 [Электронный ресурс]. – URL: <http://industeel.arcelormittal.com/products/protection-steels/high-hard-armor/> (дата обращения: 17.07.2018).
44. Никитин, М.В. Повышение износостойкости конструкционных сталей за счет металлургических факторов производства / М.В. Никитин, В.М. Маслюк, Н.В. Лазько // Металлург. – 2010. – № 1. – С. 45–47.
45. Износостойкая листовая сталь HARDOX в горнодобывающей промышленности // Горная промышленность. – 2001. – № 4. – С. 58–59.
46. Рябов, В.В. Разработка износостойкой стали с пределом текучести 1200-1700 МПа для деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Рябов Вячеслав Викторович. – Санкт-Петербург, 2016. – 235 с.
47. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М. Металлургия, 1985. – 408 с.
48. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей: пер. с англ. / Ф.Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.
49. Скороходов, В.Н. Строительная сталь / В.Н. Скороходов, П.Д. Одесский, А.В. Рудченко. – М.: ЗАО «Металлургиздат», 2002. – 624 с.

50. Клейнер, Л.М Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса / Л.М. Клейнер, А.А. Шацов. – Пермь: Изд-во Перм. гос. тех. ун-та, 2008. – 303 с.
51. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л.М. Клейнер, Д.М. Ларинин, Л.В. Спивак, А.А. Шацов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – № 2. – С. 161–168.
52. ГОСТ 4543-2016.Metalloпродукция из конструкционной легированной стали. Технические условия.
53. Литвиненко, В.В. Химический состав сталей для горношахтного оборудования / В.В. Литвиненко // Материалы VI Международной студенческой электронной научной конференции «Студенческий научный форум». – URL: <http://www.scienceforum.ru/2014/763/6792>.
54. Новая высокопрочная свариваемая износостойкая сталь с временным сопротивлением не менее 1050 Н/мм² / В.Н. Никитин, С.И. Киселев, Т.Н. Попова, В.М. Маслюк, В.Ю. Колесников // Металлург. – 2005. – № 01. – С.36–37.
55. Weglowski M. Modern toughened steels – their properties and advantages // Biuletyn institute spawalnictwa (Engl.). – 2012. – № 02. – P. 25–36.
56. Kern, A. Niobium in Quenched and Tempered HSLA-Steels / A. Kern // Recent advances of niobium containing materials in Europe. Proceedings of the symposium of 30 years anniversary of Niobium Products Company GmbH, Dusseldorf, 20 Mai, 2005. – Dusseldorf : Verlag Stahleisen GmbH, 2005. – P. 109–119.
57. Разработка принципиальной технологической схемы производства наноструктурированного высокопрочного листового проката / М.В. Чукин, В.М. Салганик, П.П. Полецков и др. // Естественные и технические науки. – 2014. – № 9-10 (77). – С. 328–334.
58. Солнцев, Ю.П. Конструкционные стали и сплавы для низких температур / Ю.П. Солнцев, Г.А. Степанов. – М.: Металлургия, 1985.
59. Гудремон, Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – Т.1. – М.: Металлургия, 1966. – 737 с.

60. Гладышев, С.А. Броневые стали / С.А. Гладышев, В.А. Григорян. – М.: Итермет Инжиниринг, 2010. – 336 с.
61. Толстолистовая сталь для газопроводных труб категории прочности Х80 / А.П. Белый, Ю.И. Матросов, И.В. Ганошенко и др. // Сталь. – 2004. – № 3. – С. 51–55.
62. Болховитинов, Н.Ф. Металловедение и термическая обработка: учебник / Н.Ф. Болховитинов. – М.: Машиностроение, 1965. – 503 с.
63. Сычков, А.Б. Высокоуглеродистая катанка для изготовления высокопрочных арматурных канатов / А.Б. Сычков. – Бендеры: Полиграфист, 2010. – 277с.
64. Poletskov P.P., Nikitenko O.A., Kuznetsova A.S., Efimova Y.Y. Investigation of the effect of nickel content on the structural and phase transformation and properties of high-strength cold-resistant complex-alloyed steel // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2019. – 54 (6). – P. 1291–1297.
65. Разработка перспективных образцов криогенных сталей для газозовов и стационарных танков-хранилищ сжиженного природного газа, предназначенных для использования в условиях Арктики / М.Ю. Матросов, В.Н. Зикеев, П.Г. Мартынов, Е.В. Шульга, В.С. Никитин, В.Н. Половинкин, Ю.А. Симонов, А.А. Семин // Арктика: экология и экономика. – 2016. – № 4 (24). – С. 80–89.
66. Разработка режимов термической обработки толстолистового проката из криогенной низкоуглеродистой никелевой стали / С.В. Денисов, Е.В. Брайчев, П.А. Стеканов и др. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2019. – Т. 17. – № 6. – С. 271–278.
67. Солнцев, Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы: учебник для вузов / Ю.П. Солнцев. – СПб.: Химиздат, 2005. – 480 с.
68. Влияние химического состава на механические свойства легированной стали / В.А. Луценко, Т.Н. Голубенко, О.В. Луценко и др. // Литье и металлургия. – 2018. – № 1 (90). – С. 120-123.
69. Яковлева, А.А. Влияние легирующих элементов на морфологию и тип карбидов, формирующихся в низколегированных хромомолибденовых сталях /

А.А. Яковлева // XVI международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых. Екатеринбург, 7-11 декабря 2015: сборник научных трудов. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2015. – Ч. 2. – С. 49-52.

70. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение сталей / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.

71. Псарев, В.Я. Коагуляция дисперсных фаз при отпуске закаленной стали / В.Я. Псарев, Ю.И. Маковичук // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1971. – Вып. 7. – С. 127–132.

72. Шепеляковский, К.З. Влияние количества и дисперсности труднорастворимых частиц на размер аустенитного зерна стали с 0,6% С / К.З. Шепеляковский, А.Н. Маршалкин, В.А. Каныгин // МиТОМ. – 1973. – № 8. – С. 9–13.

73. Ахметов, А.Б. Концепция регулирования процессов образования карбонитридов ванадия, ниобия и титана последовательным легированием / А.Б. Ахметов, Г.Д. Кусаинова, С.Н. Шаркаев // Бюллетень «Черная металлургия». – 2018. – № 9. – С. 48-57.

74. Gu1 L., Wang Z., Ma Ch. Development and application of advanced highstrength steels in lightweight cars for heavy-duty mining dump trucks. Proceedings of the International Symposium on Wear Resistant Alloys for the Mining and Processing Industry CBMM. – 2018. – P. 47-65.

75. Altuna M.A., Iza-Mendia A., Gutiérrez I. (2012) Precipitation of Nb in ferrite after austenite conditioning. Part II: strengthening contribution in high-strength low-alloy (HSLA) steels. Metal Mater Trans A 43(12):4571–4586.

76. Mohrbacher, H. Mo and Nb Alloying in Plate Steels for High-performance Applications / H. Mohrbacher // Paper presented at the 2011 International Symposium on the Recent Development in Plate Steels. – 2011. – P. 169-178.

77. Bian J. et al. Application Potential of High Performance Steels for Weight Reduction and Efficiency Increase in Commercial Vehicles. // Advances in Manufacturing, 3 (2015), 27-36.

78. Меськин, В.С. Основы легирования стали / В.С. Меськин. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
79. Рябикина, М.А. Комплексное влияние углерода, ниобия и ванадия на механические свойства конструкционной стали S355N / М.А. Рябикина, В.Е. Ставровская // Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія : Технічні науки. – 2014. – Вип. 29. – С. 80-84.
80. Сибата К. Поведение бора в стали и его влияние на структуру и свойства / К. Сибата; Институт черной металлургии Японии. – 2000.
81. Лякишев, Н.П. Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо. – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
82. Литвиненко, Д.А. Бор в малоуглеродистой стали для глубокой штамповки / Д.А. Литвиненко // Сталь. – 1964. – № 4. – С. 357–361.
83. Asahi H. ISIJ International, vol. 42 (2002), pp. 1150–1155.
84. Luksa K., Bednarek M. Characteristics and Weldability of Toughened Steels Used for Ballistic Shields. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 2016, no. 5, pp. 148–155.
85. Мазничевский, А.Н. Влияние азота и нитридообразующих элементов на прокаливаемость борсодержащей стали / А.Н. Мазничевский, Ю.Н. Гойхенберг, Р.В. Сприкут // Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия. – 2017. – Т. 17. – № 2. – С. 47–51.
86. Приданцев, М.В. Конструкционные стали: справочник / М.В. Приданцев, Л.Н. Давыдова, А.М. Тамарина. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
87. Глебов, А.Г. Области влияния примесей на ударную вязкость толстолистовой стали / А.Г. Глебов, М.А. Штремель // Сталь. – 2004. – № 5. – С. 95–97.
88. Зикеев, В.Н. Влияние фосфора на свойства конструкционных сталей / В.Н. Зикеев, А.П. Гуляев, В.А. Марченко // МиТОМ. – 1973. – № 11. – С. 9–12.
89. Крохина, Е.К. Влияние серы и фосфора на комплекс статических и динамических свойств низколегированной стали / Е.К. Крохина, Н.М. Фонштейн // Сталь. – 1992. – № 1. – С. 75–78.

90. Рудченко, А.В. Влияние серы на склонность к хрупкому разрушению стали / А.В. Рудченко // *МиТОМ*. – 1969. – № 9. – С. 77–80.
91. Жукова, Е.Н. Влияние серы на сопротивление низколегированных сталей хрупкому разрушению / Е.Н. Жукова, Н.М. Фонштейн // *Сталь*. – 1981. – № 5. – С. 66–70.
92. Gladman, T. Structure-Property Relationships in Microalloyed Steels / Gladman T., Duleiu D., McIvor I.D. // *Microalloying'75. Proc. Int. Symp. Union Carbide Corp.* – N.Y., 1977. – P. 25–48.
93. Hulka K., Heisterkamp F. // *HSLA Steels Technology and Applications* / Ed. M. Korchynsky. – Ohio: American Society for Metals: Metals Park, 1984. – P. 915–924.
94. Хулка, Л. Улучшенная система легирования и технология обработки высокопрочных конструкционных сталей / Л. Хулка, Ф. Хайстеркамп // *Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке: материалы международной конференции*. – М.: Металлургия, 1994. – Т. 5. – С. 162–173.
95. Крылова, С.Е. Методология формирования структурно-фазового состояния сталей для металлургических инструментов оптимизацией микролегирующего комплекса: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Крылова Светлана Евгеньевна. – Оренбург, 2018. – 311 с.
96. Закирова, М.Г. Влияние легирования никелем и молибденом на устойчивость аустенита и формирование структуры и свойств низкоуглеродистых мартенситных сталей с повышенным содержанием углерода: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Закирова Мария Германовна. – Пермь, 2010. – 130 с.
97. Курдюмов Г.В., Перкас М.Д. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1961. – № 9. – С. 33.
98. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
99. Садовский, В.Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В.Д. Садовский, Е.А. Фокина. – М.: Наука, 1986. – 113 с.

100. Krauss, G. The morphology of martensite in iron alloys / G. Krauss, A.R. Marder // *Met. Trans.* – 1971. – V. 2, № 9. – P. 2343-2357.

101. Иванов, Ю.Ф. Многоступенчатая схема мартенситного превращения низко- и среднеуглеродистых малолегированных сталей / Ю.Ф. Иванов, Э.В. Козлов // *Материаловедение.* – 2000. – №11. – С.33-37.

102. Иванов, Ю.Ф. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры / Ю.Ф. Иванов, Э.В. Козлов // *Изв. вузов. Физика.* – 2002. – №3. – С. 5-23.

103. Климашин, С.И. Влияние термической обработки на морфологию мартенсита и эволюцию дефектной структуры литой среднелегированной конструкционной стали: дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Климашин Сергей Иванович. – Новокузнецк, 2006. – 197 с.

104. Строение и прочность пакетного мартенсита / М.А. Штремель и др. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1999. – № 4. – С. 10–15.

105. Саррак, В.И. Взаимодействие углерода с дефектами в мартенсите / В.И. Саррак, С.О. Суворова // *Физика металлов и материаловедение.* – 1968. – Т. 26. – С.147–156.

106. Иванов, Ю.Ф. Влияние размера зерна исходного аустенита на структуру пакетного мартенсита сталей и сплавов железа / Ю.Ф. Иванов // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 1995. – №12. – С. 33–38.

107. Изотов, В.И. Влияние величины исходного аустенитного зерна на структуру и предел текучести стали, закаленной на мартенсит / В.И. Изотов, В.В. Вознесенский, А.П. Башенко // *Проблемы материаловедения и физики металлов. ЦНИИЧМ: сб. науч. тр.* – М.: Металлургия, 1976. – №3. – С. 192–199.

108. Йех, Я. Термическая обработка стали: справочник: пер. с чешск. / Я. Йех. – 3-е изд. – М.: Металлургия, 1979. – 264 с.

109. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels / H.J. Juna, J.S. Kanga, D.H. Seob, K.B. Kangb, C.G. Park // *Materials Science and Engineering.* –2006. – A 422, pp. 157–162.

110. High Strength Quenched and Tempered (Q T) Steels for Pressure Vessels / G. Luxenburger, M. Bockelmann, P. Wolf et al. // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2004. – Vol. 81, no. 2. – P. 159-171.

111. Тарасов, Г.Ф. Термическая обработка сталей как фактор повышения их износостойкости при низких температурах / Г.Ф. Тарасов, А.И. Горбуля // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева. – 2005. – №3. – С. 253-257.

112. Механические свойства и структурное состояние листового проката из высокопрочной износостойкой свариваемой стали H500 MAGSTRONG / П.В. Шиляев, Д.И. Богач, М.Л. Краснов и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 11 (785). – 2020. – С. 8–12.

113. Ahlblom, B. Martensitic Structural Steels for Increased Strength and Wear Resistance / B. Ahlblom, P. Hansson, T. Narstrom // Materials Science Forum. – 2007. – Vols. 539–543. – P. 4515–4520.

114. Kennett, S.C. Strengthening and toughening mechanisms in martensitic steel / S.C. Kennett, K.O. Findley // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 922. – P. 350 – 355.

115. Karbasian, H. A review on hot stamping / H. Karbasian, A.E. Tekkaya // Journal of Materials Processing Technology. – №210. – 2010. – P. 2103–2118.

116. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали: учебное пособие / М.А. Смирнов, В.М. Счастливец, Л.Г. Журавлёв. – М.: Наука и технологии, 2002. – 519 с.

117. Daniel H. Herring. Grain Size and Its Influence on Materials Properties. August 2005 - IndustrialHeating.com.

118. Влияние термического передела на величину действительного зерна конструкционной цементуемой стали 20ХН3А / Руденко С.П., Валько А.Л., Шипко А.А. и др. // Литье и металлургия. – 2016. – № 3 (84). – С. 87–93.

119. Влияние температуры аустенизации на величину зерна стали 31CrMoV9 / В.А. Луценко, Т.Н. Голубенко, О.В. Луценко, С.Н. Шехурдин // Литье и металлургия. – 2016. – № 2. – С. 52–55.

120. Чертов, В.М. Выявление действительного аустенитного зерна в конструкционной стали / В.М. Чертов // *Металлург.* – 2010. – № 3. – С. 55–56.
121. Иванов, Ю.Ф. Многоступенчатая схема мартенситного превращения низко- и среднеуглеродистых малолегированных сталей / Ю.Ф. Иванов, Э.В. Козлов // *Материаловедение.* – 2000. – №11. – С.33-37.
122. Иванов, Ю.Ф. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры / Ю.Ф. Иванов, Э.В. Козлов // *Изв. вузов. Физика.* – 2002. – №3. – С.5-23.
123. Петраш, Л.В. Закалочные среды / Л.В. Петраш. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во машиностроит. лит., 1959. – С. 113.
124. Курдюмов, Г.В. Явление закалки и отпуска стали / Г.В. Курдюмов. – М.: *Металлургиздат*, 1960. – 64 с.
125. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 177 с.
126. Особенности получения наноструктурированного высокопрочного листового проката / В.М. Салганик, П.П. Полецков, М.С. Гущина и др. // *Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого.* – 2015. – № 1 (60). – С. 27-30.
127. Исследование влияния режимов контролируемой прокатки трубной стали на структурное состояние горячедеформированного аустенита / П.П. Полецков, М.С. Гущина, Д.Ю. Алексеев и др. // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.* – 2018. – Т. 16. – № 3. – С. 67-77.
128. ГОСТ 7564-97. Прокат. Общие правила отбора проб, заготовок и образцов для механических и технологических испытаний.
129. ГОСТ Р 54153-2010. Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа.
130. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры.

131. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

132. Koptseva, N.V. Use of the Thixomet PRO software for Quantitative Analysis of the Ultrafine-Grain Structure of low-and medium-carbon Steels Subjected to equal Channel Angular Pressing / N.V. Koptseva, M.V. Chukin, O.A. Nikitenko // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2012. – Vol. 54. – No. 7–8. – P. 387–392.

133. The study of transformation kinetics for overcooled austenite of the new high-strength steel with increased cold resistance / P.P. Poletskov, O.A. Nikitenko, A.S. Kuznetsova, V.M. Salganik // *CIS Iron and Steel Review*. – 2020. – Vol. 19. – P. 56–59.

134. Журавлев, Л.Г. Физические методы исследования металлов и сплавов / Л.Г. Журавлев, В.И. Филатов. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 165 с.

135. Структурно-фазовые превращения и физические свойства ферритно-мартенситных 12%-х хромистых сталей ЭК-181 и ЧС-139 / В.М. Чернов, М.В. Лентьева-Смирнова, М.М. Потапенко и др. // *Журнал технической физики*. – 2016. – Т. 86. – Вып. 1. – С. 99–104.

136. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу.

137. ГОСТ 9012-59. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю.

138. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.

139. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.

140. ГОСТ 9454-78. Металлы Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.

141. ГОСТ 14019-2003. Материалы металлические. Метод испытания на изгиб.

142. Уманский, Я.С. Рентгенография металлов и полупроводников / Я.С. Уманский. – М.: Металлургия, 1969. – 496 с.

143. Горелик, С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ: Приложения / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 108 с.

144. Гуляев, А.П. Металловедение: учебник для вузов / А.П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

145. Микроструктура металла ЗТВ соединений высокопрочной конструкционной стали WELDOX 1300 / В.А. Костин, Г.М. Григоренко, Т.Г. Соломийчук, В.В. Жуков, Т.А. Зубер // Автоматическая сварка. – 2013. – № 3. – С. 7–14.

146. Новые высокопрочные стали для современного машиностроения / Ларинин и др. // Строительные и дорожные машины. – 2013. – № 11. – С. 35–38.

147. Пумпянский, Д.А. Методы упрочнения трубных сталей / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.М. Фарбер // Сталь. – 2005. – №7.

148. Симбухов, И.А. Разработка химического состава, технологии и термомеханической обработки высокопрочной стали категории прочности X120 (K60) для труб магистральных газопроводов высокого давления: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Симбухов Иван Анатольевич. – Москва, 2014. – 162 с.

149. Родионова, И.Г. Влияние химического состава и параметров производства на формирование наноструктурной составляющей и комплекса свойств высокопрочных низколегированных конструкционных сталей / И.Г. Родионова // Metallurg. – 2010. – № 6. – С. 33–39.

150. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет инжиниринг, 1999. – 94 с.

151. Разработка ультравысокопрочных труб X120 UOE / Х. Асахи, Т. Хара, Е. Тзуру, Х. Моримото // Международный семинар «Современные стали для газонефтепроводных труб, проблемы и перспективы»: сб. докладов. – М.: Metallurgиздат, 2006. – С. 230-249.

152. Гуляев А.П., Фаткина А.М. // МиТОМ. – 1966. – № 10. – С. 34–40.

153. Новый подход к разработке высокопрочных конструкционных сталей с временным сопротивлением 1350 МПа и более / Никитин В.Н. и др. // Metallurg. – 2011. – № 3. – С. 43-47.

154. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. I. Учет структуры пакета / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 90. – № 5. – С. 55–65.

155. Juna H.J., Kanga J.S., Seob D.H., Kangb K.B., Park C.G. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels // Materials Science and Engineering. – 2006. – A 422. –P. 157–162.

156. ASM Handbook: Metallography and Microstructures. – ASM Int., 2004. – Vol. 9. – 1184 p.

157. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Металлург. – 2010. – № 7. – С. 45-51.

158. Яковлева, И.Л. Наблюдение мартенситно-аустенитной составляющей в структуре низкоуглеродистой низколегированной трубной стали / И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко, Н.В. Урцев // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121. – № 4. – С. 396–402.

159. Xueda L, Yuran Fan, Xiaoping Ma, Subramanian S.V., Chengjia Shang. Influence of Martensite–Austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness // Materials and Design. – 2015. – Vol. 67. – P. 457–463.

160. The study of influence of heat treatment procedures on structure and properties of the new high-strength steel with increased cold resistance / Poletskov P.P., Kuznetsova A.S., Nikitenko O.A., Alekseev, D.Yu. // CIS Iron and Steel Review. – 2020. – Vol. 20. – P. 50–54.

161. Счастливец, В.М. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита в малоуглеродистых сплавах железа / В.М. Счастливец, Н.В. Копцева, Т.В. Артемова // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Т. 41. – № 6. – С. 1251–1260.

162. 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.

163. Эндрюс, К. Электронограммы и их интерпретация / К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун. – М.: Мир, 1971. – 256 с.
164. Утевский, Л.М. Дифракционная микроскопия в металловедении / Л.М. Утевский. – М.: Metallurgy, 1973. – 584 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

УТВЕРЖДАЮ

Начальник научно-технического
центра ПАО «ММК»



А.Д. Картундов

_____ 2021 г.

Акт

внедрения результатов диссертационной работы Кузнецовой А.С. на тему:

«Формирование структуры и свойств экономнолегированных высокопрочных хладостойких сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА для тяжелой подъемно-транспортной техники»,

представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

В рамках диссертационной работы Кузнецовой А.С. предложены новые химические составы высокопрочных хладостойких сталей с условным обозначением 20Г2СМРА и 16ГНТРА, обеспечивающие достижение классов прочности 700 МПа и 900 МПа с учетом снижения себестоимости готовой продукции и соответствия углеродному эквиваленту:

- для стали 20Г2СМРА: $\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа, $\sigma_b = 750-950$ МПа, $\delta \geq 14$ %, $KCV^{60} \geq 34$ Дж/см² при Сэkv $\leq 0,53$;

- для стали 16ГНТРА: $\sigma_{0,2} = 900-1200$ МПа; $\sigma_b \geq 1100$ МПа, $\delta \geq 10$ %, $KCV^{40} \geq 21$ Дж/см², HBW ≥ 380 при Сэkv $\leq 0,44$.

В диссертационной работе получены качественные и количественные закономерности формирования структуры и свойств новых экономнолегированных сталей. На основе результатов исследований обоснован выбор режимов термической обработки, позволяющих обеспечить требуемый комплекс свойств сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА.

Кузнецовой А.С. разработаны ТУ-14-101-1150-2019 на поставку листового проката из хладостойкой высокопрочной стали 20Г2СМРА для транспортного и тяжелого машиностроения, а также ТУ-14-101-1149-2019 на поставку листового проката из конструкционной стали 16ГНТРА для производства подъемных механизмов и средств транспортировки грузов.

С целью промышленного производства в ПАО «ММК» разработаны технологические рекомендации (Технологические письма ТД-0196 от 28.03.2018 и

ТД-0744 от 26.12.2016 г.), включающие химический состав и режимы термической обработки листового проката из экономнолегированных хладостойких сталей. Результаты сдаточных испытаний опытных партий листового проката показали, что разработанные технологические решения обеспечили достижение требуемого комплекса свойств сталей 20Г2СМРА и 16ГНТРА.

Освоенные на стане 5000 стали 20Г2СМРА и 16ГНТРА в настоящее время реализуются под собственным брендом ПАО «ММК» MAGSTRONG W700QL и H400L. При этом достигнуто снижение себестоимости готового металлопроката из стали MAGSTRONG W700QL (20Г2СМРА) на 28,9 %, а из стали MAGSTRONG H400L (16ГНТРА) – на 18 %.

Главный специалист группы
по развитию научно-технического центра
ПАО «ММК», д-р техн. наук, профессор

Начальник ПТЛ

Ведущий специалист по исследованиям
горячего проката НТЦ




С.В. Денисов

Е.В. Брайчев



П.А. Стеканов

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



АКТ

об использовании в учебном процессе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» результатов диссертационной работы Кузнецовой Аллы Сергеевны

Материалы диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Кузнецовой Алла Сергеевны внедрены в учебный процесс на основании рекомендации методической комиссии института металлургии, машиностроения и материалов обработки.

Материалы диссертационного исследования используются в образовательном процессе при подготовке бакалавров по направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов», профиль подготовки «Материаловедение и технологии материалов (в машиностроении)» и 22.03.02 «Металлургия», профиль подготовки «Обработка металлов давлением», магистров по направлению 22.04.02 Металлургия «Инжиниринг инновационных технологий в обработке материалов давлением» в ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова».

Результаты исследований используются при чтении лекций и проведении практических занятий по следующим дисциплинам: «Конструкционные и инструментальные стали в машиностроении», «Выбор материалов и технологий термообработки в машиностроении», «Термическая обработка в прокатном производстве», «Материаловедческие аспекты получения и обработки металлических материалов»; а также при выполнении обучающимися научно-исследовательских работ, курсовых проектов, промежуточных и итоговых государственных аттестаций.

Председатель методической комиссии
института металлургии, машиностроения
и материалов обработки,
заведующий кафедрой механики,
д-р техн. наук, доцент

 . А.С. Савинов

Заведующий кафедрой
технологий обработки материалов,
д-р техн. наук, профессор

 . А.Б. Моллер