

**Министерство науки и высшего образования Российской Федерации**  
**Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего**  
**образования**  
**Пермский национальный исследовательский политехнический университет**

На правах рукописи

Юрченко Александр Николаевич

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ**  
**СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СИСТЕМЫ**  
**ЛЕГИРОВАНИЯ X2Г2С2МФ С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА**

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук,  
профессор Ю.Н. Симонов

**Пермь - 2023**

## Содержание

Введение.....	5
Глава 1. Обзор литературных источников.....	13
1.1. Химический состав высокопрочных экономнолегированных сталей с бейнитной структурой.....	13
1.2. Фазовые превращения и структура высокопрочных экономнолегированных сталей.....	18
1.3. Металлографический контроль сталей с бейнитной структурой	22
1.4. Термическая обработка экономнолегированных сталей.....	24
1.5. Свойства конструкционных экономнолегированных высокопрочных сталей с бейнитной структурой.....	27
1.6. Применение конструкционных экономнолегированных высокопрочных сталей с бейнитной структурой.....	30
1.7. Постановка цели и задач.....	34
Глава 2. Материалы и методики исследования.....	37
2.1. Материалы эксперимента.....	37
2.2. Методики обработки исследуемых материалов.....	38
2.2.1. Методика пробных закалок.....	38
2.2.2. Методика окончательной термической обработки.....	39
2.3. Методики исследований.....	40
2.3.1. Методика дилатометрических исследований.....	40
2.3.2. Методика металлографического анализа.....	42
2.3.3. Методика микродюрOMETрического анализа.....	44
2.3.4. Методика макродюрOMETрического анализа.....	44
2.3.5. Методика определения характеристик механических свойств при одноосном растяжении.....	45
2.3.6. Методика испытаний на ударный изгиб.....	45
2.3.7. Методика макрофрактографического анализа изломов.....	45
2.3.8. Методика микрофрактографического анализа изломов.....	45

2.3.9. Методика количественного анализа с использованием анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700.....	45
2.3.10. Методика наложения изображений микроструктуры.....	46
2.3.11. Методика рентгеноструктурного анализа.....	46
Глава 3. Исследование фазовых превращений, структуры и твердости сталей системы легирования X2Г2С2МФ .....	47
3.1. Металлургическое качество, структура и твердость в исходном состоянии.....	47
3.2. Определение критических температур $A_{C_1}$ и $A_{C_3}$ .....	48
3.3. Фазовые превращения и структура в сталях типа X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения.....	51
3.4. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита.....	57
3.5. Фазовые превращения, структура и микротвердость в сталях типа X2Г2С2МФ после изотермической выдержки.....	59
3.6. Изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита в бейнитном интервале температур.....	72
3.7. Выводы по главе 3.....	74
Глава 4. Способ выявления и количественной оценки доли бейнита в конструкционных сталях системы легирования X2Г2С2МФ с использованием светового микроскопа.....	77
4.1. Выводы по главе 4.....	86
Глава 5. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру сталей системы легирования X2Г2С2МФ .....	87
5.1. Структура сталей после термической обработки.....	87
5.2. Количество остаточного аустенита после различной термической обработки сталей.....	89
5.3. Результаты испытаний на одноосное растяжение.....	90
5.4. Фрактографический анализ половинок ударных образцов.....	91

5.5. Сравнительный анализ механических свойств .....	94
5.6. Выводы по главе 5 .....	99
Общее обсуждение .....	101
Общие выводы .....	105
<b>СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ</b> .....	108
Приложения .....	125
Приложение 1 .....	126
Приложение 2 .....	128
Приложение 3 .....	129

## Введение

**Актуальность темы.** В современную эру молниеносного прогресса развития науки человечество по-прежнему считает основным конструкционным материалом сплавы на основе железа – стали и чугуны. И хотя отличные от сталей и чугуна материалы нашли широкое распространение, альтернативы для сталей при изготовлении деталей машин и конструкций, тем не менее, нет. Это выражается в уникальности характеристик сталей [1].

Резервы повышения комплекса свойств сталей за счет оптимизации их химического состава и структурного состояния еще далеко не исчерпаны. В связи с этим необходимо предоставить возможность для максимального развития стали, чтобы обеспечить её конкурентоспособность и находиться в лидерах среди набирающих «силу» альтернативных материалов. Главным преимуществом стали перед конкурентами является высокая конструкционная прочность, а повышение её уровня является принципиально главной задачей металловедения и материаловедения.

В настоящее время на современном рынке представлено достаточно большое количество перспективных зарубежных и отечественных марок сталей [2-8], основным потребителем которых является машиностроительный комплекс. Большинство сталей давно зарекомендовало себя как передовой и незаменимый материал в оборонном, авиакосмическом, железнодорожном, автомобильном комплексах [5, 9-13, 140]. Однако, с постоянным повышением уровня требований к безопасности различного рода конструкций для человека, а также увеличения эксплуатационных характеристик, поиск новых областей использования сталей в различных отраслях промышленности неизбежно должен набирать обороты. Одним из методов повышения реализации сталей является внедрение новых марок сталей, которое требует проведения предварительного детального исследования металла с целью обеспечения в процессе производства заданного уровня механических свойств или микроструктуры, технологичности, понижения склонности к образованию дефектов при термообработке и др. [14].

В последние десятилетия существенное внимание исследователей сконцентрировано на поиске возможностей получения новых экономнолегированных высокопрочных конструкционных сталей. Такие стали используют для изготовления ответственных деталей, когда важным критерием является снижение веса металлических элементов без потери прочности [2].

Наилучшими и стабильными технологическими и механическими свойствами обладают мартенситно-стареющие (МСС) и низкоуглеродистые мартенситные (НМС) стали, разработанные еще в прошлом столетии [2]. Однако, в связи с дороговизной МСС из-за дорогих легирующих элементов [15-16] и невозможностью получить в НМС предел прочности  $\geq 2000$  МПа, современные зарубежные и отечественные ученые в большей степени обращают свое внимание на стали с бейнитной структурой [17-21], в которых, чаще всего, содержание углерода варьируется в пределах от 0,15 до 0,45%. Однако имеются работы, которые посвящены изучению высокоуглеродистых бейнитных сталей [20, 22-24], предназначенных, например, для крупных заготовок валков толстолистовых и широкополосных станов холодной прокатки [22].

Стоит отметить, что в современных прогрессивных высокопрочных, так называемых бейнитных сталях, наряду с бейнитом, практически всегда присутствует мартенсит [25]. Такие стали имеют большой ресурс для исследования, и, возможно, именно бейнитная структура в ближайшем будущем станет перспективной основой для создания конструкционных материалов в машиностроении взамен структуре низкоуглеродистого мартенсита.

Наиболее благоприятное сочетание прочностных и вязкопластических характеристик достигается за счет формирования бейнитной структуры и наличия в стали никеля [29]. Однако, никель в значительной степени повышает стоимость стали. В связи с этим становится актуальным проведение исследовательских работ по конструированию химического состава высокопрочных бейнитных сталей без добавления никеля [7].

С другой стороны, с каждым годом ужесточаются требования по механическим и эксплуатационным характеристикам для различных

металлических конструкций и деталей, в том числе и для насосно-компрессорных труб [30]. Данные требования диктуются труднодоступными и удаленными регионами со сложными природными условиями в Российской Федерации. В связи с этим разработка новых сталей требует более серьезного подхода.

Для эффективной разработки и последующего внедрения сталей в массовое производство необходимо применять современные и, по возможности, проверенные временем методы исследования. Среди таких выделяют дилатометрический метод и металлографический анализ с помощью различных микроскопов. Дилатометрический метод является основным методом для построения диаграмм распада переохлажденного аустенита [31-32]. Сочетание дилатометрического и металлографического анализа даёт наиболее полную картину превращений переохлажденного аустенита. В настоящий момент достаточно часто используют световую, сканирующую и просвечивающую микроскопию. Сканирующая и просвечивающая микроскопия являются локальными и дорогостоящими методами исследования по сравнению со световым металлографическим анализом. В последнее время все большую популярность набирает использование светового микроскопа и цветного травления, а также применение поляризованного света для идентифицирования структурных составляющих при небольшом увеличении (до  $\times 1000$ ), что вызывает интерес у исследователей.

Помимо этого, одной из важнейших операций для получения необходимой структуры, а следовательно, и свойств является термическая обработка, упрощение которой способствует снижению энергозатрат. С другой точки зрения улучшение свойств сталей с помощью термической обработки не должно наносить вред окружающей среде и персоналу, поэтому использование термического оборудования именно с окислительной атмосферой является наиболее актуальным.

Кроме того, популярным и в то же время важным направлением в настоящее время является совершенствование старых или разработка новых сталей для деталей автомобильной промышленности. Легирование, которое используют для

получения автомобильных сталей нового поколения, близко к экономному и состоит преимущественно из распространенных химических элементов: хром, марганец, кремний. Считается, что на базе такого химического состава и правильно подобранного режима термической обработки можно реализовать в сталях совершенно новый комплекс механических характеристик с повышенным уровнем пластичности и прочности, относящегося к высокопрочным автомобильным сталям третьего поколения.

Таким образом, в настоящее время все острее встает вопрос о разработке высокопрочных экономлегированных безникелевых сталей с наименьшими затратами на производство и термическую обработку. Кроме того, с точки зрения фундаментальных исследований ученых интересует непосредственно бейнитная структура, которая имеет многообразие морфологических признаков, а исследование структуры в области бейнитного или мартенситного превращений при непрерывном охлаждении или изотермической обработке остается открытой темой для изучения с помощью различных методов и методик исследования. Помимо этого, важным аспектом является непосредственное разделение (качественное и количественное) бейнита и мартенсита, так как соотношение данных структурных составляющих оказывает определяющее влияние на получение необходимого комплекса механических свойств сталей.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры "Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов" ПНИПУ, г. Пермь, по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

### **Научная новизна:**

1. Впервые выявлены и изучены закономерности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в новых сталях системы легирования X2Г2С2МФ с содержанием углерода 0,20-0,45 % при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях. Установлено, что

бейнитное превращение не может существовать отдельно от мартенситного даже при самых низких скоростях охлаждения.

2. Установлены в сталях типа X2Г2С2МФ закономерности влияния температуры нагрева, скорости охлаждения, температуры и длительности изотермической выдержки в печах с окислительной атмосферой на уровень прочности, пластичности, ударной вязкости и твердости.

3. Показано, что в конструкционных сталях типа X2Г2С2МФ применение поляризованного света позволяет разделять игольчатый бейнит и мартенсит после различных режимов термической обработки. Установлено, что изменение уровня яркости игольчатого бейнита, образованного в изотермических условиях в стали 44X2Г2С2МФ, происходит по синусоидальному закону с максимумом яркости каждые  $45^\circ$ , а для оценки полной доли игольчатого бейнита требуется проводить наложение изображений структуры при разных углах поворота образца.

### **Теоретическая и практическая значимость:**

1. Построены термокинетические и изотермические диаграммы в области бейнитного превращения аустенита сталей системы легирования X2Г2С2МФ, позволяющие применить научно-обоснованный подход к разработке и совершенствованию технологических процессов термической обработки с использованием печей с окислительной атмосферой в производственных условиях (апробирование подтверждено актом внедрения технических разработок ЗАО «СКБ», г. Пермь).

2. Разработаны способы выявления и количественной оценки игольчатого бейнита в конструкционных сталях типа X2Г2С2МФ (получены патенты РФ №2734878 от 23.10.2020 и № 2769111 от 28.03.2022).

3. Достигнутый уровень характеристик механических свойств сталей типа X2Г2С2МФ позволяет отнести их и использовать в качестве высокопрочных автомобильных сталей третьего поколения.

### **Положения, выносимые на защиту:**

1. Построенные с помощью комплексного подхода с использованием дилатометрического, металлографического и дюрOMETрического методов диаграммы распада переохлажденного аустенита марок 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ при охлаждении с температуры полной аустенитизации (1000 °С) со скоростями от 100 до 0,03 °С/с.

2. Разработанные способы выявления и определения количества бейнита в сталях 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ с помощью светового микроскопа с использованием поляризованного света при скрещенных поляризаторе и анализаторе.

3. Научно обоснованные и экспериментально подтвержденные режимы термической обработки сталей 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ, позволяющие обеспечить требуемую структуру и уровень механических свойств после непрерывного охлаждения и изотермической заковки в печах с окислительной атмосферой с возможностью использования данных сталей в качестве автомобильных сталей третьего поколения.

**Степень достоверности результатов диссертации** определяется применением комплекса современной экспериментальной техники и измерительных приборов, комплекса современных методов исследования, а также воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, полученных различными методами.

### **Апробация работы**

Основные результаты диссертационной работы были представлены и обсуждались на Всероссийской (с международным участием) научно-практической конференции аспирантов и студентов "Актуальные проблемы современной науки и техники" (Пермь, 2015), на Всероссийской научно-практической конференции аспирантов и студентов "Фундаментальные и прикладные исследования в области материаловедения и машиностроения"

(Пермь, 2015), на III и IV Международной научно-практической конференции "Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (Пермь, 2016, 2019), на IV Русско-Китайском симпозиуме "Advanced Materials and Processing Technology" (Екатеринбург, 2016), на XVII Международной научно-технической Уральской школе-семинаре металлургов - молодых ученых (Екатеринбург, 2016), на XXIV Уральской школе металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Магнитогорск, 2018).

### **Внедрение результатов работы**

Результаты исследования были использованы при выполнении госбюджетных научно-исследовательских работ ПНИПУ (акт использования (внедрения) результатов диссертационной работы в НИР от 11.09.2019 г.).

### **Публикации**

Основное содержание работы отражено в 18 научных трудах, в том числе 2 в журналах, входящих в международные базы цитирования Scopus, 4 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ; в 2 патентах РФ на изобретение.

### **Личный вклад автора**

Провел анализ литературных источников, поставил цель и задачи исследования, провел дилатометрический анализ (построил термокинетические и изотермические диаграммы в области бейнитного превращения), термическую обработку опытных образцов в печах с окислительной атмосферой, испытания на одноосное растяжение и ударную вязкость для определения характеристик механических свойств, металлографический анализ структуры на световом микроскопе, количественный анализ структурных составляющих, а также обработку и анализ результатов экспериментов. Разработал методы выявления и определения доли бейнита в сталях системы легирования X2Г2С2МФ (написал две заявки и получил два патента). Показал, что в конструкционных сталях типа X2Г2С2МФ применение поляризованного света при скрещенных николях

позволяет разделять бейнит и мартенсит после различных режимов термической обработки. Доказал, что для оценки полной доли бейнита с помощью поляризованного света при скрещенных николях требуется проводить наложение изображений структуры при разных углах поворота образца. Установил зависимость уровня яркости бейнита, образованного в изотермических условиях, от угла поворота образца в поляризованном свете при скрещенных николях. Показал, что изменение уровня яркости бейнита, образованного в изотермических условиях, происходит по синусоидальному закону с максимумом яркости через каждые  $45^\circ$ . Установил в сталях типа Х2Г2С2МФ закономерности влияния температуры нагрева, скорости охлаждения, температуры и длительности изотермической выдержки в печах с окислительной атмосферой на уровень прочности, пластичности, ударной вязкости и твердости, позволяющие управлять комплексом механических характеристик изделий сечением не менее 50 мм. Внедрил результаты исследования при выполнении госбюджетных научно-исследовательских работ, которые позволили провести качественную и количественную оценку доли структурных составляющих в сталях типа Х2Г2С2МФ производства ПАО «Мотовилихинские заводы», построить термокинетические и изотермические (в бейнитной области) диаграммы распада переохлажденного аустенита, назначать режимы термической обработки для получения оптимального комплекса механических свойств. Подготовил публикации по результатам работы. При непосредственном участии автора было проведено обсуждение результатов, а также проведены электронно-микроскопические исследования.

### **Структура и объем работы**

Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов, общего обсуждения, списка использованной литературы и 3-х приложений; изложена на 129 страницах, включает 42 рисунка, 11 таблиц. Список использованной литературы содержит 140 наименований.

## Глава 1. Обзор литературных источников

### 1.1. Химический состав высокопрочных экономнолегированных сталей с бейнитной структурой

Еще в семидесятые годы прошлого столетия были изложены основные принципы создания высокопрочных сталей с помощью регулирования количества определенных химических элементов [4]. Как говорил А.П. Гуляев [4], роль легирования сводится к обеспечению нужной прокаливаемости. Когда же она будет достигнута, излишнее легирование будет только вредно влиять на механические свойства. Обеспечение мелкозернистого состояния высокопрочной стали является важнейшим фактором. Для этого желательно легировать сталь некоторым количеством сильных карбидообразующих элементов. Большое количество карбидообразующих элементов в высокопрочной стали может привести к увеличению ликвационной неоднородности и, как следствие, к увеличению ликвационной неоднородности по углероду [4].

Углерод оказывает особое влияние на морфологию бейнита и свойства бейнитных сталей. Обычно выделяют низкоуглеродистые [1, 23, 33, 34, 35], среднеуглеродистые [3, 7, 8, 20, 29, 36] и высокоуглеродистые [22-24, 37] бейнитные стали.

В низкоуглеродистых бейнитных сталях в настоящее время выделяют достаточно большое количество фаз, которые отличаются по морфологическим признакам. В работе [38] было предложено 16 различных определений бейнитной структуры, описывающих как морфологию самих бейнитных кристаллов, так и их расположение по отношению к границам исходных аустенитных зерен. Однако, стоит отметить, что однозначного толкования этих структур нет. Помимо этого, бейнитные низкоуглеродистые легированные стали используются в основном для производства малоуглеродистого проката нефтепромысловых труб [39].

Среднеуглеродистые бейнитные стали привлекают исследователей тем, что можно получить более высокие характеристики прочности, по сравнению с низкоуглеродистыми. При правильном подборе системы легирования и режима

термической обработки можно сформировать комплекс механических свойств с повышенными характеристиками надежности [18]. Еще в прошлом веке были разработаны высокопрочные стали, легированные хромом, марганцем, кремнием, молибденом и ванадием [40], которые и до сих пор вызывают интерес у металлургов [8, 29, 36].

Использование высокоуглеродистых бейнитных сталей на сегодняшний день ограничено. По мнению автора книги [23] основное ограничение при применении высокоуглеродистых бейнитных сталей заключается в том, что повышенное содержание углерода и других легирующих элементов значительно затормаживает бейнитную реакцию. В этом случае мартенсит образуется при более низкой скорости охлаждения, т.е. увеличивается прокаливаемость стали на мартенсит. Таким образом, при повышенной концентрации углерода стали становятся заэвтектоидными. Однако, высокоуглеродистые бейнитные стали не нужно так легировать, как, например, мартенситные стали, поэтому они будут дешевле. Необходимо использовать для бейнитных сталей такие легирующие элементы, которые бы существенно снижали температуру начала бейнитного превращения, но при этом не тормозили заметно бейнитную реакцию при более высоком содержании углерода [23]. Такое легирование снизило бы температуру бейнитного превращения, т.е. позволило получить стали с более высоким уровнем прочности и, тем самым, минимизировать содержание углерода в стали, а также способствовало бы оптимизации пластичности и свойств при ударном нагружении. В итоге бейнит образовывался бы в широком интервале скоростей охлаждения.

По результатам анализа литературных источников [7, 17, 29, 30, 36] для получения бейнитных и бейнитно-мартенситных экономнолегированных высокопрочных сталей используют относительно ограниченное количество химических элементов (хром, марганец, кремний, алюминий, никель, кобальт, молибден, ниобий, вольфрам, медь).

Марганец и хром увеличивают степень упрочнения твердого раствора и препятствуют разупрочнению стали при отпуске. Кроме того, марганец

взаимодействует с серой и образует соединение с относительно высокой температурой плавления, в результате чего сокращается количество вредных легкоплавких составляющих, таких как сульфиды железа и никеля, выделяющихся порознь или совместно по границам зерен [40].

Марганец и молибден замедляют диффузионное превращение аустенита, поэтому чаще всего при легировании такими элементами образование перлита не происходит, а может быть только превращение аустенита в феррит и только при определенных скоростях охлаждения [38]. Например, в стали типа 26ХМ увеличение содержания молибдена с 0,15 до 0,53% приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, и, как следствие, снижению температуры начала ферритного и бейнитного превращения. Замедление бейнитного превращения приводит к снижению критической скорости закалки [30]. Кроме того, повышение содержания молибдена позволяет увеличить прочность: увеличение содержания молибдена до 0,2 % позволяет получать стали с уровнем прочности  $1000 \text{ Н/м}^2$  для автомобилестроения [41]. Если требуется снизить прочность, уменьшают содержание молибдена и добавляют вместо него ниобий для улучшения обрабатываемости.

Стали с повышенным содержанием марганца и кремния представляют интерес для промышленности [14]. Такие стали обычно являются недорогими, но в то же время обеспечивают уровень прочности  $\sigma_T > 1200 \text{ Н/м}^2$  после проведения классического улучшения.

Никель и кобальт благотворно влияют на механические свойства высокопрочной стали. Они способствуют увеличению подвижности дислокаций и, тем самым, уменьшению концентраций напряжений в результате релаксации. Кроме того, никель способствует уменьшению ликвационной неоднородности. Однако, кобальт и никель находятся в списке одних из самых дефицитных и дорогих легирующих элементов [42], поэтому введение их в сталь приводит к удорожанию конечной продукции. В связи с этим мировые тенденции современного металловедения акцентируют своё внимание на уменьшении стоимости сталей за счет изменения химического состава, чтобы исключить

добавление в сталь дорогостоящих легирующих элементов. Использование таких элементов необходимо в том случае, если детали являются особо ответственными [15].

Для достижения высокой прочности стали прибегают к легированию стали кремнием. Он позволяет сократить содержание углерода в стали. Кроме того, кремний, замедляя процессы отпуска, тормозит падение прочности при низком отпуске 200-300 °С. По мнению авторов монографии [4] для сталей, подвергаемых изотермической закалке, кремний является наиболее важным легирующим элементом. Он усиливает перераспределение углерода в аустените перед бейнитным превращением, а также в его процессе, что приводит к образованию более углеродистого аустенита, и, тем самым, в итоге увеличивает его количество, повышая вязкость стали. Помимо этого, в [17] говорится о том, что кремний увеличивает скорость диффузии углерода, что позволяет гарантировать возможность успешного проведения современной термической обработки под названием «Q&P-quenching and partitioning» в связи с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита, обогащенного углеродом. В связи с этим добавки кремния в сталь позволяют получить структуру, получившая определение как «бескарбидный бейнит» [8]. Помимо этого, цена на стали подобного типа с кремнием не должна быть больше по сравнению с традиционными машиностроительными сталями, но возможностей для применения становится больше.

Наряду с кремнием или вместо кремния вводят в сталь алюминий для получения структуры бескарбидного бейнита [8, 43]. Однако, как отмечают авторы статьи [20], такую структуру наблюдали и в низкоуглеродистых легированных сталях без этих элементов после непрерывного охлаждения. Кроме того, в стали 20X2HAc бескарбидный бейнит также наблюдается, но только при изотермической выдержке выше 450 °С и в совокупности с бейнитом и мартенситом [44]. Также, как и кремний, алюминий повышает количество остаточного аустенита в стали. Например, непрерывное охлаждение с температуры аустенитизации 870 °С стали 40X2H2MA приводит к получению 6%

остаточного аустенита, а в стали 40X2H2MЮ, обработанной по такому же режиму, количество остаточного аустенита составляет уже 24% [8]. По данным работы [43] алюминий смещает область протекания бейнитного превращения в область более высоких температур с резким уменьшением инкубационного периода протекания бейнитного превращения, поэтому ввод кремния является наиболее целесообразным по сравнению с алюминием. Кроме того, алюминий, наряду с ванадием и ниобием, сдерживают процессы рекристаллизации аустенита [45].

Как показано в работе [30] ванадий и ниобий способствуют увеличению прокаливаемости примерно на 4 мм. Легирование ванадием и ниобием увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита в области бейнитного превращения, что дает возможность снизить температуру начала бейнитного превращения и, тем самым, получить именно высокопрочную бейнитную сталь. Легирование ванадием обеспечивает больший прирост предела текучести и предела прочности по сравнению с ниобием.

Вольфрам, как и молибден, повышает прокаливаемость стали. Кроме того, вольфрам, в отличие от молибдена, обладает высокой скоростью снижения наведенной радиоактивности, поэтому сталь 15X2B2ФА(А) используется в качестве радиационностойкого материала [46].

Важным критерием высокопрочных сталей является ограничение примесных элементов: серы и фосфора. Уменьшение серы и фосфора до 0,01 % или ниже улучшает свариваемость, пластичность, сопротивление удару и усталостную прочность стали. При суммарной концентрации этих элементов менее 0,025 % совместное влияние их примерно аддитивно [40].

Необходимо отметить, что высокая чувствительность к трещинам и склонность к замедленному разрушению в контакте с водой высокопрочных сталей не позволяет использовать стали, содержащие более 0,45% С. [47].

## 1.2. Фазовые превращения и структура высокопрочных экономнолегированных сталей

В зависимости от скоростей перестройки кристаллической решетки и перераспределения углерода между фазами и морфологии продуктов распада различают следующие типы превращений: ферритное, перлитное, бейнитное и мартенситное [48]. Стоит отметить, что наиболее сложно описываемыми превращениями являются процессы образования бейнита или мартенсита.

На сегодняшний момент считается, что на природу и морфологию бейнитной структуры оказывает содержание углерода, легирующих элементов и условий охлаждения [1, 3, 8, 38, 50-53]. Хотя и нет единой классификации, стоит всё равно выделить основные виды бейнитных структур, употребляемых в зарубежной и отечественной литературе: верхний (upper) и нижний бейнит, низкотемпературный бейнит, гранулярный или глобулярный бейнит, речный бейнит, игольчатый бейнит, блокированный бейнит, образующийся по границам зерен и бескарбидный бейнит. В работе [54] бескарбидный бейнит называют «бейнитом без видимых выделений карбидной фазы». По самим названиям видно, что здесь смешиваются морфологические определения с определениями, базирующимися на кинетической диаграмме распада аустенита [53]. Необходимо отметить, что все термины, за исключением верхний, нижний и бескарбидный бейнит больше относятся к структуре сталей, содержащих достаточно низкое содержание углерода (обычно не более 0,1% C) [33-34]. Бескарбидный бейнит, или мезоферрит [46, 55], употребим в описании структур сталей с различным содержанием углерода.

По механизму образования бейнит разделяют на верхний и нижний [50, 56]. Кроме этого, широко распространено мнение, что формирование верхнего бейнита контролируется диффузионным, а нижнего – сдвиговым механизмом [19]. Считается, что наиболее благоприятной структурой для получения повышенного комплекса механических свойств является нижний бейнит, не имея грубого строения, по сравнению с верхним бейнитом [18, 25, 50, 56]. Особенно

благоприятно это отражается на свойствах, если получают в стали нижний бескарбидный бейнит [25, 57-58].

Достаточно подробно о бескарбидном бейните написано в монографии Красимира Валкова и Младена Георгиева [56]. Авторы отмечают, что в бескарбидном бейните значительное количество аустенита располагается в виде непрерывных прослоек возле феррита, образуя достаточно прочный и вязкий специфический слоистый «сэндвич», состоящий из чередующихся ферритных и аустенитных кристаллов. Бейнитный феррит является носителем высокой прочности, а остаточный аустенит со своей хорошей пластичностью при развитии трещины играет роль амортизирующего фактора, способствующего протеканию релаксационных процессов перед фронтом трещины, благодаря чему реализуется повышенная трещиностойкость. Для получения этого типа структуры необходимо, чтобы сталь была обязательно легирована кремнием, о чем говорится и в статье Caballero F.G. [7].

Несмотря на высокую практическую значимость и обширные экспериментальные исследования фазовые превращения в сталях, особенно при бейнитном и мартенситном превращении, остаются недостаточно изученными.

В металловедении используют различные методы исследования структуры и фазовых превращений, среди которых выделяют: металлографический, дилатометрический, термический анализ, сканирующую калориметрию, количественное моделирование [59-60].

Одним из основных и часто используемых в последние десятилетия является дилатометрический метод, с помощью которого возможно построение термокинетических и изотермических диаграмм переохлажденного аустенита. Еще в 1941 году советскими учеными А.В. Лопатиным и А.В. Прохоровым было предложено оформлять результаты исследований особенностей превращения переохлажденного аустенита в виде термокинетических диаграмм [32]. Эти диаграммы оказались достаточно удобными при решении различных научно-технических задач, в том числе при назначении режимов термической обработки низколегированных сталей в условиях массового производства.

В настоящее время пользуется огромной популярностью у металлургов справочник по диаграммам распада переохлажденного аустенита, составленный Л.Е. Поповой и А.А. Поповым [31, 32]. Особую актуальность он приобретает при разработке новых марок сталей, так как данные, собранные в справочнике, несут в себе опыт многолетних исследований. В современном мире по-прежнему разрабатываются новые марки сталей, для которых проводят построение термокинетических и изотермических диаграмм, но как отмечено в статье Рыжкова М.А. [32], внешний вид диаграмм в большей степени зависит от метода их построения и индивидуального подхода различных исследователей к толкованию полученных экспериментальных данных. Например, в работе Свищенко В.В. и др. [55] представлена диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита стали 20Х2НАч, где в области бейнитного превращения выделен участок с образованием непосредственно мезоферрита (бескарбидного бейнита), что дает наиболее полную картину о фазовых превращениях в промежуточной области. Всё таки, чаще всего диаграммы распада переохлажденного аустенита в области перехода бейнита к мартенситу изображаются таким образом, что нет конкретной границы между началом мартенситного и окончанием бейнитного превращения [31]. Кроме того, на диаграмме могут показывать только одну область, а именно одновременное существование бейнита и мартенсита во всем температурном интервале, что наталкивает на невозможность авторами непосредственного разделения мартенситного и бейнитного превращений [46].

Дилатометрический метод считается наиболее надежным и простым методом исследования, что говорит о его массовом использовании и достаточно часто публикуемых результатах дилатометрических экспериментов [14, 32, 57, 46, 61-64]. Однако, как отмечают авторы статьи [32], процесс построения и оформления диаграмм распада переохлажденного аустенита в сталях представляется комплексным исследованием, в которое дополнительно входит дюрOMETрический и металлографический анализы.

Современное дилатометрическое оборудование, например, L78 R.I.T.A. [58] или GLEEBLE 3500 [106], является очень чувствительным и поэтому может фиксировать даже небольшие изменения в структуре образца при нагреве и при охлаждении. На результат исследования может влиять даже незначительное изменение химического состава стали [47]. Отличие в содержании легирующих элементов всего в десятые доли кремния, марганца или хрома даже после гомогенизирующего отжига может существенно повлиять на кинетику превращения переохлажденного аустенита, а также на критические температуры  $A_{C_1}$  и  $A_{C_3}$ . Например, существенное отличие кинетики изотермического превращения аустенита наблюдается при температуре выдержки 400 °С. В этом случае разница долей превращения в стали разных плавок может достигать 0,45 при длительности выдержки 150 с [47]. Здесь стоит затронуть влияние микрохимической неоднородности на значения микротвердости. Незначительное отклонение количества легирующего элемента от среднего значения приводит к различной микротвердости: в одних участках шлифа значения микротвердости могут составлять 4300 МПа, а в других – 5550 МПа [65].

В связи с тем, что для исследования бейнитных сталей часто используют дилатометрический метод, одно из предназначений которого является определение критических температур, то изучение бейнитного и мартенситного превращений, особенно в условиях их одновременного протекания, именно с помощью данного метода является первостепенным. О возможности одновременного протекания бейнитных и мартенситных реакций, например, упоминается в работах [46] и [66]. Прямые доказательства представлены только в статье [66], а остальные судят о наложении бейнитной и мартенситной реакции по косвенным признакам. Однако, для построения диаграмм распада переохлажденного аустенита для новых сталей зачастую используют анализ дилатометрических кривых. Такой анализ является достоверным, но расшифровка дилатометрических кривых вызывает трудности при температурах ниже  $M_n$ . Помимо этого, структуры бейнита и мартенсита, которые образуются в одном

температурном интервале очень похожи, что вызывает сложности для их разделения с помощью металлографического анализа. В связи с этим поиск решения этой фундаментальной проблемы остается актуальным.

### **1.3. Металлографический контроль сталей с бейнитной структурой**

Металлографический анализ предназначен для анализа структуры металлов и сплавов. В настоящее время наиболее распространенными методами анализа структуры высокопрочных сталей бейнитного класса являются световая металлография, сканирующая (растровая) и просвечивающая электронная микроскопия и высокотемпературная металлография [8, 34-35, 57-58, 66, 105]. Принципиальным отличием первых трех методов является разрешающая способность. Высокотемпературную металлографию отличает возможность отслеживания образования мартенсита и бейнита на поверхности микрошлифа в процессе термической обработки. Сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия считаются более локальными и дорогими методами, по сравнению со световой металлографией. Применение световой металлографии обеспечивает исследование структуры при меньшем увеличении, что дает возможность более точной количественной оценке структурных составляющих во всем объеме образца при достоверном качественном определении структурных составляющих.

Качественной и количественной оценке структурных составляющих, особенно бейнита и мартенсита, уделяется особое внимание [22, 44, 67, 68]. Это необходимо для понимания того, какой естественный композит формируется в результате определенной термической обработки для получения наиболее благоприятных характеристик механических свойств [140]. В случае, когда термическая обработка проводится из межкритического интервала температур, идентификация структурных составляющих так же является неотъемлемой частью [21].

Обычно, при идентификации структуры в первую очередь используются формальные признаки структуры, знание механизма ее зарождения и роста, сведения о составе стали и ее термической истории, затем различные методы

избирательного травления, измерения твердости и микротвердости [69]. Стоит отметить, что наиболее полное представление о структуре дает использование сразу нескольких видов микроскопии [68]. Использование дилатометрического метода в совокупности с несколькими видами микроскопии так же актуально, особенно при изучении структуры выше или, тем более, ниже температуры начала мартенситного превращения в изотермических условиях [62].

При изучении структуры с помощью светового микроскопа существует несколько подходов. Самым распространенным является применение классических реактивов типа спиртовых растворов азотной или пикриновой кислоты, которые выявляют границы структурных элементов, а их тело остается неизменным. Такой подход подразумевает знание морфологических признаков различных структурных составляющих. Однако, когда в структуре присутствуют очень близкие по морфологии фазы, например, нижний бейнит и мартенсит, то с помощью классических реактивов распознать их становится очень сложно. В этом случае можно использовать реактивы для цветного травления, применение которых подразумевает окрашивание структурных составляющих в различные цвета за счет формирования на поверхности пленок различной толщины [70].

Для разграничения бейнита и мартенсита преимущественно используют травитель LePera [64, 71-73]. Однако, в одном случае бейнит показывают синим, а мартенсит коричневым; во втором – бейнит коричневый, а мартенсит светлый; в третьем – цвета бейнита и мартенсита практически одинаковы. По-видимому, это зависит от химического состава стали и режима травления.

С помощью травителя LePera можно также выявить высокоуглеродистый мартенсит, который обычно располагается по соседству с высокоуглеродистым остаточным аустенитом и обозначаются М/А [34, 67, 74]. Обнаружение таких участков является важным аспектом. Особенно это важно тогда, когда требуется получить высокопрочную структуру с минимальной склонностью к хрупкому разрушению, которая может резко увеличиваться с появлением в структуре избыточных фаз по границам зерна, а также даже незначительной доли высокоуглеродистого мартенсита [4, 7].

Еще одним из способов определения бейнитной составляющей является применение светового микроскопа с использованием поляризованного света [75]. Способ включает взаимодействие образца трубной стали с водным раствором сульфосолей, последующие промывку и просушку образца, и выявление областей бейнита реечной морфологии с помощью оптического микроскопа в поляризованном свете. Стоит отметить, что в литературе совершенно недостаточно информации об исследовании в поляризованном свете бейнитной структуры высокопрочных экономнолегированных сталей в сравнении с мартенситом. Кроме того, недостаточно данных по анализу бейнитно-мартенситной структуры, формирующейся при изотермической обработке ниже температуры начала мартенситного превращения, с помощью цветного травления и поляризованного света.

После качественной следует количественная оценка структуры. Среди методов количественного анализа структуры можно выделить следующие: метод визуальной оценки, метод эталонной сетки, метод взвешивания, метод планиметрирования, метод секущих и др. [77]. Однако все эти методы трудоемки и поэтому были разработаны программные комплексы, с помощью которых можно обрабатывать изображения структуры в автоматическом и полуавтоматическом режимах. К ним относятся современные металлографические анализаторы твердых тел SIAMS 700[22], SIAMS 800 [47] или Thixomet [78]. Совокупность цветного травления и современных программных комплексов анализа структуры позволяет более качественно и достаточно быстро проводить оценку структуры.

#### **1.4. Термическая обработка экономнолегированных сталей**

Для легированных сталей рекомендуется проводить перед окончательной термической обработкой субкритический высокий отпуск с достаточной выдержкой, чтобы минимизировать проявление структурной наследственности и не допустить роста зерна [79]. Однако, существуют стали для которых нельзя

подобрать температуру субкритического отпуска, особенно, когда стали легированы так, что являются устойчивыми к отпуску.

Основными видами термической обработки экономнолегированных сталей являются режимы, которые представлены на рисунке 1.1. В настоящее время такие виды обработок достаточно распространены [18, 26, 80, 81] в России и за рубежом.

Наиболее простой термической обработкой считается непрерывное охлаждение с температуры аустенитизации (рис. 1.1, а-б). Изотермическую обработку (рис. 1.1, в-е) обычно проводят в соляных, щелочных свинцовых печах-ваннах [4, 10, 55, 57], а данных по использованию термического оборудования с окислительной атмосферой для получения бейнита в изотермических условиях нет [18]. Однако относительно недавно были проведены эксперименты на сталях типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС по получению в печах с окислительной атмосферой изотермического бескарбидного бейнита [57].

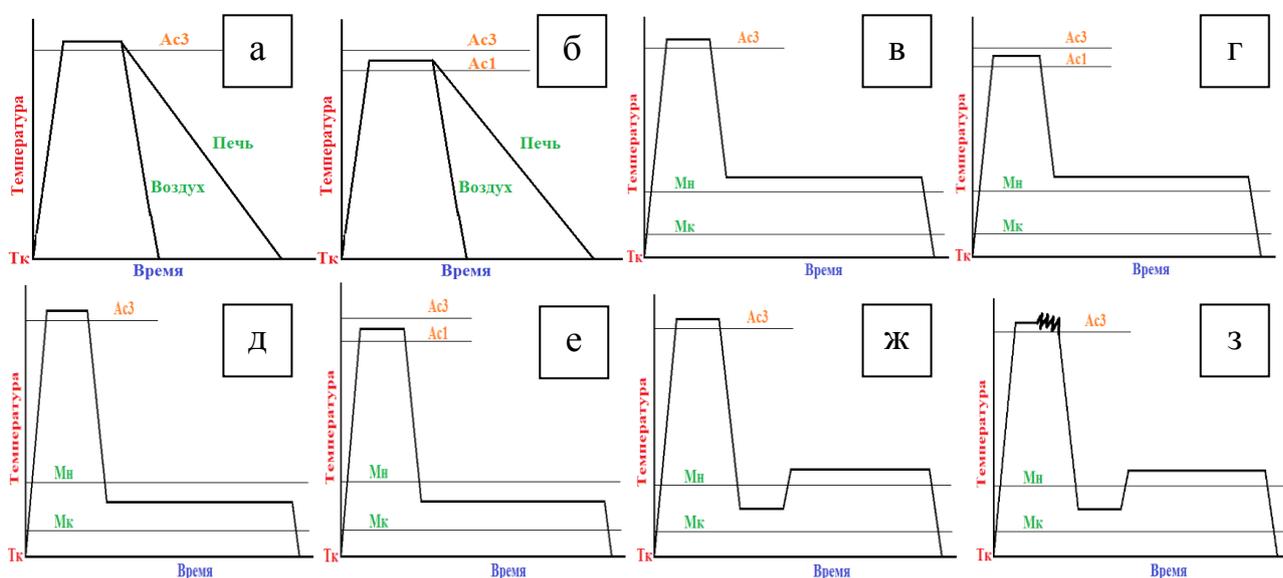


Рисунок 1.1 – Схематическое изображение режимов термической обработки экономнолегированных сталей: а – охлаждение после полной аустенитизации; б – охлаждение из МКИТ; в-е – изотермическая обработка; ж - Q&P-обработка; з - Q&P-обработка с предварительной высокотемпературной механической обработкой

Термическая обработка с применением печей с окислительной атмосферой считается более перспективной, так как является экологически и экономически более выгодной по сравнению с применением печей-ванн.

Еще одним достаточно популярным видом термической обработки является Q&P-quenching and partitioning (рис. 1.2, ж). Предложенная в начале 2000-х годов, она зарекомендовала себя, как обработка, которую проводят для получения повышенного содержания остаточного аустенита [81]. Однако, трудность вызывает определение температуры -partitioning [26].

Сочетание термомеханической обработки и Q&P-обработки (рис. 1.2, з) было продемонстрировано в [80]. Термомеханической обработкой в стали могут быть сформированы различные типы дисперсных однородных высокопрочных структур, обладающих высоким сопротивлением разрушению при воздействии динамических и циклических нагрузок. Тем не менее это дополнительная операция, которая повышает стоимость готовой продукции.

Отпуск занимает важное место в цикле термической обработки бейнитных и бейнитно-мартенситных сталей. Чаще всего отпуск среднелегированных сталей проводят при температурах 200-220 °С для снижения остаточных напряжений. Повышение температуры отпуска приводит к повышению склонности к коррозии под напряжением; снижается прочность, что нежелательно для высокопрочных сталей [85]. Еще одним критерием, из-за которого нежелательно увеличивать температуру отпуска, является опасность попадания в зону с пониженной ударной вязкостью. Например, температура отпуска бейнитной стали, предназначенной для изготовления железнодорожных рельсов, не должна превышать 400°С [85]. Вместо этого можно изменить температуру закалочной среды при изотермической обработке и отрегулировать уровень прочности. Изотермическая обработка по сравнению с закалкой и низким отпуском является более перспективной термической обработкой, так как уменьшает поковки деталей.

## 1.5. Свойства конструкционных экономнолегированных высокопрочных сталей с бейнитной структурой

Свойства бейнитных конструкционных экономнолегированных высокопрочных сталей могут быть достаточно разнообразными и регламентируются условиями дальнейшей эксплуатации. В таблице 1.1 приведены примеры механических свойств, получаемых на используемых сталях в России и за рубежом. В таблице представлены в основном среднеуглеродистые конструкционные стали, легированные элементами, которые позволяют получить высокопрочную сталь с удовлетворительными характеристиками пластичности и надежности. В литературе обычно для высокопрочных сталей приводятся данные по характеристикам прочности, иногда в сочетании с характеристиками пластичности, а данные по ударной вязкости показывают достаточно редко. Если и приводятся такие данные, то чаще всего это ударная вязкость, определенная после испытания ударных образцов с U-образным надрезом. Однако, характеристика  $KCV$  является неотъемлемым критерием для определения уровня надежности материала. Особенно тогда, когда требования к комплексу механических свойств высокопрочных сталей постоянно растут и бейнитные высокопрочные стали здесь не исключение.

В работе [36] указывается на положительное влияние бейнитной компоненты на комплекс свойств. Например, за счет получения при закалке в воде нижнего бейнита стали 32ХМ1А и 25ХНЗМФА приобретают максимальный уровень свойств, в том числе и повышается сопротивление стали к водородному охрупчиванию. Кроме того, бейнит благоприятно влияет на сопротивление хрупкому разрушению хромоникельмолибденовой стали в массивных поковках.

Одним из параметров механических свойств любой стали является твердость. Например, в статье [17] для стали 20Х2ГСН2М приведены данные по твердости мартенситной и полумартенситной структуры 43 и 40 HRC, что говорит о твердости бейнита близкой к твердости мартенсита.

Стоит обратить внимание на сталь с повышенным содержанием марганца и пониженным содержанием никеля типа 20Х2Г2СНМ, в которой формируется

структура мартенсита во всем диапазоне скоростей охлаждения, что позволяет использовать данную сталь для крупногабаритных изделий. К тому же становится возможным проведение ступенчатой закалки для крупногабаритных изделий, что позволит делать выдержку немного выше начала мартенситного превращения для выравнивания температуры по всему сечению изделия. Особенно это актуально в том случае, если используется только термическое оборудование с окислительной атмосферой [18]. По мнению авторов статьи [17] кремний замедляет диффузию углерода, что позволяет гарантировать возможность успешного проведения «Q&P-quenching and partitioning» в связи с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита. Помимо этого, цена на стали подобного типа с кремнием не должна быть больше по сравнению с традиционными машиностроительными сталями, но возможностей для применения становится больше.

Данные примеры показывают, что использование сбалансированного легирования сталей приводит к получению высоких прочностных свойств с пониженными затратами при производстве сталей.

Таблица 1.1 – Механические свойства некоторых марок сталей, использующихся в России и за рубежом

Химический состав или марка стали	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\Psi$	KCV	KCU
	МПа		%		МДж/м <sup>2</sup>	
30ХГСА [3]	1070	1250	21	-	1,08	-
30ХГСА [65]	1430	1660	12	51	-	1,10
30ХГСА [65]	1210	1301	16	59	-	1,50
40ХГС3ВА [4]	1450	2100	5	14	-	-
35ХГСН2А [5]	1350	1600-1850	-	45	-	-
30Х2ГСН2ВМ [26]	1150	1660	11	-	-	-
Н11 (0,4 %С; 1,0 %Si; 5 %Cr; 1,4 %Mo; 0,5 %V) 40Х5СМФ [6]	1670	2020	9	34	-	-
Пирлесс 56 (0,4 %С; 1,0 %Si; 3,25 %Cr; 2,55 %Mo; 0,35 %V) 40Х3М3СФ [6]	1720	2100	8	-	-	-
Н50 (0,4 %С; 0,63 %Si; 5 %Cr; 1,3 %Mo; 0,8 %V) 40Х5СМФ [6]	1400	1980	10	-	-	-
12Х2Г2НМФТ [2]	1100	1300	12	66	-	1,20
Х12Н8К5М3Т [2]		1500-1700				
Н18К9М5Т [2]		≥2000				
0,29% С; 1,49% Si; 1,56% Mn; 1,47% Cr; 0,25% Mo (29Х2Г2С2М) [7]	1200	1642	18			
0,27% С; 1,71% Si; 1,53% Mn; 1,47% Ni; 0,17% Cr; 0,24% Mo (27Г2С2Н2М) [7]	1339	1763	16			
40Х2Н2МА [8]		1110				0,30
40Х2Н2МЮ [8]		1220				1,00
40Х2Н2МА [80]	1439	1597	15		0,97	
27Х2Н2СМ [8]		1340				0,85

## **1.6. Применение конструкционных экономнолегированных высокопрочных сталей с бейнитной структурой**

По мнению авторов монографии [1], Китай является одной из ведущих стран по разработке и внедрению бейнитных сталей.

По данным статьи [36] номенклатура бейнитных сталей, производимых промышленностью, включает: 1) низкоуглеродистые стали с высокой свариваемостью; 2) высокопрочные стали, конкурирующие с закаленными и отпущенными мартенситными сплавами и сталями с высоким сопротивлением ползучести, которые десятилетиями работают на предприятиях энергетической отрасли; 3) кованные стали, более предпочтительные, чем мартенситные сплавы, поскольку их производство включает меньшее количество операций; 4) иннокулированные стали, в которых внутризеренное образование бейнита, приводящее к хаотической структуре, стимулируется введением частиц труднорастворимых соединений, что обуславливает повышенное сопротивление распространению трещин.

Стали с бейнитной структурой активно используются в железнодорожном комплексе для производства рельсов, которые имеют более высокое сопротивление изнашиванию (более чем в 2 раза), чем стали с перлитной структурой [10]. Бейнитные рельсы устанавливаются на скоростные железнодорожные магистрали. Они нашли своё применение в Японии [90], на ближнем востоке [10], странах Европы [86], США [87].

В нашей стране также разрабатывают железнодорожные рельсы с бейнитной структурой [85, 88, 89]. В работе [85] исследовали влияние углерода бейнитных сталей на формирование требуемых механических свойств для отечественных рельсов. Авторы показали, что содержание углерода для изготовления рельсов не должно превышать 0,3 %, иначе в подошве рельса формируется структура с большой твердостью. Бейнитные рельсы в нашей стране не находят массового применения, что скорее всего, связано с различными климатическими зонами в пределах Российской Федерации.

Конструкционные экономнолегированные бейнитно-мартенситные стали 26Х1МФА, 25Х2М1ФА и 22Х1МФА, получаемые по серийной технологии на ОАО «Северский трубный завод», изготавливаются для газонефтепроводов [36].

За рубежом систематически используются высокопрочные кремнистые стали, имеющие низкое или близкое к среднему количество углерода и содержащие кремний больше 1%, марганец, никель, молибден и небольшое количество хрома до 1% [14]. Такие стали в основном используют для производства ответственных деталей, таких как оси, валы, детали двигателей в авиакосмической промышленности и тяжелом машиностроении. Высококачественную низкоуглеродистую безхромистую сталь типа 25Г2С2Н2МА (НУ-TUF) также используют для производства ответственных деталей авиастроения, горного, а также специального машиностроения [47].

Как показали исследования авторов научных работ [7, 29], в экономнолегированных сталях типа ХГ2СМФ или ХС2Н4МФ с содержанием углерода от 0,2 до 0,3% структура бескарбидного бейнита обеспечивает предел текучести на уровне 1100-1300 МПа, предел прочности – 1600-1800 МПа, а пластичность находится на уровне 13-25%. В связи с этим высокая конструкционная прочность бескарбидного бейнита вызывает интерес к исследованию бейнитных бескарбидных сплавов, которые можно использовать в ряде ответственных сооружений. Кроме того, как утверждают авторы статьи [8], высокую ударную вязкость можно получить в стальных массивных деталях с бескарбидным бейнитом и ограниченным содержанием углерода в стали. Однако есть примеры конструкций, которые изготавливают из высокоуглеродистых бейнитных сталей: дорны для производства труб, опорные валки прокатных станов и детали машин, работающие при статической нагрузке [23].

Отдельно стоит сказать о стремительном технологическом росте в рамках автомобильной промышленности. В след за увеличением количества

автомобилей требуется сохранить или даже повысить качество конструкции и деталей автомобильного транспорта для повышения безопасности человека. В связи с этим в автомобильной промышленности активно внедряются высокопрочные конструкционные стали третьего поколения – 3<sup>rd</sup> Gen AHSS (Advanced High Strength Steels) (рис. 1.2) [124-133, 138-139], которые используются для изготовления высоконагруженных элементов кузовов или лонжеронов-опор кузова; частей дверей; крепежных изделий, например, болтов, работающих на срез; валов [104, 133-134].

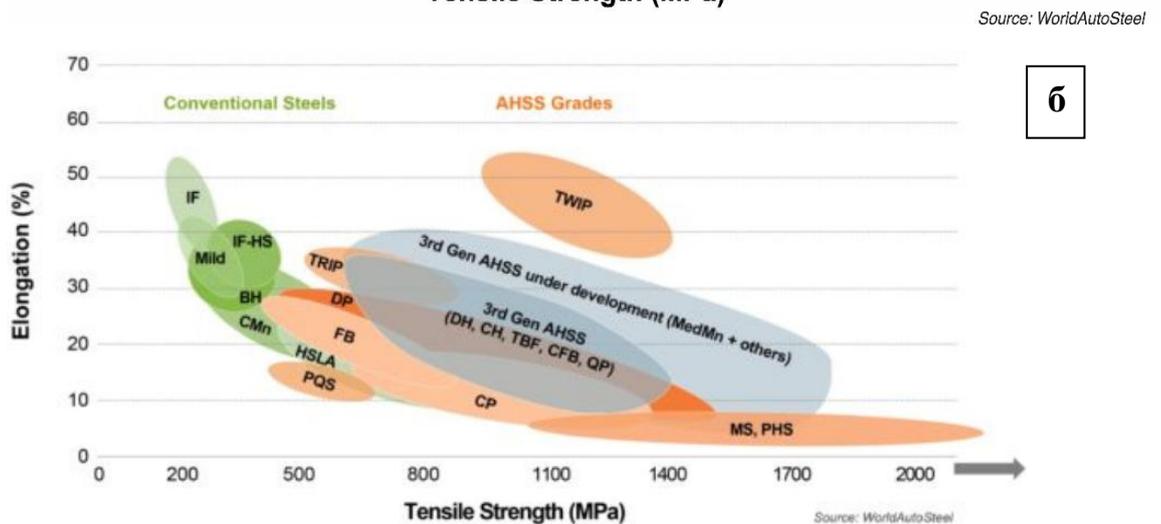
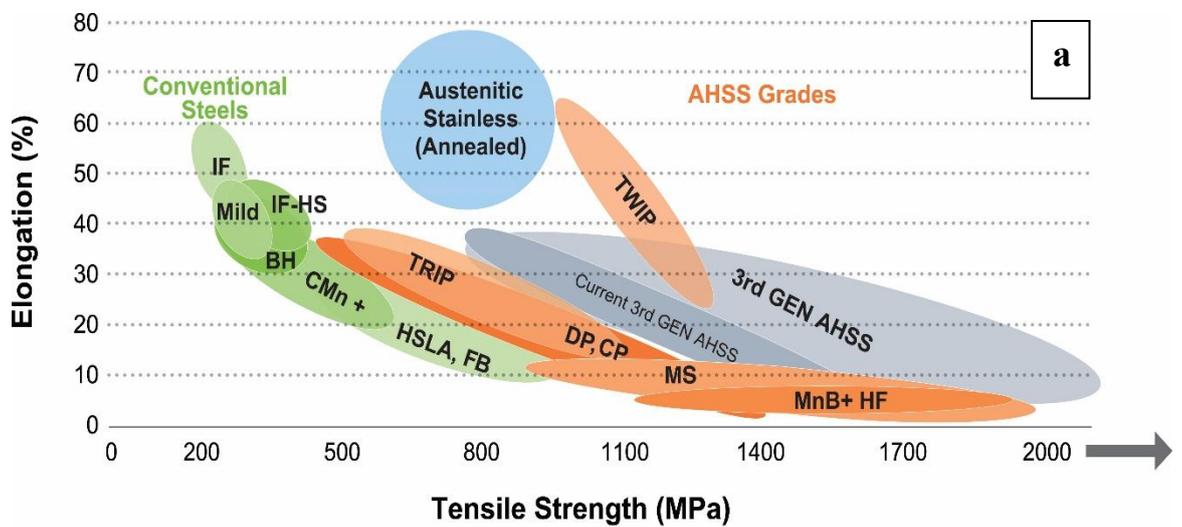


Рисунок 1.2. Диаграммы конструкционной прочности сталей различных поколений [92]: а – 2017 год; б – 2021 год.

Идея создания высокопрочных сталей третьего поколения возникла еще в конце прошлого века, когда целью различных автомобильных программ являлось создание сверхлегких, экономичных, безопасных для человека и окружающей среды автомобилей. В связи с тем, что многие мировые промышленные компании стремятся снизить издержки при производстве сталей, новые высокопрочные бейнитные стали [75], могут составить конкуренцию уже существующим материалам разных поколений, что говорит об актуальности развития данного направления.

За рубежом систематически используются высокопрочные кремнистые стали [124, 126-127, 136], имеющие низкое или близкое к среднему количество углерода и содержащие кремний (1-2 %), марганец, никель, молибден и количество хрома до 2%. Такие стали в основном используют для производства ответственных деталей, таких, как оси, валы, детали двигателей в авиакосмической промышленности и тяжелом машиностроении. В литературе также есть сведения об исследовании сталей с большим содержанием кремния (до 3%), но такая информация встречается редко. К тому же стали с повышенным содержанием кремния (до 3%) используют в сочетании с гораздо большим содержанием марганца (до 12-14%) [133].

Как показали исследования авторов работ [135, 137], в экономнолегированных сталях типа ХГ2СМФ или ХС2Н4МФ с содержанием углерода от 0,2 до 0,3% формируется структура бескарбидного бейнита, которая обеспечивает предел текучести на уровне 1100-1300 МПа, предел прочности – 1600-1800 МПа, а пластичность находится на уровне 13-25%. В связи с этим высокая конструкционная прочность бескарбидного бейнита вызывает интерес к исследованию бейнитных бескарбидных сплавов, которые можно использовать в ряде ответственных сооружений, а также в автомобилестроении [130]. Кроме того, как утверждают авторы статьи [8], высокую ударную вязкость можно получить в стальных массивных деталях с бескарбидным бейнитом и ограниченным содержанием углерода в стали.

### 1.7 Постановка цели и задач исследования

Таким образом, из результатов анализа литературных источников следует, что для получения высокопрочной бейнитной структуры и с наименьшими энергозатратами при производстве сталей необходимо проводить следующие мероприятия:

1. Проведение экономного легирования хромом, марганцем, кремнием, молибденом, ванадием сталей с содержанием углерода от 0,15 до 0,45 % С, но так, чтобы повысить устойчивость аустенита в процессе непрерывного охлаждения; и, таким образом, минимизировать вероятность появления перлитного превращения и сместить температурный интервал бейнитного превращения в область пониженных температур.

2. Построение диаграмм распада переохлажденного аустенита с целью определения критических температур, выявления бейнитной области и подбора режимов термической обработки для получения непосредственно бейнитной структуры с повышенными характеристиками механических свойств.

3. Подбор или разработка более точной методики для контроля микроструктуры с возможностью разделения бейнита и мартенсита и их количественного анализа.

4. Проведение экономически выгодной термической обработки, к которой относится непрерывное охлаждение с температур полной аустенитизации, а также изотермическая обработка с выдержкой при температурах выше или ниже температуры начала мартенситного превращения.

Кроме того, из анализа литературных данных следует, что интерпретация дилатометрических кривых носит индивидуальный характер, поэтому это требует дополнительного исследования. Особенно это относится к области бейнитного и мартенситного превращения.

Помимо этого, вопросы, связанные с металлографическим контролем сталей с бейнитно-мартенситной структурой, остаются открытыми. Имеются противоречивые данные об окрашивании бейнита и мартенсита в тот или иной

цвет, так как нет единого толкования изображений микроструктур после применения достаточно активно используемого метода цветного травления. Это является важным аспектом вследствие того, что соотношение бейнита и мартенсита оказывает определяющее влияние на получение необходимого комплекса механических свойств сталей. Поэтому необходимо гарантированно разделять и корректно количественно оценивать долю бейнита и мартенсита.

Достаточно много работ посвящено термической обработке сталей в соляных печах-ваннах для получения бейнитной структуры, однако термической обработке в печах с окислительной атмосферой уделено недостаточно внимания. Особенно это относится к изотермической обработке. В то же время необходимо отметить, что использование обычных термических печей с окислительной атмосферой могло бы существенно снизить затраты на проведение термической обработки и повысить производительность.

Стали с бейнитной структурой используются во многих отраслях жизнедеятельности человека и постоянный рост требований сопровождается увеличением комплекса механических характеристик, поэтому исследование ударной вязкости должно быть неотъемлемой частью подобных исследований.

Следует отметить, что сотрудниками кафедры МТО ПНИПУ в последние два десятилетия активно велась работа по разработке экономно легированных сталей с бейнитной структурой. Была создана система легирования, включающая хром, марганец, молибден, ванадий и кремний с повышенным его содержанием в пределах 2 % [93]. Ключевой предполагаемой особенностью данных сталей является изменение уровня характеристик механических свойств в широких пределах в результате изменения структуры после термической обработки. Однако, остаются вопросы, связанные с образованием структуры в процессе непрерывного охлаждения и изотермических выдержек, которые требуют дополнительного исследования.

Кроме того, актуальным направлением в настоящее время является совершенствование старых или разработка новых сталей для деталей

автомобильной промышленности. Легирование, которое используют для получения автомобильных сталей нового поколения, близко к экономному и состоит из тех элементов, которые были упомянуты ранее. Считается, что на базе такого химического состава и правильно подобранного режима термической обработки можно реализовать в сталях совершенно новый комплекс механических характеристик с повышенным уровнем пластичности и прочности, относящегося к высокопрочным автомобильным сталям третьего поколения.

Таким образом, **цель работы заключается в установлении взаимосвязей структуры и механических свойств конструкционных сталей системы легирования X2Г2С2МФ с содержанием углерода, изменяющегося в пределах 0,20 – 0,45%, и выбор режимов термической обработки для установления возможности использования данных сталей в качестве автомобильных сталей третьего поколения.**

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выявить и изучить закономерности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и структурообразования в конструкционных сталях системы легирования X2Г2С2МФ при непрерывном охлаждении и в процессе промежуточного превращения в изотермических условиях.

2. Разработать новый способ выявления и количественной оценки доли бейнита в конструкционных сталях системы легирования X2Г2С2МФ с использованием светового микроскопа.

3. Установить закономерности влияния структуры на механические свойства сталей системы легирования X2Г2С2МФ после проведения термической обработки в печах с окислительной атмосферой.

## Глава 2. Материалы и методики исследования

### 2.1. Материалы эксперимента

В качестве материалов исследования использовали стали системы легирования X2Г2С2МФ, химический состав которых представлен в таблице 2.1.

Химический состав подбирался таким образом, чтобы в структуре сталей при охлаждении на спокойном воздухе с температуры аустенитизации образовывалась структура бейнита или бейнита и мартенсита. Хром и марганец обеспечивают устойчивость переохлажденного аустенита в области диффузионного превращения. Количество хрома и марганца обеспечивает достаточную прокаливаемость до 100 мм в сечении, а отношение количества хрома к количеству углерода не превышает 15, чтобы не реализовывалось чисто мартенситное превращение [2]. Для получения именно бескарбидного бейнита введение кремния является наиболее целесообразным по сравнению с алюминием, так как алюминий по данным работы [43] смещает область бейнитного превращения в диапазон более высоких температур с уменьшенным инкубационным периодом протекания бейнитного превращения. Количество кремния около 2 % по мнению авторов научных работ [24, 36] достаточно для получения бескарбидного бейнита. Небольшие добавки молибдена и ванадия обеспечивают малую склонность к росту зерна при высокотемпературных нагревах, а также увеличивают устойчивость против отпуска.

Таблица 2.1 – Химический состав материалов исследования

№	Марка стали	Содержание химических элементов, % (масс.)									
		C	Cr	Mn	Si	Mo	V	S	P	Ni	Cu
1	22X2Г2С2МФ	0,22	2,36	2,40	2,06	0,39	0,09	0,014	0,022	0,33	0,18
2	44X2Г2С2МФ	0,44	2,31	2,19	2,18	0,36	0,09	0,012	0,015	0,31	0,16

Выплавку сталей проводили на ПАО «Мотовилихинские заводы» (г. Пермь) в вакуумно-индукционной печи ZG-0.06. Далее проводили отжиг при температуре  $T = 600^{\circ}\text{C}$  в течение 4 часов. После этого стали деформировали по технологии горячей свободнойковки на молоте в три прохода с финальным охлаждением на воздухе. Окончательные размеры прутков получили следующие: диаметр  $\text{Ø} 22 \pm 0,5$  мм и длина 1 м.

## 2.2. Методики обработки исследуемых материалов

### 2.2.1. Методика пробных закалок

Методику пробных закалок применяли для определения критических температур  $A_{C_1}$  и  $A_{C_3}$  и дальнейшего их сравнения с результатами, полученными dilatометрическим методом. Данная методика подробно описана в [94].

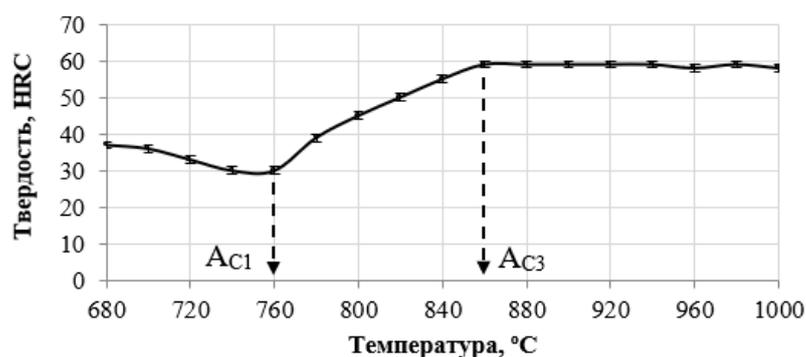


Рисунок 2.1 – Зависимость твердости от температуры нагрева. Температура начала повышения твердости отвечает точке  $A_{C_1}$ , а выход на горизонталь – точке  $A_{C_3}$ .

Для реализации методики использовали печи сопротивления с окислительной атмосферой типа «НАКАЛ», в которых проводили нагрев стальных шайб диаметром  $\text{Ø} 22 \pm 0,5$  мм на температуры  $680 \div 1000$  °C с шагом  $20$  °C и выдержкой в печи 20 минут при каждой температуре с последующим охлаждением в воде. Далее проводили измерение твердости каждого образца с

построением зависимости твердости от температуры. Пример приведен на рисунке 2.1.

### 2.2.2. Методика окончательной термической обработки

Перед окончательной термической обработкой (ОТО) заготовок размером  $12 \times 12 \times 60$  мм каждой стали проводили высокий отпуск при температуре  $T = 660$  °С в течение 3 ч с охлаждением на спокойном воздухе. Высокий отпуск и ОТО проводили в камерных лабораторных печах сопротивления с окислительной атмосферой «НАКАЛ». В качестве ОТО были применены непрерывное охлаждение и изотермическая обработка с температуры полной аустенитизации (рис. 2.2).

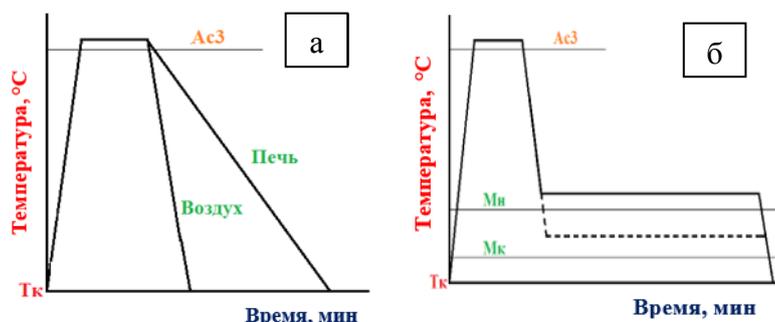


Рисунок 2.2 – Схемы режимов ОТО: а – непрерывное охлаждение с разной  $V_{охл}$  с температуры полной аустенитизации; б – изотермическая обработка с температуры полной аустенитизации и  $T_{изо}$  выше и ниже  $M_n$ .

Нагрев до температуры аустенитизации ( $T_{ауст}$ ) стальных заготовок размером  $12 \times 12 \times 60$  мм проводили вместе с печью, что соответствует скорости нагрева  $V_{нагр} = 1,5$  °С/с.

$T_{ауст}$  для каждой исследуемой стали выбирали по результатам твердости, полученных после проведения методики пробных закалок.  $T_{ауст}$  назначали такую, которая соответствовала максимальной твердости при самых ранних температурах.

Температуру изотермических выдержек ( $T_{изо}$ ) назначали, исходя из результатов дилатометрических исследований.

Время выдержки при  $T_{\text{ИЗО}}$  регламентировали таким образом, чтобы обеспечить максимальное бейнитное превращение при  $T_{\text{ИЗО}}$  и, чтобы вся технология термической обработки укладывалась в одну-две рабочие смены термического цеха завода.

Охлаждение при реализации каждого режима окончательной термической обработки всегда проводили на спокойном воздухе, что соответствует скорости охлаждения  $V_{\text{ОХЛ}} = 1,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ .

После каждого режима ОТО проводился низкий отпуск: температура  $T = 200 \text{ } ^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 2 \text{ ч}$ , охлаждение на спокойном воздухе.

## 2.3. Методики исследований

### 2.3.1. Методика дилатометрических исследований

По схеме, представленной на рисунке 2.3, проводили вырезку образцов для дилатометрических исследований

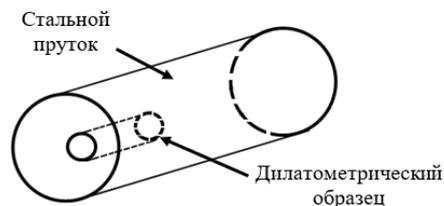


Рисунок 2.3 – Схема вырезки дилатометрического образца из стального прутка

**Моделирование термической обработки (ТО).** Моделирование ТО проводили на горизонтальном высокоскоростном индукционном закалочном дилатометре Linseis L78 R.I.T.A. в среде высокочистого гелия (99,9999%) на цилиндрических образцах длиной  $10,0 \pm 0,05 \text{ мм}$  и диаметром  $3,0 \div 3,5 \text{ мм}$ .

Режимы термической обработки (термокинетические и изотермические) проводили на образцах с исходной горячекованой структурой. В первом случае нагрев образцов осуществляли с одинаковой  $V_{\text{НАГР}} = 1,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ,  $T_{\text{АУСТ}} = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 900 \text{ с}$ , а  $V_{\text{ОХЛ}}$  с  $T_{\text{АУСТ}}$  находилась в диапазоне от 100 до  $0,03 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ .

При изотермической обработке:  $V_{\text{НАГР}} = 1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ,  $T_{\text{АУСТ}} = 1000^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 900 \text{ с}$ ,  $V_{\text{ОХЛ}} = 1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  до и после  $T_{\text{ИЗО}}$  до комнатной температуры ( $T_{\text{К}}$ ).  $T_{\text{ИЗО}}$  и  $\tau_{\text{ВЫД}}$  для каждой стали были различны:  $T_{\text{ИЗО}} = 275\text{-}375^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 6 \text{ ч}$  для 22Х2Г2С2МФ;  $T_{\text{ИЗО}} = 200\text{-}325^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 6 \text{ ч}$  для 44Х2Г2С2МФ.

**Определение критических температур.** Положение критической точки  $A_{C1}$  исследуемых сталей находили по моменту возникновения эндотермического теплового эффекта  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (рис. 2.4, а), что вызывает рост мощности, потребляемой индуктором дилатометра для поддержания заданной скорости нагрева [83].

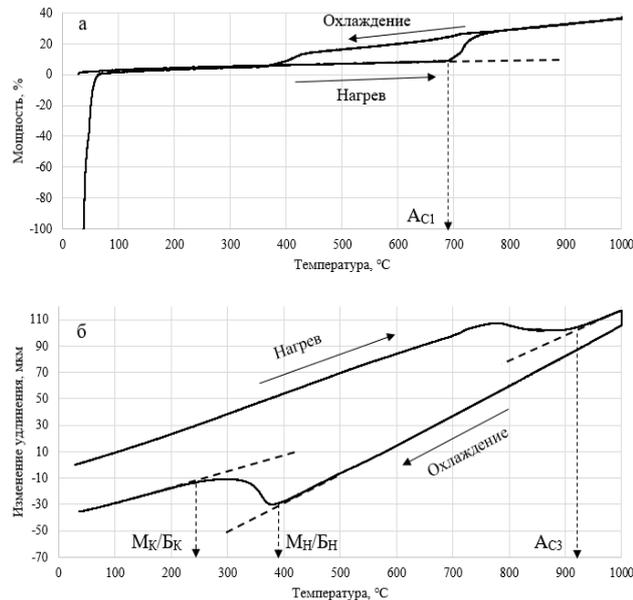


Рисунок 2.4 – Пример определения критических температур  $A_{C1}$  (а) и  $A_{C3}$ ,  $M_{Н}/B_{Н}$  и  $M_{К}/B_{К}$  (б)

Температуру окончания образования аустенита ( $A_{C3}$ ), начала и завершения бейнитного/мартенситного ( $B_{Н}/M_{Н}$  и  $B_{К}/M_{К}$ ) превращений определяли методом отрыва касательной к линейному участку зависимости изменения удлинения образца от температуры (рис. 2.3, б).

**Количественный анализ.** Долю структурных составляющих, образующихся в результате охлаждения или изотермической выдержки, рассчитывали по

дилатометрической кривой с использованием правила рычага. Пример расчета приведен на рисунке 2.5.

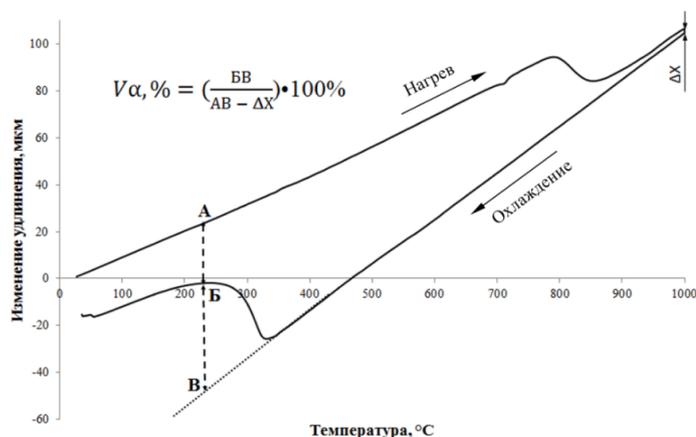


Рисунок 2.5 – Схема, поясняющая вычисление объемной доли  $\alpha$ -фазы ( $V_{\alpha}$ ) методом рычага

### 2.3.2. Методика металлографического анализа

**Изготовление микрошлифов.** Для анализа микроструктуры dilatометрических образцов изготавливали микрошлифы на поперечном сечении. Сначала запрессовывали образцы в смолосодержащий состав DuraFast или ConduFast в автоматическом монтажном прессе Struers CitoPress-10. Затем помещали образцы в шлифовально-полировальный станок Struers Tegramin-30 для шлифования и полирования. Для шлифования и полирования использовали 4 вида наждачных магнитных кругов разной зернистости с применением воды и суспензий с алмазными частицами.

**Анализ металлургического качества.** После подготовки полированной поверхности продольного сечения исходных горячекованных образцов проводился анализ металлургического качества на предмет определения балла загрязненности неметаллическими включениями по ГОСТ 1778-70 методом Ш.

**Травление микрошлифов.** Травление поверхности микрошлифов проводили методом погружения на определенный промежуток времени в

различные свежеприготовленные реактивы, химический состав которых приведен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Химический состав использованных травителей

№ п/п	Химический состав травителя	Время, сек
1 (Ниталь)	4 гр конц. $\text{HNO}_3$ + 96 гр этилового спирта	2-10
2 (LePera)	4 гр пикриновой кислоты + 96 гр 95% этилового спирта + 100 мл 1% водного раствора $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$	30
3	10 г безводного $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ + 3 г $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ + 100 мл дистиллированной воды	15

Травление в реактиве № 1 проводили до такой степени, чтобы был виден весь структурный рельеф (эксперимент №1, 10 секунд), а также показать влияние времени травления на структуру в поляризованном свете при скрещенных николях (эксперимент №2). Время выдержки в реактивах под номерами 2 и 3 подбиралось таким образом, чтобы окрашивались все структурные элементы, но как только какие-либо структурные составляющие окрашивались в фиолетовый или синий цвет, травление прекращалось.

**Металлографический анализ микроструктуры на световом микроскопе.** В качестве светового микроскопа был выбран световой инвертированный микроскоп Olympus GX-51, который использовали для анализа микроструктуры при увеличениях от  $\times 100$  до  $\times 1000$  включительно в светлом поле, а также в поляризованном свете при скрещенных николях. Обработку изображений проводили в компьютерной программе Olympus Stream Motion 1.9. Уровень яркости отдельных объектов на изображениях структуры измеряли с помощью инструмента «Линейный профиль», который является частью программного комплекса Olympus Stream Motion 1.9. Для этого на черно-белых изображениях в рамках каждого объекта проводили две линии во взаимно перпендикулярном направлении, пересекающиеся в центральной части объекта. Среди всех значений яркости в рамках линий выводили средний

показатель, по которому судили о яркости объекта при конкретном угле поворота образца.

**Исследование микроструктуры на электронном сканирующем микроскопе.** Были использованы сканирующие электронные микроскопы FEI PHENOM G2 ProX (увеличение от  $\times 1000$  до  $\times 8000$  с ускоряющим напряжением 15 кВ) и Tescan Mira 3 (увеличение от  $\times 2500$  до  $\times 60000$  с ускоряющим напряжением 20 кВ). Предварительное травление осуществляли в реактиве № 1 (табл. 2.2). Микроструктуру изучали на половинках ударных образцов в поперечном направлении.

**Исследование микроструктуры на электронном просвечивающем микроскопе.** Для анализа микроструктуры на ПЭМ FEI Tecnai G2 30 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ изготавливали фольги. Сначала приготавливали тонкие заготовки диаметром 3 мм и толщиной 0,15 мм, затем эти заготовки доутоняли методом электролитического утонения на установке Tenipol-5 с последующей очисткой в установке ионного травления Fischione 1010 Ion Mill.

### **2.3.3. Методика микродюриметрического анализа**

Использовали микротвердомеры Buehler Micromet 6040 и ПМТ-3 с четырехгранной алмазной пирамидой с нагрузками 100 грамм ( $HV_{0,1}$ ) и 20 грамм ( $HV_{0,02}$ ) с учетом ГОСТ 9450-76. Измерения проводили на нетравленных и травленных поверхностях дилатометрических образцов в поперечном направлении. Общее количество замеров для вывода среднего значения микротвердости соответствовало 20-25 замерам.

### **2.3.4. Методика макродюриметрического анализа**

Использовали твердомер ТК-2М, измерения на котором проводили по методу Роквелла (шкала «С») с учетом ГОСТ 9013-59. Общее количество замеров для вывода среднего значения макротвердости соответствовало 4-6 замерам.

### **2.3.5. Методика определения характеристик механических свойств при одноосном растяжении**

Использовали разрывные машины P5 и INSTRON 5969, испытания на которых проводили на образцах III типа по ГОСТ 1497-84 со скоростью нагружения 1 мм/мин при комнатной температуре.

### **2.3.6. Методика испытаний на ударный изгиб**

Использовали маятниковый копер КМ-30, испытания на котором проводили на образцах размерами 10x10x55 мм с V- и U-образным надрезом по ГОСТ 9454–78.

### **2.3.7. Методика макрофрактографического анализа изломов**

Использовали стереомикроскоп Olympus SZX16, на котором проводили макрофрактографический анализ поверхностей разрушения половинок ударных образцов исследуемых сталей.

### **2.3.8. Методика микрофрактографического анализа изломов**

Использовали электронный микроскопа FEI PHENOM G2 ProX (увеличение от x1000 до x5000 с ускоряющим напряжением 15 кВ) и Tescan Mira 3 (увеличение от x2000 до x40000 с ускоряющим напряжением 20 кВ), на который проводили анализ микрорельефа поверхностей разрушения половинок ударных образцов исследуемых сталей.

### **2.3.9. Методика количественного анализа с использованием анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700**

В рамках количественного анализа с использованием программного пакета SIAMS 700 проводили расчет доли структурных составляющих. Принцип действия является следующим: в рабочее окно загружается изображение, задается масштаб, запускается фазовый анализ. Фазовый анализ происходит таким образом, что программа окрашивает разные области в различные цвета. Затем автоматически вычисляется по площади доля области,

которая занята определенным цветом. В процессе обработки изображения возможна ручная корректировка результатов.

### 2.3.10. Методика наложения изображений микроструктуры

Для полного выявления и определения количества бейнита использовали отснятые на световом микроскопе Olympus GX-51 изображения структуры при  $0^\circ$  (образец поставили на столик микроскопа и не поворачивают) и  $45^\circ$  (образец поворачивают относительно нулевого угла на  $45^\circ$ ). Переводили изображения структуры в черно-белые цвета. Далее с помощью графического редактора Adobe Photoshop CS 5 проводили наложение изображений (начального и полученного после поворота на  $45^\circ$ ) между собой так, чтобы бейнитные составляющие совпадали между собой при наложении изображений. После этого вырезали фрагмент из общего изображения и уже на этом фрагменте проводили расчет количества бейнита, предварительно выделив все участки бейнита одним цветом.

### 2.3.11. Методика рентгеноструктурного анализа

Рентгеноструктурный анализ применяли для определения доли остаточного аустенита ( $A_{\text{ост}}$ ) на половинках ударных образцов, предварительно отшлифованных на наждачном круге. Анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 с использованием железного  $K\alpha$ -излучения при ускоряющем напряжении 30кВ и силе тока 5 мА в интервале углов  $2\theta$  от  $53$  до  $59^\circ$ . Объемную долю аустенита рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий  $J_{(111)}$  аустенита и  $J_{(110)}$  феррита с использованием формулы:

$$A_{\text{ост}}, \% = \frac{100}{\left(\frac{J_{(110)\alpha}}{J_{(111)\gamma}}\right) * 0,742 + 1} \quad [108],$$

где  $A_{\text{ост}}$  – доля аустенита остаточного;  $J_{(110)\alpha}$  – интенсивность дифракционной линии феррита;  $J_{(111)\gamma}$  – интенсивность дифракционной линии аустенита.

### Глава 3. Исследование фазовых превращений, структуры и твердости сталей системы легирования X2Г2С2МФ в условиях непрерывного охлаждения и изотермической выдержки

#### 3.1. Металлургическое качество, структура и твердость в исходном состоянии

После проведения металлографического анализа сталей на предмет загрязненности неметаллическими включениями (рис. 3.1, а-б) было установлено, что все стали имеют высокую степень чистоты. Были обнаружены оксиды точечные и сульфиды 1 балла. Силикаты и нитриды обнаружены не были.

Исходно горячекованная структура всех сталей состоит из мартенситно-бейнитной смеси (рис. 3.1, в-г) с твердостью 47 HRC у стали 22X2Г2С2МФ и 56 HRC у стали 44X2Г2С2МФ. После предварительного высокого отпуска ( $T_{\text{НАГР}} = 660^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{\text{ВЫД}} = 3$  ч) твердость снижается и составляет 28 HRC у стали 22X2Г2С2МФ и 34 HRC у стали 44X2Г2С2МФ.

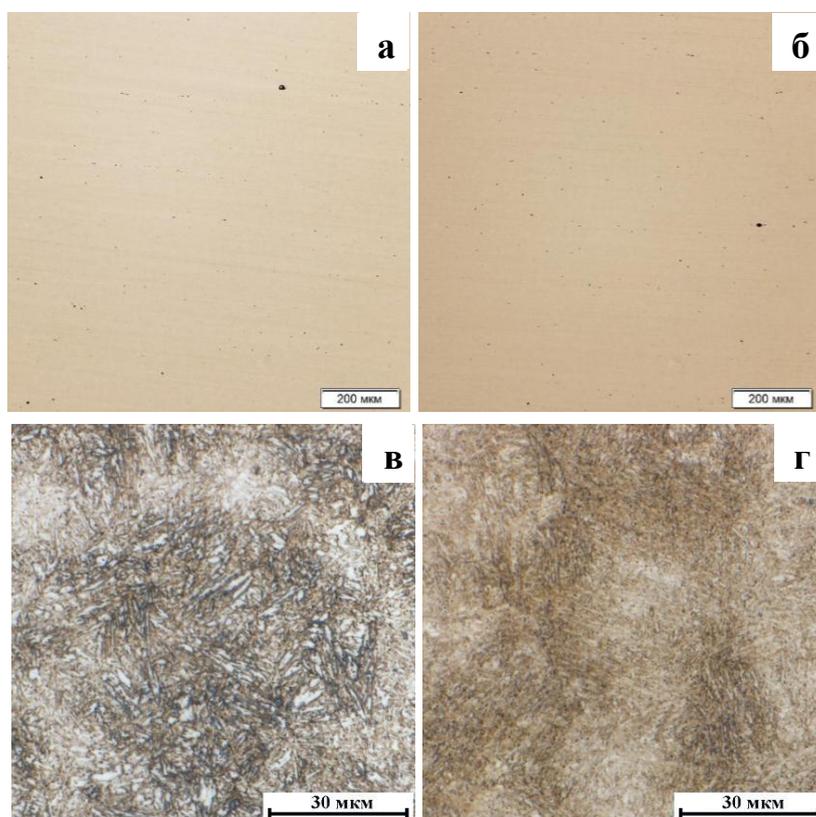


Рисунок 3.1 – Микроструктура исходного горячекованного состояния исследуемых сталей: а-б – 22X2Г2С2МФ; в-г – 44X2Г2С2МФ

Так как стали были подвергнуты горячей свободной ковке, то очевидно, что в продольном направлении наблюдается вытянутость структуры (рис. 3.2). Степень анизотропии структуры для каждой стали различна: у стали 22Х2Г2С2МФ составляет 2,11, а у стали 44Х2Г2С2МФ – 1,54.

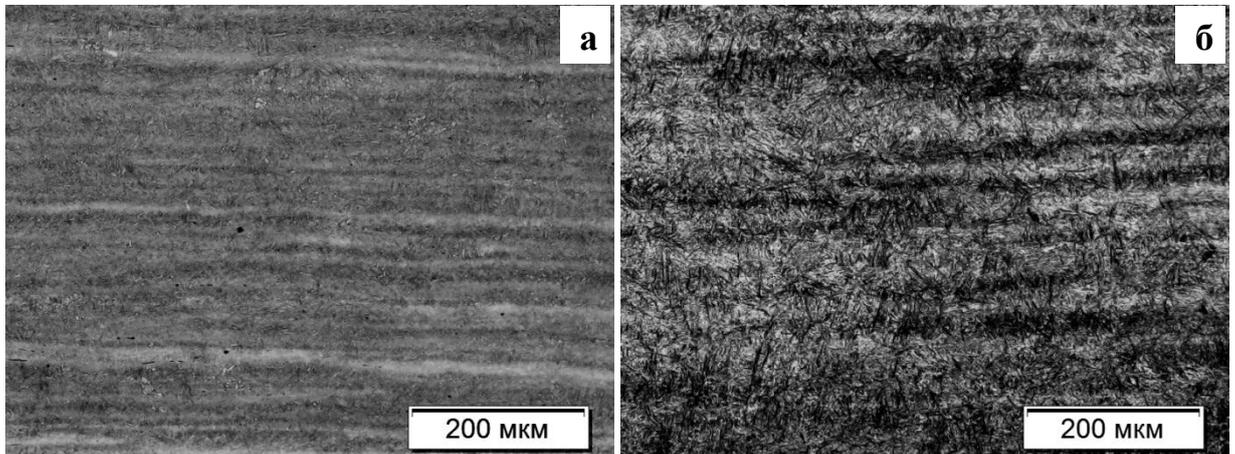


Рисунок 3.2 – Микроструктура сталей в исходном состоянии в продольном направлении: а – 22Х2Г2С2МФ; б – 44Х2Г2С2МФ

### 3.2. Определение критических температур $A_{C_1}$ и $A_{C_3}$

Дилатометрический анализ показал, что температура  $A_{C_1}$  для стали 22Х2Г2С2МФ находится на уровне 706 °С (табл. 3.1). У стали 44Х2Г2С2МФ температура  $A_{C_1}$  повышается до 733 °С (табл. 3.1). С увеличением содержания углерода температура  $A_{C_3}$  снижается и, тем самым, температурный интервал  $A_{C_1} - A_{C_3}$  сужается с повышением содержания углерода.

Таблица 3.1 – Критические температуры  $A_{C_1}$  и  $A_{C_3}$

Марка стали	$A_{C_1}$ , °С	$A_{C_3}$ , °С
22Х2Г2С2МФ	706/740	915/880
44Х2Г2С2МФ	733/760	857/860

Примечание: значение в числителе относится к дилатометрическому методу, значение в знаменателе - методу пробных закалок

Исследование влияния температуры нагрева на твердость сталей проводили с использованием метода пробных закалок, описанного в главе 2.

Изменение твердости в зависимости от температуры нагрева позволяет определить критические точки ( $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ ), выбрать наиболее оптимальную температуру нагрева ( $T_H$ ) под закалку.

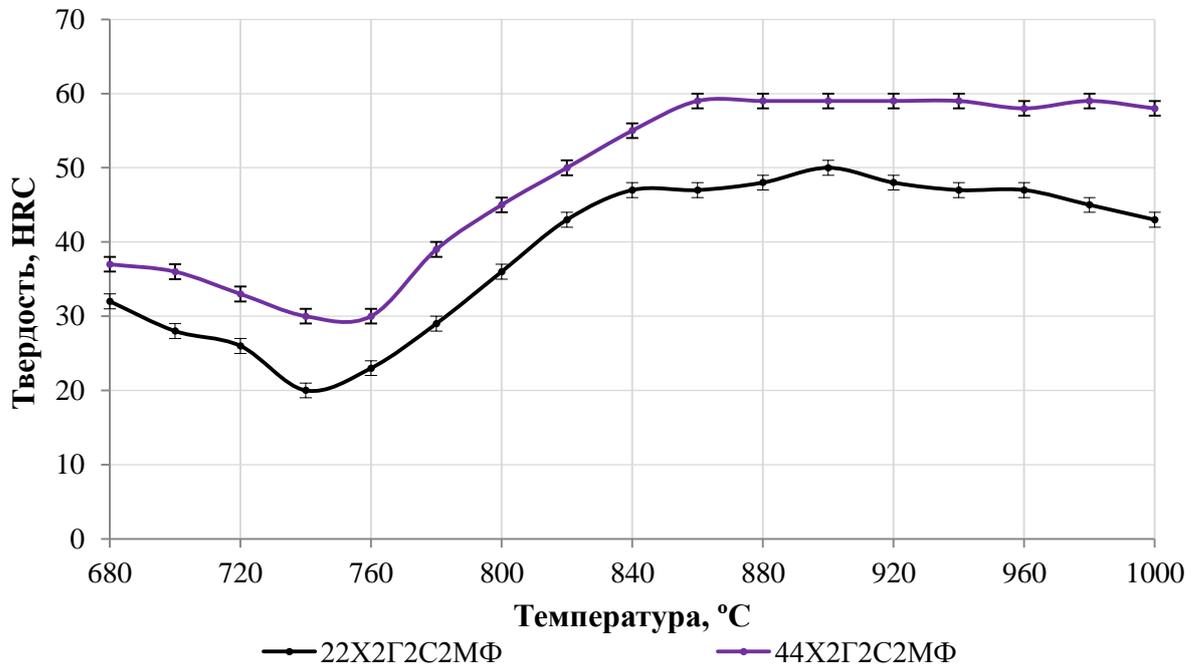


Рисунок 3.3 – Зависимость твердости от температуры нагрева сталей типа X2Г2С2МФ, построенная по методу пробных закалок

Отличия в значениях критических температур, определенные dilatометрическим методом и методом пробных закалок, заключаются в уменьшении интервала  $A_{c1} - A_{c3}$ , определенного методом пробных закалок (табл. 3.1). Это объясняется тем, что чувствительность dilatометра очень высокая. Даже незначительная доля образовавшегося аустенита отразится на dilatометрической кривой. Поэтому при использовании dilatометрического метода интервал температур является более широким.

В методе пробных закалок изменение твердости, а именно её увеличение, будет происходить в тот момент, когда доля мартенсита, полученная при закалке из аустенита, будет существенной. Следовательно, до температур 740-760 °C (рис. 3.3) определяющим критерием будет являться отпуск сталей, а далее, с повышением количества мартенсита, будет увеличиваться твердость.

Повышение твердости происходит только до температур 860 °С (44Х2Г2С2МФ) и 880 °С (22Х2Г2С2МФ). Если и происходит дальнейшее увеличение доли аустенита, а соответственно мартенсита при закалке, то оно является незначительным и не влияет на дальнейшее изменение твердости.

При достижении температуры нагрева, соответствующей максимальной твердости или близкой к ней, структура состоит практически полностью из слабо травящегося мартенсита, о чем свидетельствуют металлографические исследования (рис. 3.4).

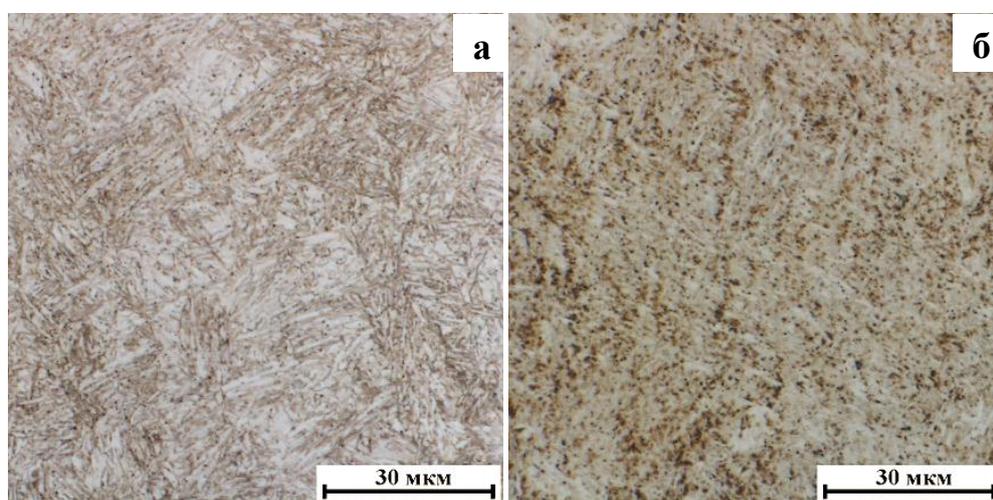


Рисунок 3.4 – Микроструктура сталей после закалки в воде: а – 22Х2Г2С2МФ,  $T_H = 880$  °С; б – 44Х2Г2С2МФ,  $T_H = 860$  °С

После достижения максимальной твердости дальнейший нагрев приводит к некоторому плавному снижению твердости до 1000 °С (рис. 3.3). Особенно заметно это в стали 22Х2Г2С2МФ. В стали 44Х2Г2С2МФ твердость снижается только при достижении температуры нагрева 1000 °С. Снижение твердости, по-видимому, связано с процессами рекристаллизации аустенита.

Исходя из графической зависимости (рис. 3.3), температуру  $A_{c1}$  следует принять равной 740 °С для стали 22Х2Г2С2МФ, а для стали 44Х2Г2С2МФ – 760 °С. Температуру  $A_{c3}$  следует назначить 860 °С для стали 44Х2Г2С2МФ, 880 °С для стали 22Х2Г2С2МФ (табл. 3.1).

Оптимальные температуры нагрева для проведения термических режимов каждой стали соответствуют критическим точкам  $A_{c3}$ , определенные методом пробных закалок. Нагрев выше температур  $A_{c3}$  каждой стали является малоэффективным и в то же время энергозатратным, так как температуры соответствуют максимальным или предмаксимальным значениям твердости.

### **3.3. Фазовые превращения и структура в сталях типа X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения**

После применения дилатометрического метода для каждой стали с исходно горячекованой структурой получили ряд дилатометрических кривых для различных скоростей охлаждения. Кроме того, проанализировали структуру, которая образуется в результате различных скоростей охлаждения, а также твердость.

**Сталь 22Х2Г2С2МФ.** На стали 22Х2Г2С2МФ в интервале скоростей охлаждения 100-0,3 °С/с дилатометрические кривые качественно подобны (рис. 3.5). При скорости охлаждения 0,05 °С/с в верхнем температурном интервале образуется избыточный феррит.

На рисунке 3.6 представлена структура стали 22Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения с различными скоростями. Следует отметить, что при травлении реактивом Ниталь при повышенных скоростях  $V_{\text{охл}} = 100$  и  $30$  °С/с травимость структуры пониженная, по сравнению со скоростями  $V_{\text{охл}} = 1,5$  и  $0,05$  °С/с. Это связано с тем, что мартенсит слабее травится, по сравнению с другими структурными составляющими [76].

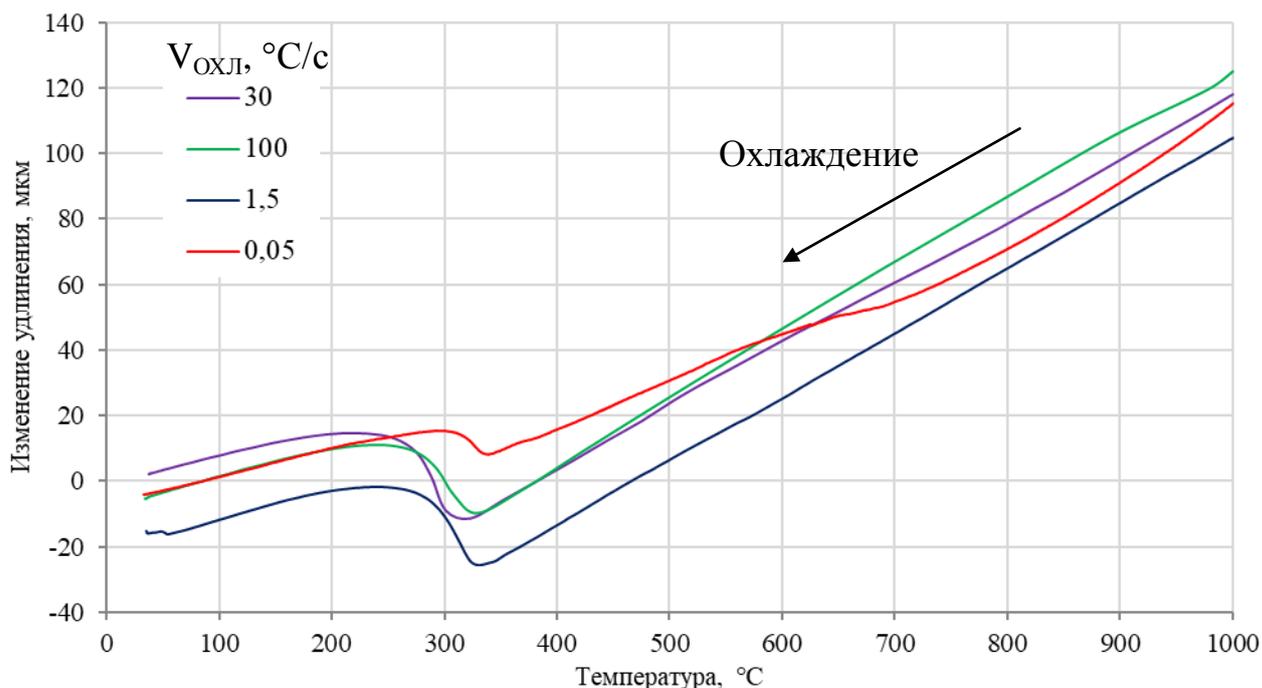


Рисунок 3.5 – Фрагменты дилатометрических кривых стали 22Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения с  $T_{АУСТ} = 1000$  °С

С понижением скорости охлаждения количество бейнита увеличивается. Классическое травление реактивом Ниталь не позволило однозначно разделить бейнит и мартенсит, особенно при высоких скоростях охлаждения. Поэтому использовали реактив №3 (рис. 3.6, б, г, е), который позволил показать наглядно разницу в травимости структур, полученных при разных скоростях охлаждения, а также металлографически определить долю структурных составляющих. При скорости  $100$  °С/с образуется 97-99 % мартенсита, остальное остаточный аустенит; при  $V_{охл} = 1,5$  °С/с – 52 % мартенсита и 40 % бейнита, остальное остаточный аустенит; при  $V_{охл} = 0,05$  °С/с – 39 % мартенсита и 47 % бейнита, следы избыточного феррита (не более 3 %), остальное остаточный аустенит. Необходимо отметить, что дилатометрически рассчитать долю каждой составляющей не удастся, так как бейнитное и мартенситное превращение протекают одновременно.

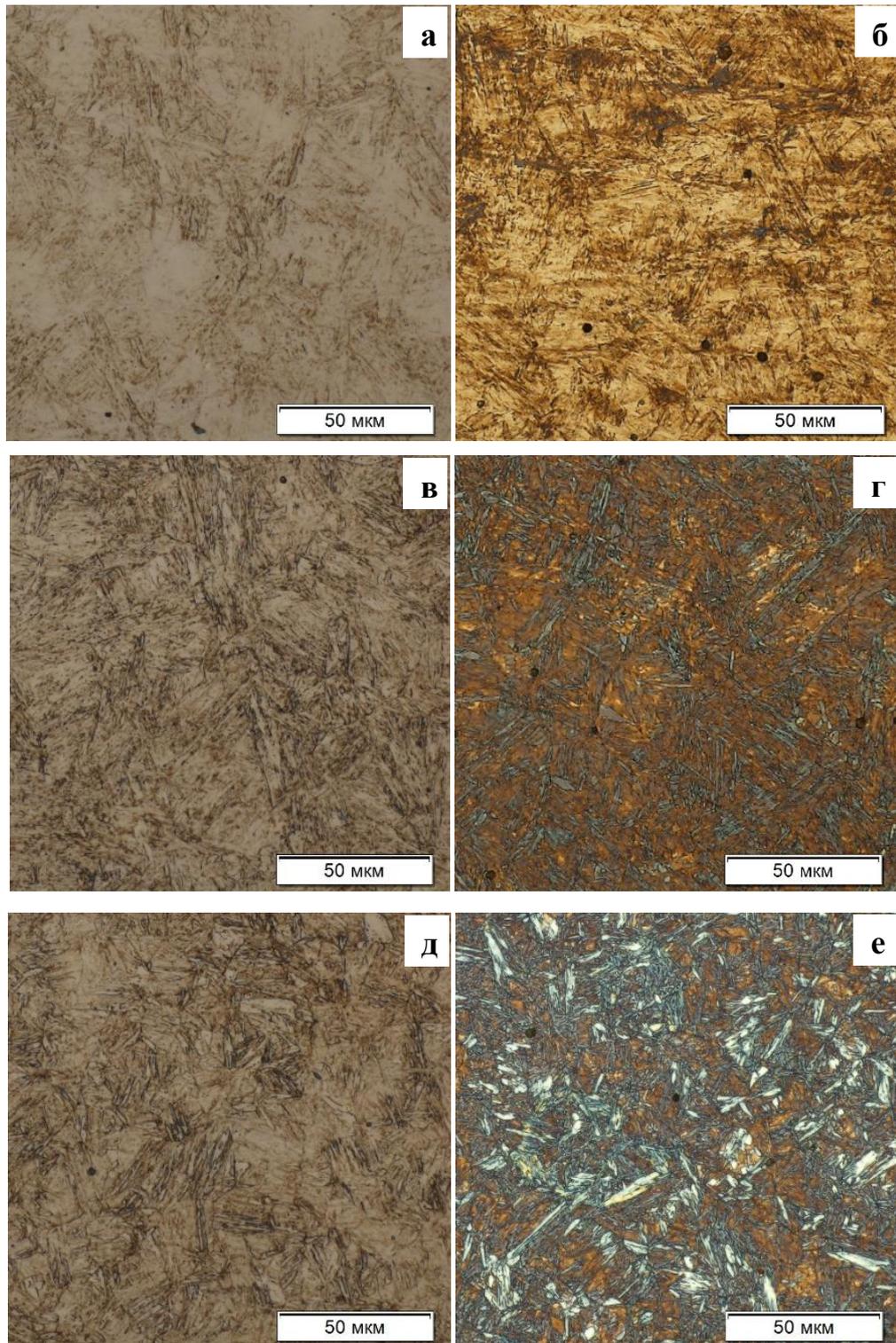


Рисунок 3.6 – Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ: а-б –  $V_{\text{охл}} = 100 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ; в-г –  $V_{\text{охл}} = 1,5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ; д-е –  $V_{\text{охл}} = 0,05 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ . Световая микроскопия; а, в, д – реактив Ниталь; б, г, е – реактив №3;  $\times 1000$

Время травления является определяющим фактором для выявления областей бейнита именно в сине-голубых цветах на фоне коричневой мартенситной матрицы (рис. 3.6, г, е). Неправильно подобранное время травления приводит к полному закрашиванию структуры в синий цвет, и тогда бейнит и мартенсит разделить невозможно. Необходимо отметить, что по мере увеличения скорости охлаждения от 0,05 до 1,5 °C/c кристаллы  $\alpha$ -фазы бейнита становятся мельче.

При  $V_{\text{охл}} = 0,05$  °C/c в высокотемпературной области образуется феррит, доля которого очень незначительна. Помимо этого, выявлены участки бескарбидного бейнита, верхнего бейнита, аустенита остаточного, а также участков М/А (рис. 3.7).

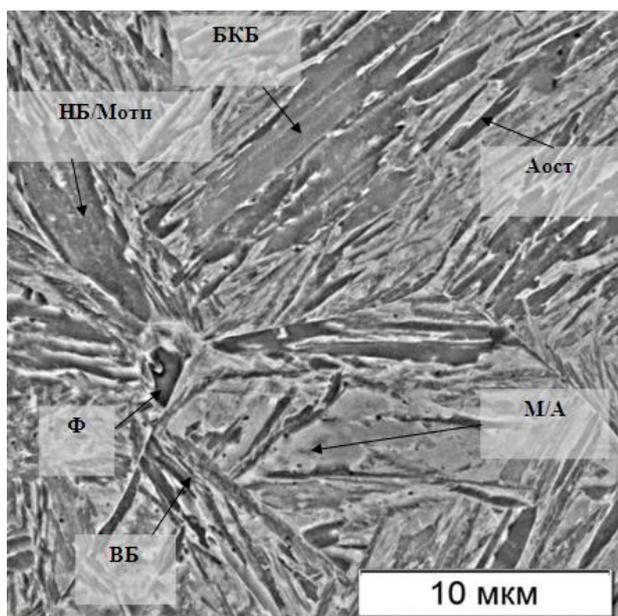


Рисунок 3.7 – Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения со скоростью 0,05 °C/c: А<sub>ост</sub> – аустенит остаточный, БКБ – бескарбидный бейнит, НБ и ВБ – нижний и верхний бейнит, М/А – мартенсит/аустенит, К – карбиды, М<sub>отп</sub> – мартенсит отпуска, Ф – феррит. Травление в реактиве Ниталь

**Сталь 44X2Г2С2МФ.** Вид дилатометрических кривых в стали 44X2Г2С2МФ является качественно подобен стали 22X2Г2С2МФ. Отличие заключается в том, что в верхнем температурном интервале при  $V_{\text{охл}} = 0,05-0,03$  °C/c реализуется нормальное превращение с образованием феррито-карбидной смеси (рис. 3.8).

Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения со скоростью 0,05-0,03 °C/c состоит из мартенсита, бейнита, феррито-карбидной смеси (ФКС) (рис. 3.9).

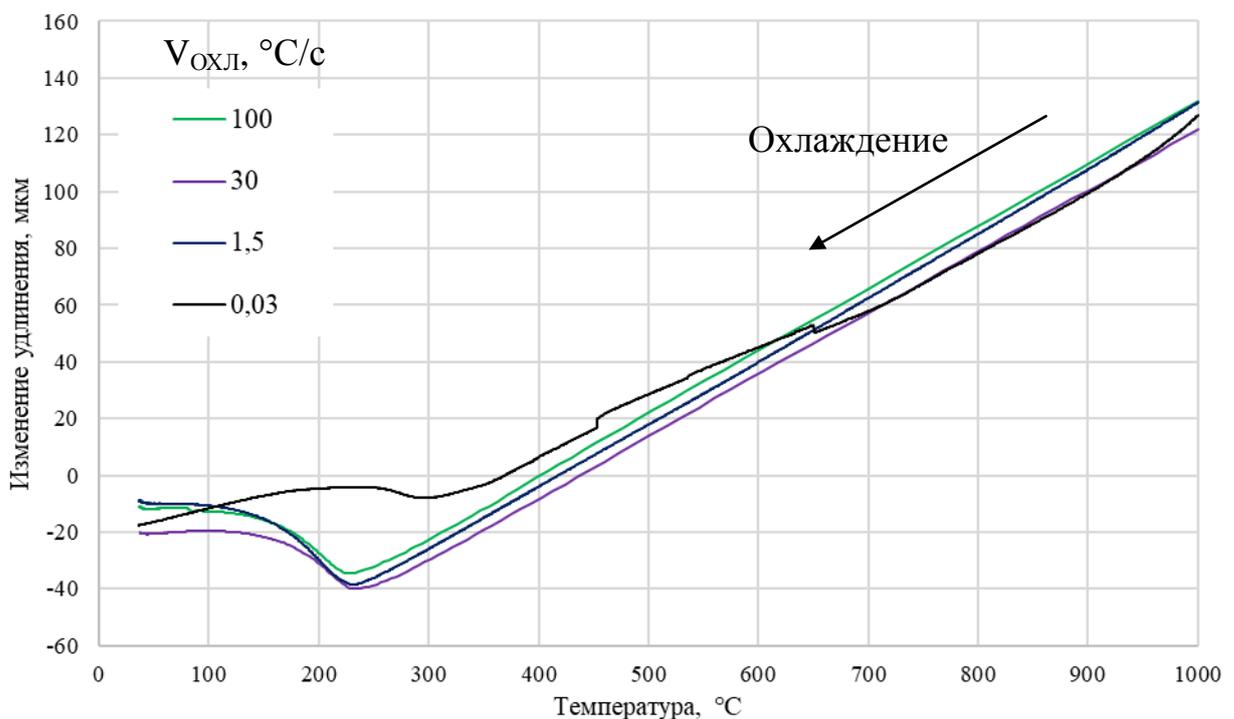


Рисунок 3.8 – Фрагменты дилатометрических кривых стали 44X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения с  $T_{\text{АУСТ}} = 1000$  °C

При формировании бейнита в условиях непрерывного охлаждения необходимо учитывать то, какая структура образуется в первую очередь при охлаждении. Предполагается, что если скорость достаточно высока и сначала происходит образование мартенсита, а затем подключается бейнитное превращение, то участки бейнита должны быть наиболее мелкими, так как основной объем занимают пакеты мартенсита. В этом случае в структуре при

высоких скоростях охлаждения трудно выявить бейнит, так как его доля и размеры невелики.

Если сначала начинается бейнитное превращение, а потом активизируется мартенситное, то бейнитные области будут иметь большие размеры, так как скорость охлаждения снижается, и возможность для реализации диффузионных процессов больше. Это значит, что по границам бывших аустенитных зерен будут заметны бейнитные пластины или пакеты, их травимость будет выше, а все остальное будет являться мартенситом. Мартенсит при правильно подобранном режиме травления будет всегда светлее, чем бейнит [76].

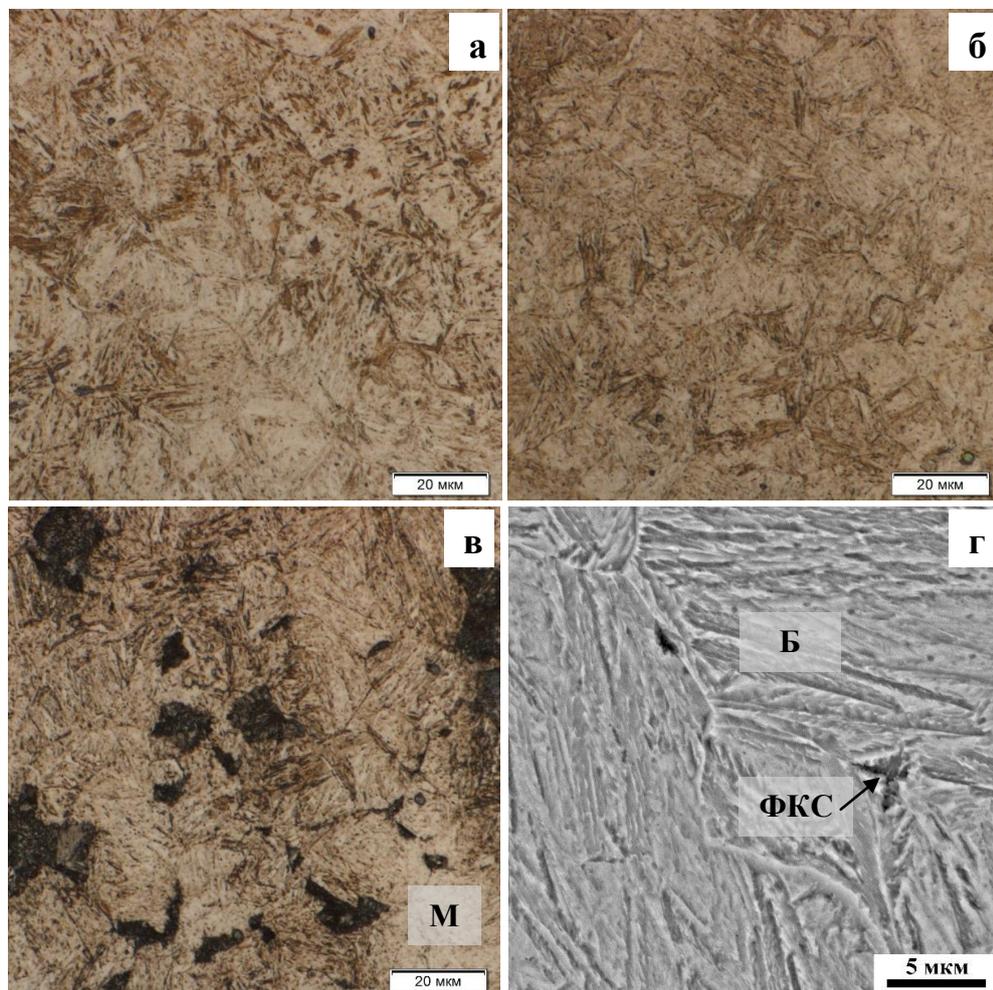


Рисунок 3.9 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ: а –  $V_{\text{охл}} = 100 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ; б –  $V_{\text{охл}} = 1,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ; в-г –  $V_{\text{охл}} = 0,05 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ . ФКС – феррито-карбидная смесь, Б – бейнит, М – мартенсит; травление в реактиве Ниталь

### 3.4. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита

После анализа структуры и вида дилатометрических кривых в области бейнитного/мартенситного превращения после полной аустенитизации были построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита (рис. 3.10-3.11).

В связи с тем, что стали системы легирования X2Г2С2МФ легированы марганцем, кремнием и молибденом, устойчивость аустенита повышается и, как следствие, образование избыточных фаз в высокотемпературной области маловероятно. Поэтому незначительная доля феррита (22X2Г2С2МФ) образуется только при самых низких скоростях охлаждения (рис. 3.10). В стали 44X2Г2С2МФ, вследствие достаточно высокого содержания углерода, происходит превращение аустенита в феррито-карбидную смесь (рис. 3.11). Повышение содержания углерода приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения (рис. 3.10-3.11).

Известно, что содержание кремния влияет на температуру начала бейнитного превращения [1]. Температуры начала бейнитного превращения в исследуемых сталях отличаются, особенно при самых медленных скоростях непрерывного охлаждения. Содержание кремния больше в стали 44X2Г2С2МФ, которое способствовало снижению температуры начала бейнитного превращения и сужению температурного интервала бейнитного превращения (рис. 3.11). К тому же, в стали 44X2Г2С2МФ не наблюдается завершения превращения вплоть до комнатной температуры.

Температуры начала бейнитного превращения ограничены максимальным значением, которое находится на уровне 400 °С у стали 22X2Г2С2МФ. Это даёт возможность говорить о том, что бейнит в сталях данного типа может быть верхним, нижним или бескарбидным. Образование бейнита других морфологических типов в интервале скоростей охлаждения 100-0,03 °С/с невозможно, так как температура не такая высокая [44, 55].

В стали 22Х2Г2С2МФ одновременное мартенситно-бейнитное превращение происходит в интервале скоростей охлаждения от 30 до 0,05 °С/с. В стали 44Х2Г2С2МФ бейнитная область смещается в сторону низких температур и скоростей охлаждения, поэтому одновременное бейнитное и мартенситное превращение протекает только начиная со скорости 1,5 °С/с и ниже.

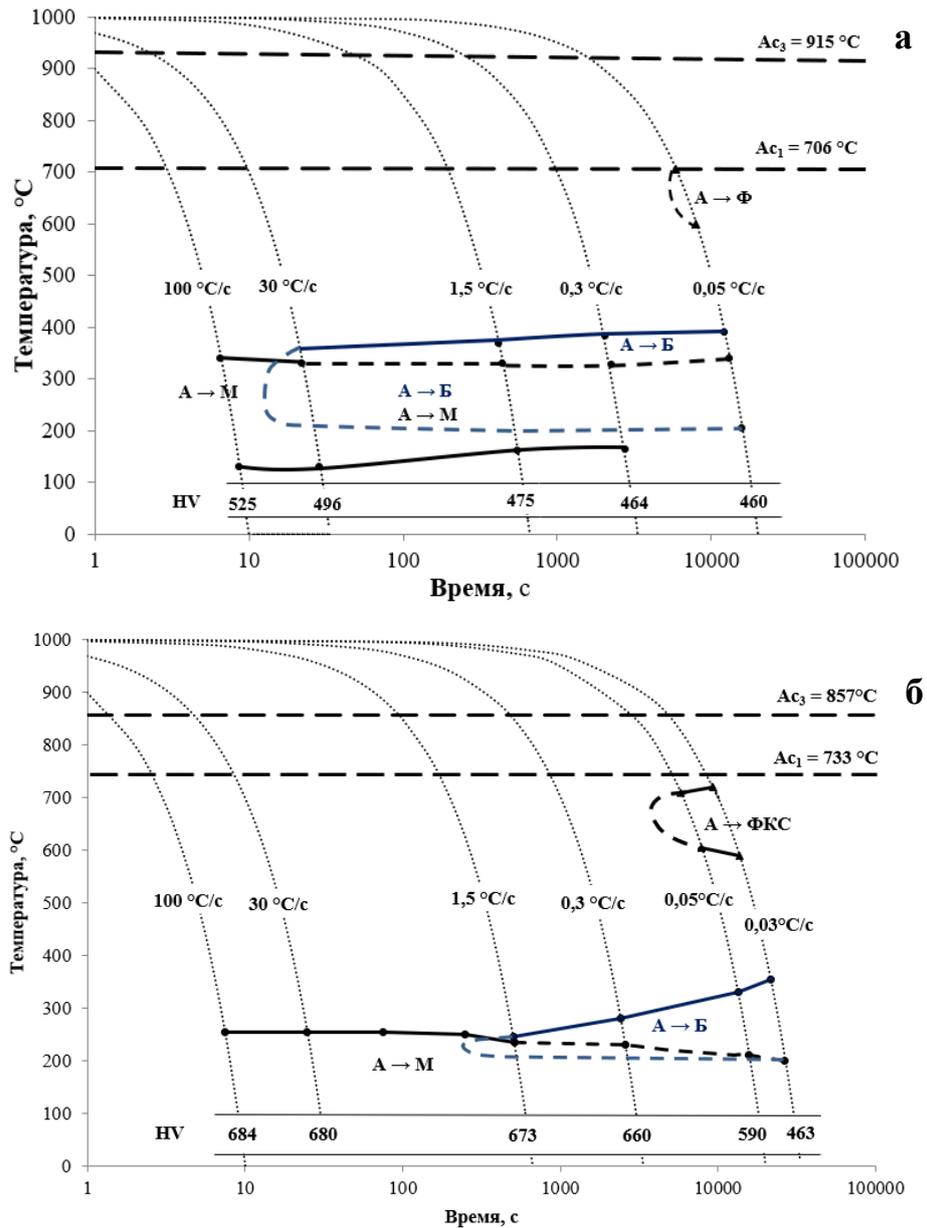


Рисунок 3.10 – Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: а – 22Х2Г2С2МФ; б – 44Х2Г2С2МФ.

Общий уровень микротвердости увеличивается с повышением содержания углерода в стали (рис. 3.10). С понижением скорости охлаждения в рамках каждой марки микротвердость снижается. В целом уровень микротвердости находится в соответствии со структурой, формирующейся в каждом конкретном случае.

### **3.5. Фазовые превращения, структура и микротвердость в сталях типа X2Г2С2МФ после изотермической выдержки**

В работе [96] отмечено, что ниже температуры  $M_n$ , помимо образования атермического мартенсита, может наблюдаться изотермическое превращение аустенита. В то же время в [95] говорится о том, что изотермическое мартенситное превращение может протекать только при отрицательных температурах. Поэтому исследование структуры высокопрочных сталей системы легирования X2Г2С2МФ может дать полезную информацию о превращениях в изотермических условиях.

**Сталь 22X2Г2С2МФ.** Исследование фазовых превращений в изотермических условиях в стали 22X2Г2С2МФ проводили в диапазоне температур от 275 до 375 °С с выдержкой 6 ч. Полученные дилатометрические кривые показаны на рисунке 3.11. Видно, что при охлаждении со скоростью 1,5 °С/с до  $T_{\text{ИЗО}} = 375$  и 350 °С не происходит никакого превращения, так как  $T_{\text{ИЗО}} = 375$  и 350 °С находятся выше температур  $B_n/M_n$ . Изотермическим выдержкам 325-275 °С предшествует  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращение, происходящее при непрерывном охлаждении до  $T_{\text{ИЗО}}$  (рис. 3.11). Кроме того, в процессе охлаждения после изотермических выдержек 375-325 °С протекает мартенситное превращение, а после  $T_{\text{ИЗО}} = 300-275$  °С этого не происходит.

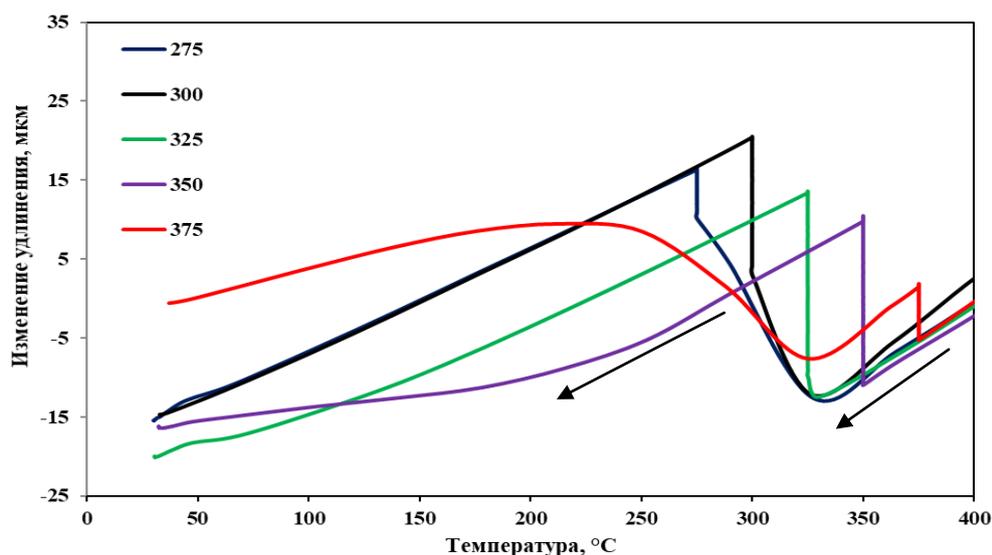


Рисунок 3.11 – Фрагменты дилатометрических кривых стали 22Х2Г2С2МФ после изотермических выдержек

Максимальное количество изотермического бейнита образуется при  $T_{\text{ИЗО}} = 350$  °С (табл. 3.2 и рис. 3.12). Количество мартенсита ( $\alpha''$ ), образующегося в процессе непрерывного охлаждения после изотермической выдержки, уменьшается с 68% ( $T_{\text{ИЗО}} = 375$  °С) до 17% ( $T_{\text{ИЗО}} = 325$  °С), а при проведении термической обработки при  $T_{\text{ИЗО}} = 300$  и 275 °С образование  $\alpha''$  не происходит. После проведения изотермических выдержек при 350 и 325 °С остаточный аустенит имеет наибольшую устойчивость к превращению, по сравнению с другими режимами. Об этом свидетельствуют результаты количественной оценки  $A_{\text{ОСТ}}$  (табл. 3.2 и рис. 3.12).

Таблица 3.2 – Доля фаз в стали 22Х2Г2С2МФ после изотермической обработки

$T_{\text{ИЗО}}, \text{°C}$	$\alpha', \%$	$\alpha_{\text{ИЗО}} (\text{Б}_{\text{ИЗО}}), \%$	$\alpha'', \%$	$A_{\text{ОСТ}}, \%$
375	-	15	68	17
350	-	51	19	30
325	11	44	17	28
300	42	34	-	24
275	62	16	-	22

Примечание:  $\alpha'$  - количество фазы, образовавшейся при охлаждении до изотермической выдержки;  $\alpha_{\text{ИЗО}} (\text{Б}_{\text{ИЗО}})$  – количество фазы, образовавшейся в процессе изотермической выдержки;  $\alpha''$  - количество фазы, образовавшейся при охлаждении после изотермической выдержки

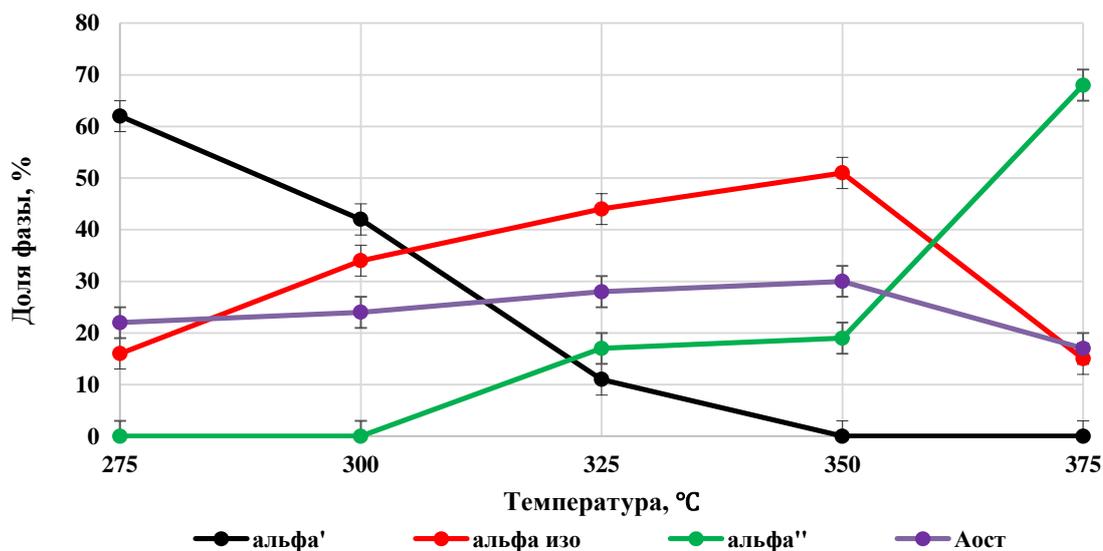


Рисунок 3.12 – Изменение доли фаз в зависимости от температуры изотермической выдержки в стали 22Х2Г2С2МФ

На рисунке 3.13 представлена зависимость изменения структуры от температуры изотермической выдержки. Замечено, что изотермический бейнит при температурах 375 и 350 °C имеет игольчатую (пластинчатую) морфологию с зубчатыми границами (рис. 3.13, а, в). Внутри пластин бейнита наблюдается чередование кристаллов альфа- и гамма-фазы (рис. 3.13, г). Этот вид бейнита относится к верхнему пластинчатому [86], что является промежуточной структурой между верхним бейнитом, которому соответствует «раскрытое» перистое строение, и нижним бейнитом, у которого с понижением температуры границы пластин сглаживаются и пластины превращаются в тонкие иглы. К тому же, этот бейнит в стали 22Х2Г2С2МФ является бескарбидным (рис. 3.13, б и 3.14). При изотермической обработке ниже температуры начала мартенситного превращения такой бейнит окрашивается преимущественно в коричневый цвет относительно других структурных составляющих.

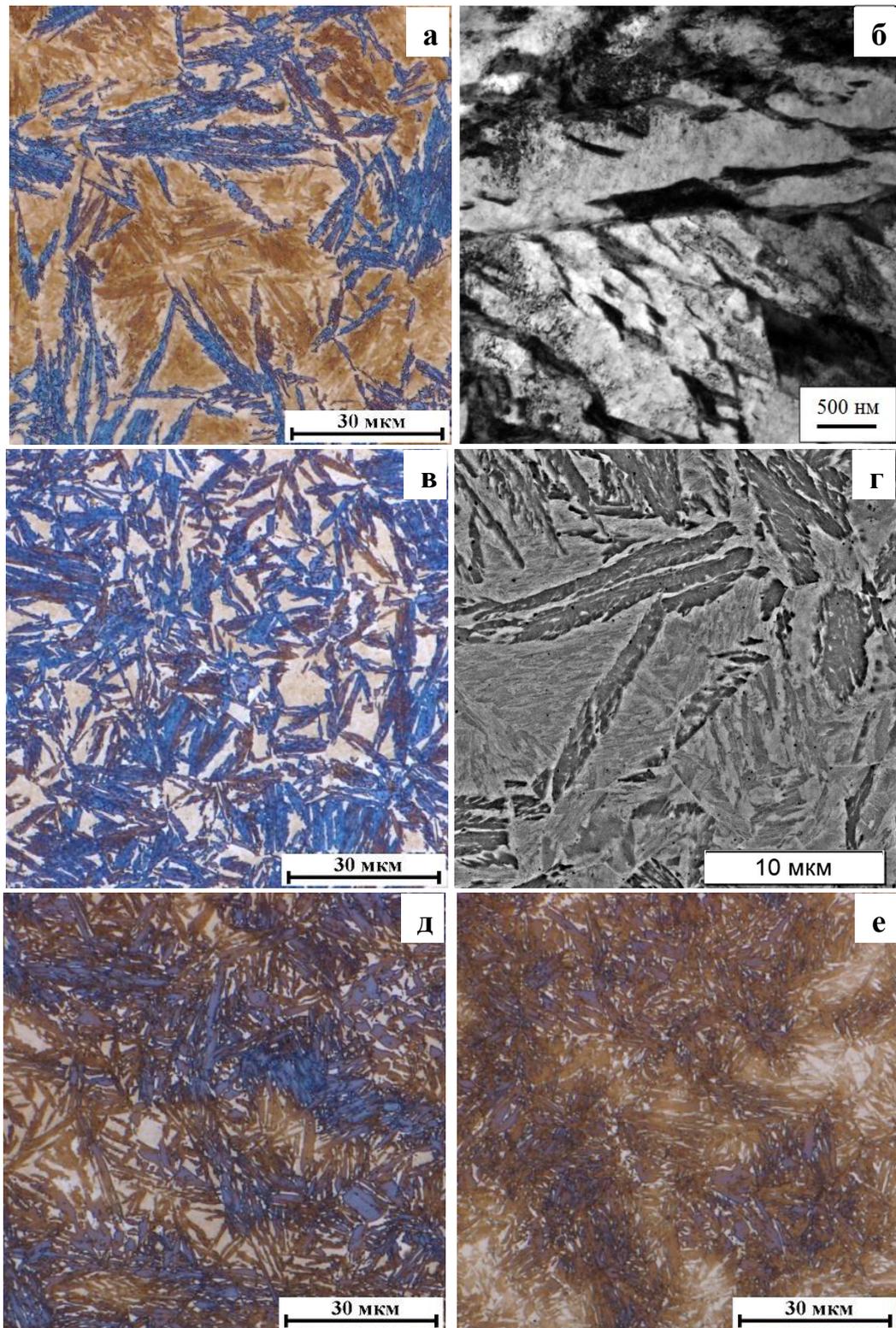


Рисунок 3.13 – Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ после изотермической обработки: а, б –  $T_{\text{ИЗО}} = 375 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; в-г –  $T_{\text{ИЗО}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; д –  $T_{\text{ИЗО}} = 325 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; е –  $T_{\text{ИЗО}} = 275 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; выдержка 6 ч; а, в, д-е – реактив LePera; г – реактив Ниталь; а-в, д-е – световая микроскопия, б – ПЭМ (светлопольное изображение); г – СЭМ

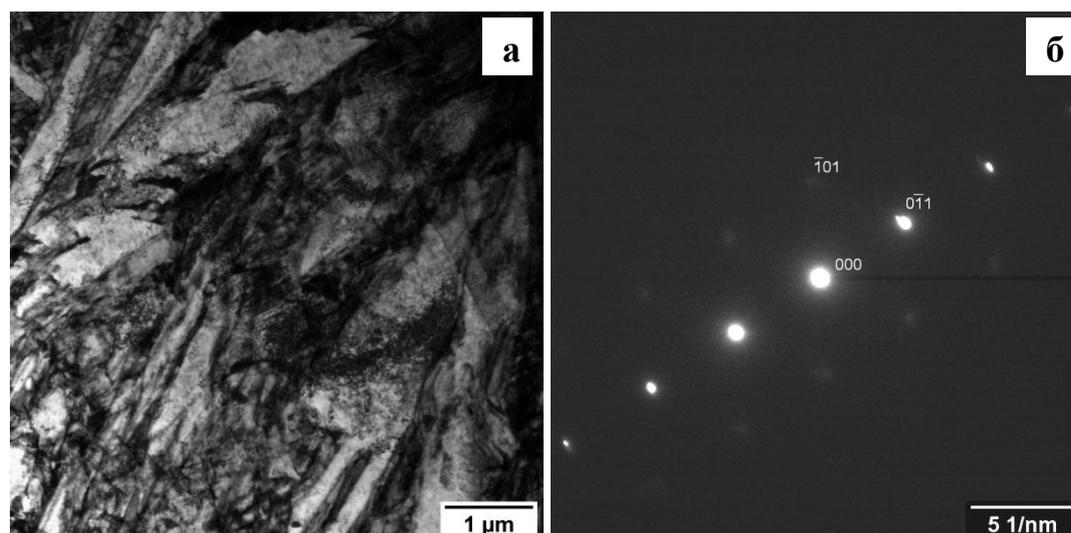


Рисунок 3.14 - Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ после изотермической обработки при температуре 375 °С: а – общий вид структуры (светлопольное изображение); б – электронограмма с выбранного участка структуры

Окрашивание элементов структуры значительно различается, особенно в первые секунды/минуты воздействия реактива на поверхность шлифа. Окрашивание зависит от очередности образования структурных составляющих в процессе изотермического режима. Подробно очередность формирования структурных составляющих при изотермических режимах термической обработки описана в [36].

Если изотермическая обработка проводится выше температуры начала мартенситного превращения (рис. 3.13, а-г), то порядок окрашивания, следующий: бейнит изотермический; мартенсит охлаждения, сформировавшийся в результате охлаждения после выдержки; остаточный аустенит не окрашивается. Если проводится изотермическая обработка ниже температуры начала мартенситного превращения, то порядок окрашивания иной: продукты отпуска (это мартенсит/бейнит отпуска); изотермический бейнит; мартенсит охлаждения; остаточный аустенит не окрашивается (рис. 3.13, д-е). Очевидно, что по мере снижения температуры изотермической выдержки общая дисперсность структуры увеличивается.

На стали 22Х2Г2С2МФ ( $T_{\text{АУСТ}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$  (6 ч)) был проведен локальный элементный анализ, целью которого было обнаружение концентрационной неоднородности легирующих элементов. Сначала анализ проводили на травленном образце, чтобы точно попадать в темные и светлые участки микроструктуры (рис. 3.15). Анализ проводили точно и на определенной площади (площадь каждого спектра равнялась  $35\text{-}55 \text{ мкм}^2$ ). В итоге получили, что светлые участки (участки с менее выраженным рельефом) в большей степени обогащены легирующими элементами, а темные участки (участки с более выраженным рельефом) имеют среднюю концентрацию легирующих элементов примерно такую, как в стали (табл. 3.3 и 2.1).

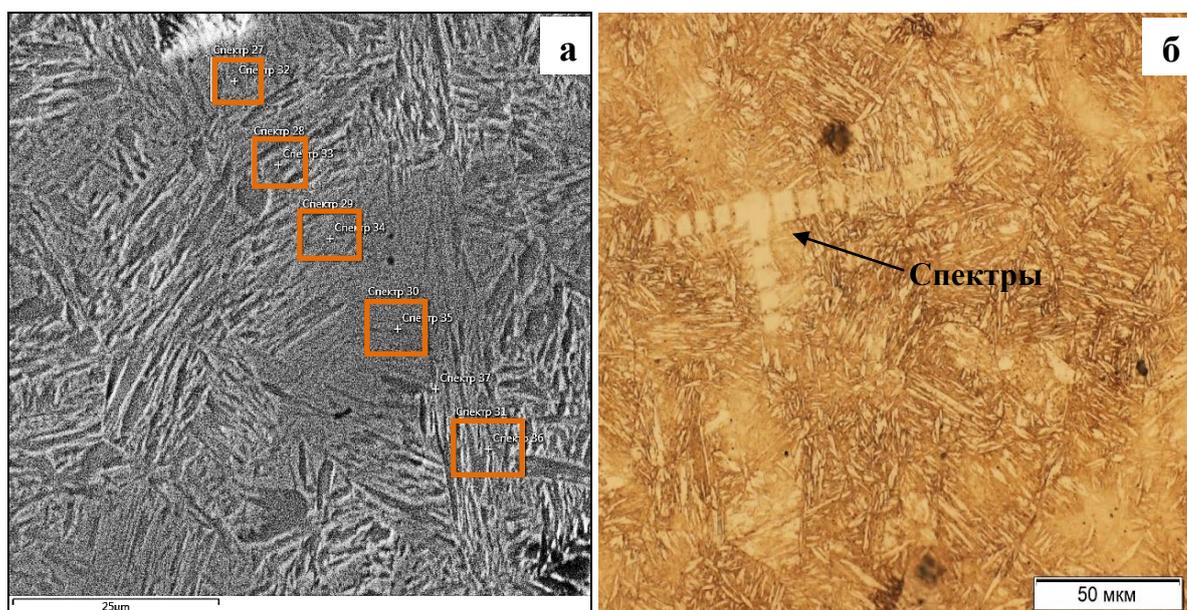


Рисунок 3.15 – Микроструктура стали 22Х2Г2С2МФ после изотермической обработки ( $T_{\text{ИЗО}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и спектры после МРСА: а – СЭМ; б – световая микроскопия

Для исключения фактора влияния рельефа микроструктуры на МРСА был проведен эксперимент с нетравленной полированной поверхностью образца. После этого образец потравили для того, чтобы увидеть попадание непосредственно в светлотравящиеся и темнотравящиеся области. Элементный анализ показал аналогичный результат, что и на травленной поверхности.

Обогащение легирующими элементами приводит к образованию участков аустенита с повышенной устойчивостью, что, в свою очередь, замедляет распад аустенита и, как следствие, в данных местах при охлаждении до комнатной температуры может образовываться высокоуглеродистый мартенсит.

Таблица 3.3 – Концентрация легирующих элементов в стали 22Х2Г2С2МФ ( $T_{\text{АУСТ}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$  (6 ч))

Легирующий элемент	После травления		До травления	
	Min ÷ max, %	Среднее, %	Min ÷ max, %	Среднее, %
Светлотравящаяся область				
Si	2,29 ÷ 2,49	2,38	2,17 ÷ 2,33	2,22
V	0,05 ÷ 0,16	0,12	0,09 ÷ 0,16	0,126
Cr	2,77 ÷ 3,08	2,94	2,71 ÷ 2,76	2,73
Mn	3,00 ÷ 3,44	3,29	2,8 ÷ 3,19	2,96
Mo	0,26 ÷ 1,07	0,53	0,40 ÷ 0,65	0,54
Темнотравящаяся область				
Si	1,83 ÷ 2,13	1,98	1,94 ÷ 2,09	2,01
V	0,02 ÷ 0,12	0,074	0,00 ÷ 0,12	0,085
Cr	2,34 ÷ 2,57	2,44	2,34 ÷ 2,51	2,43
Mn	2,34 ÷ 2,84	2,59	2,33 ÷ 2,78	2,55
Mo	0,11 ÷ 0,53	0,40	0,00 ÷ 0,50	0,30
Переходная область				
Si	1,94 ÷ 2,36	2,15	2,10 ÷ 2,19	2,135
V	0,10 ÷ 0,14	0,12	0,07 ÷ 0,11	0,09
Cr	2,53 ÷ 2,75	2,64	2,43 ÷ 2,66	2,54
Mn	2,61 ÷ 3,16	2,88	2,58 ÷ 2,79	2,70
Mo	0,28 ÷ 0,68	0,5	0,33 ÷ 0,44	0,40

Результаты локального элементного анализа говорят о том, что в областях с меньшим содержанием легирующих элементов, а также и углерода [98], превращение происходит в первую очередь. Следовательно, в темнотравящихся областях превращение начинается раньше, и процессы отпуска в этих областях могут протекать наиболее активно при изотермической выдержке. В переходных участках (зоны между светлотравящимися и темнотравящимися полосами), вероятней всего, будет происходить изотермическое превращение (в нашем случае образование бейнита), и отпуск уже маловероятен.

В наиболее обогащенных легирующими элементами и углеродом областях превращение происходит в самую последнюю очередь и только в процессе охлаждения после изотермической выдержки. Разница в концентрации легирующих элементов в стали 22Х2Г2С2МФ между светлотравящимися и темнотравящимися полосами может варьироваться от 0,04 % (ванадий) до 0,7 % (марганец) (табл. 3.3). В итоге, расположение бейнитных пластин зависит от концентрации легирующих элементов и углерода, а полосчатое строение (рис. 3.15) свидетельствует о неравномерном расположении зародышей по объему сплава [96].

**Сталь 44Х2Г2С2МФ.** Исследование фазовых превращений в изотермических условиях в стали 44Х2Г2С2МФ проводили в диапазоне температур от 200 до 325 °С с выдержкой 6 ч. Полученные дилатометрические кривые показаны на рисунке 3.16. Видно, что при охлаждении со скоростью 1,5 °С/с до  $T_{\text{ИЗО}} = 325-250$  °С не происходит никакого превращения, так как  $T_{\text{ИЗО}} = 325-250$  °С находятся выше температур  $B_{\text{H}}/M_{\text{H}}$ . Изотермической выдержке 200 °С предшествует  $\gamma \rightarrow \alpha$  -превращение, происходящее при непрерывном охлаждении до  $T_{\text{ИЗО}}$  (рис. 3.10, б и 3.16). Кроме того, в процессе охлаждения после всех изотермических выдержек протекает мартенситное превращение.

Максимальное количество изотермического бейнита образуется при  $T_{\text{ИЗО}} = 300$  °С (табл. 3.4 и рис. 3.17). Количество мартенсита ( $\alpha''$ ), образующегося в

процессе непрерывного охлаждения после изотермической выдержки, изменяется по кривой с минимумом, соответствующим  $T_{ИЗО} = 275 \text{ } ^\circ\text{C}$  (рис. 3.17). Максимальное значение наблюдается при самой высокой  $T_{ИЗО} = 325 \text{ } ^\circ\text{C}$ , затем при  $T_{ИЗО} = 300\text{-}275 \text{ } ^\circ\text{C}$  количество  $\alpha''$  уменьшается до 19-16 %, что связано с образованием наибольшего количества изотермического бейнита, по сравнению с другими температурами. При  $T_{ИЗО} = 250\text{-}200 \text{ } ^\circ\text{C}$  количество  $\alpha''$  повышается до 37-34 %, что связано с образованием меньшего количества изотермической  $\alpha$ -фазы (табл. 3.4 и рис. 3.17).

После проведения изотермических выдержек при 275-200  $^\circ\text{C}$  остаточный аустенит имеет наибольшую устойчивость к превращению, по сравнению с другими режимами. Об этом свидетельствуют результаты количественной оценки  $A_{ОСТ}$  (табл. 3.4 и рис. 3.17).

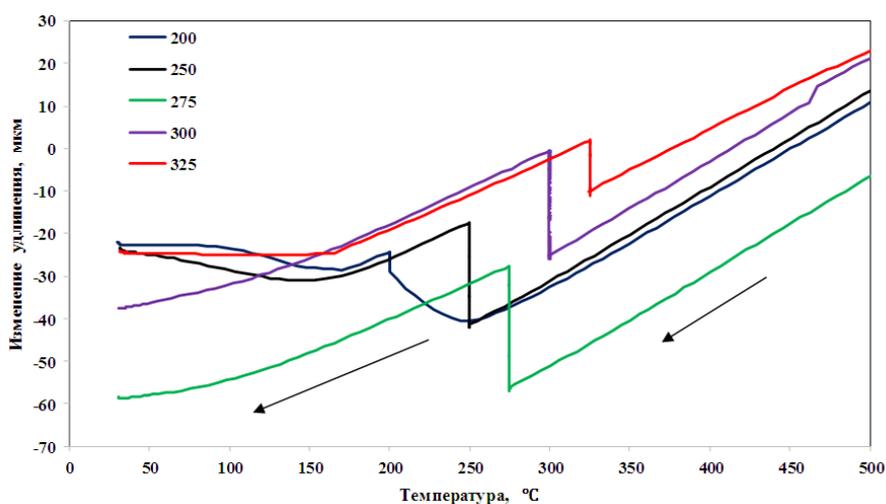


Рисунок 3.16 – Фрагменты дилатометрических кривых стали 44X2Г2С2МФ после изотермических выдержек

Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ представлена на рисунках 3.17-3.18. При проведении термической обработки с выдержками при 325-250  $^\circ\text{C}$  формируется бейнитно-мартенситно-аустенитная структура. Бейнит имеет игольчатую (пластинчатую) морфологию и окрашивается в синий цвет. Бейнит является бескарбидным (рис. 3.19, а-б и 3.20). Мартенсит с остаточным

аустенитом выявляется в виде областей, окрашенных в светло коричневые тона. Субструктура игл бейнита состоит из чередующихся реек  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазы (рис. 3.18).

Таблица 3.4 – Доля фаз в стали 44Х2Г2С2МФ после изотермической обработки

$T_{\text{ИЗО}}, ^\circ\text{C}$	$\alpha', \%$	$\alpha_{\text{ИЗО}} (\text{Б}_{\text{ИЗО}}), \%$	$\alpha'', \%$	$A_{\text{ОСТ}}, \%$
325	-	41	50	9
300	-	67	19	14
275	-	63	16	21
250	-	39	37	24
200	32	12	34	22

Примечание:  $\alpha'$  - количество фазы, образовавшейся при охлаждении до изотермической выдержки;  $\alpha_{\text{ИЗО}} (\text{Б}_{\text{ИЗО}})$  – количество фазы, образовавшейся в процессе изотермической выдержки;  $\alpha''$  - количество фазы, образовавшейся при охлаждении после изотермической выдержки

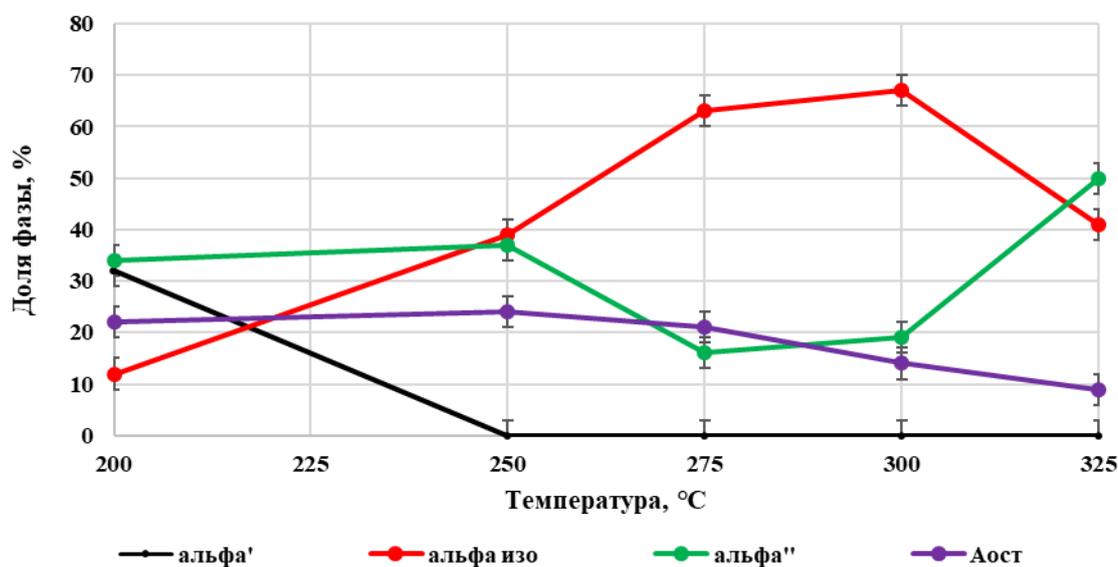


Рисунок 3.17 – Изменение доли фаз в зависимости от температуры изотермической выдержки в стали 44Х2Г2С2МФ

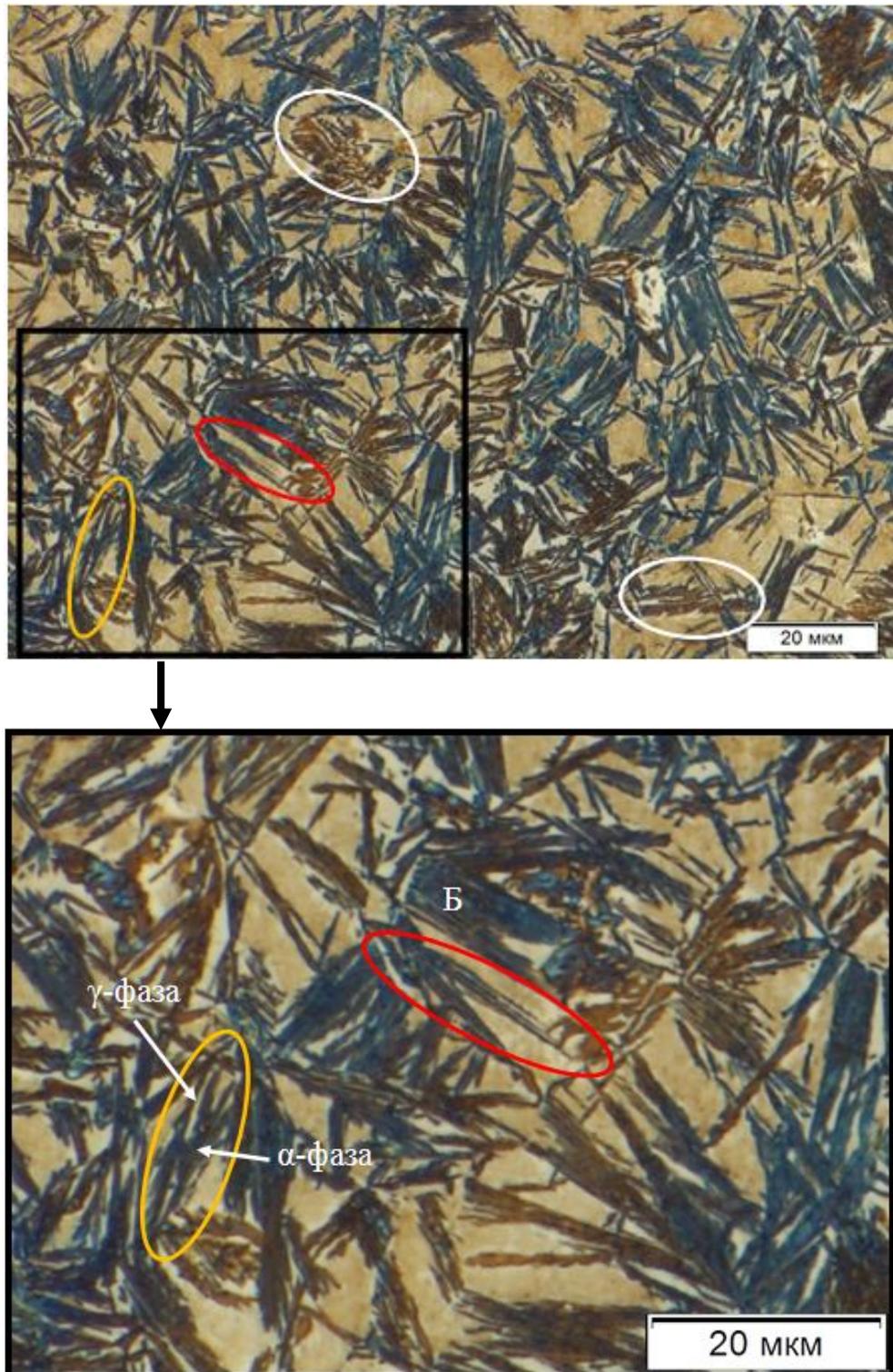


Рисунок 3.18 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ в светлом поле после изотермической выдержки при  $T_{\text{ИЗО}} = 325 \text{ } ^\circ\text{C}$ : а – исходное изображение,  $\times 1000$ ; б – увеличенный фрагмент микроструктуры. Б – бейнит; травление в реактиве LePera

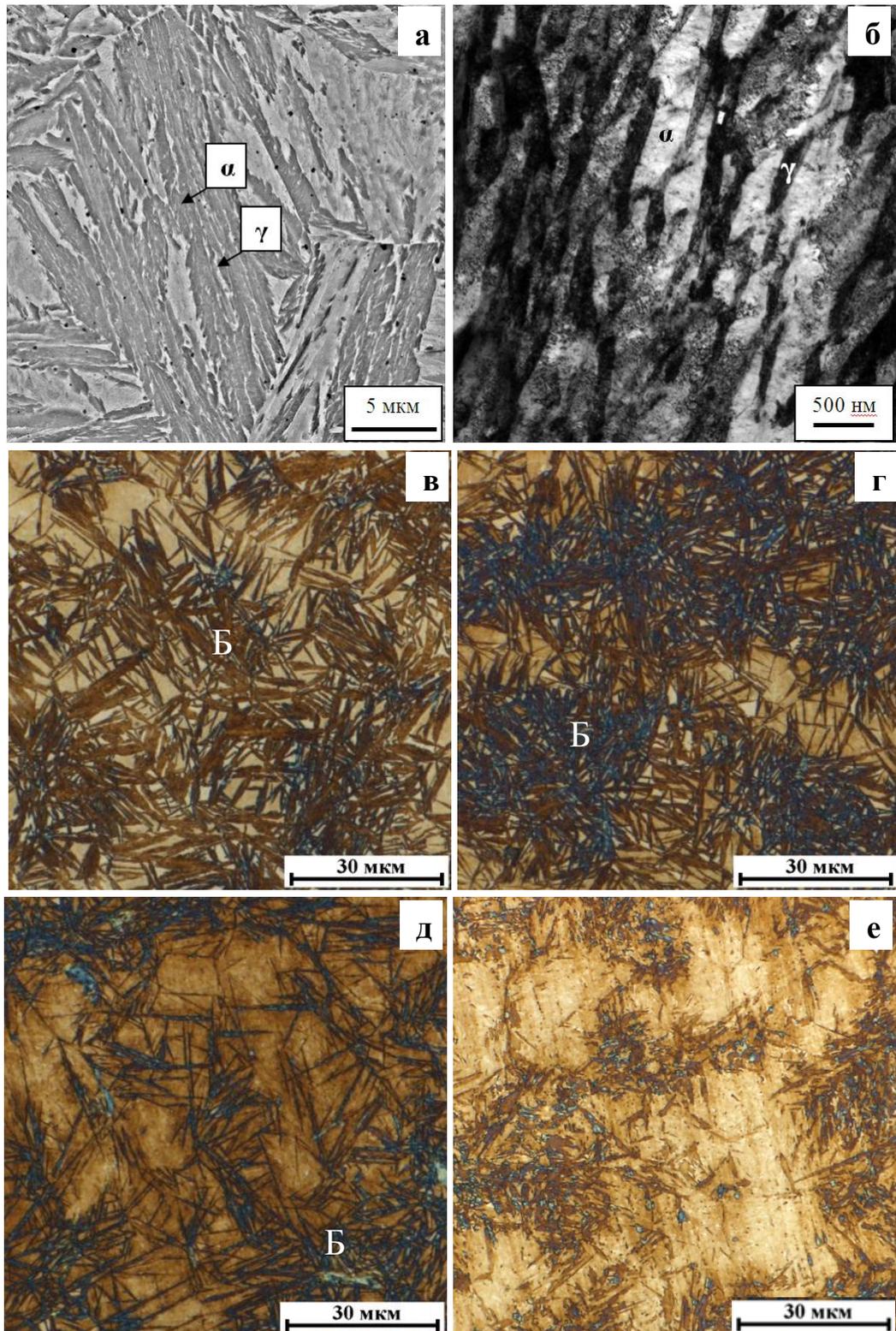


Рисунок 3.19 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ после изотермической обработки: а-б –  $T_{\text{ИЗО}} = 325 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; в –  $T_{\text{ИЗО}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; г –  $T_{\text{ИЗО}} = 275 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; д –  $T_{\text{ИЗО}} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; е –  $T_{\text{ИЗО}} = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; выдержка 6 ч; а – травление в реактиве Ниталь; в-е – травление в реактиве LePera

В литературе имеются два мнения о формировании пластин бейнита с реечной субструктурой. Бадеша сосредоточен на том, что растущая пластина бейнита состоит из субъединиц (реек), рост которых до конечного размера происходит быстро, так что макроскопически видимый кристалл растет в результате последовательного автокаталитического зарождения [99]. Хиллерт [91, 100] считает, что рост отдельных субъединиц лимитирует макророст, а зарождение есть лишь способ передачи роста от одной субъединицы к другой. Анализ микроструктуры стали 44Х2Г2С2МФ показал, что общая дисперсность структуры увеличивается по мере снижения температуры изотермической выдержки (рис. 3.18-3.19). В процессе изотермической выдержки при 325 °С, что выше  $M_H$ , первые пластины бейнита формируются или вдоль границы зерна, или в теле зерна от границы до границы.

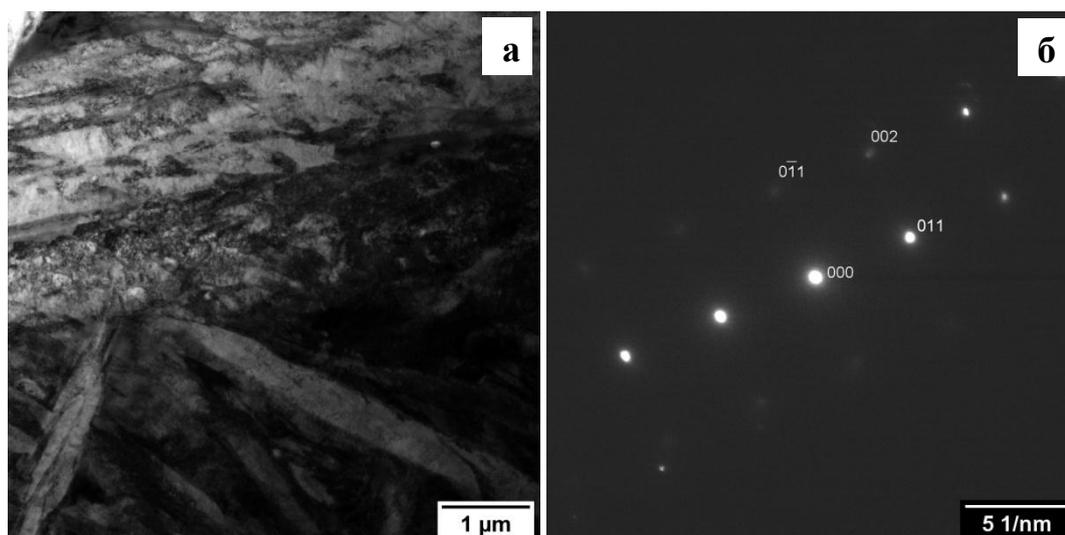


Рисунок 3.20 - Микроструктура стали 44Х2Г2С2МФ после изотермической обработки при температуре 325 °С: а – общий вид структуры (светлопольное изображение); б – электронограмма с выбранного участка структуры

### 3.6. Изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита в бейнитном интервале температур

Необходимо отметить, что при переходе на  $T_{\text{ИЗО}}$  после непрерывного охлаждения с  $V_{\text{ОХЛ}} = 1,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$  превращение при каждой  $T_{\text{ИЗО}}$  начинается сразу, но развивается очень медленно, поэтому на диаграммах начало превращения условно соответствует выдержке в 1 секунду (рис. 3.21-3.22).

Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 22Х2Г2С2МФ, построенная в температурном интервале 375-275  $^\circ\text{C}$  (рис. 3.21), имеет С-образный характер. Превращение при всех  $T_{\text{ИЗО}}$ , за исключением  $T_{\text{ИЗО}} = 375 \text{ } ^\circ\text{C}$ , начинается сразу после перехода от непрерывного охлаждения к изотермической выдержке, но вначале развивается медленно. Вяло текущее образование бейнита в наибольшей степени проявляется при  $T_{\text{ИЗО}} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}$ . При данной температуре 5% бейнита удастся получить только за 2500 с, но в процессе дальнейшей выдержки, в течение 2000 с, уже образуется 35% бейнита. При  $T_{\text{ИЗО}} = 375$  и 275  $^\circ\text{C}$  происходит образование наименьших долей изотермического бейнита за наибольшие промежутки времени. Среднее значение микротвердости при  $T_{\text{ИЗО}} = 375 \text{ } ^\circ\text{C}$  находится на уровне 489 НV. Понижение  $T_{\text{ИЗО}}$  до 275  $^\circ\text{C}$  приводит к уменьшению среднего уровня микротвердости до 434 НV.

Повышенный уровень НV при  $T_{\text{ИЗО}} = 375 \text{ } ^\circ\text{C}$  связан с бóльшим количеством мартенсита, образующегося при охлаждении после изотермической выдержки. Дальнейшее незначительное снижение микротвердости до 477 НV является следствием бóльшего количества изотермического бейнита. При уменьшении  $T_{\text{ИЗО}}$  от 350 до 300  $^\circ\text{C}$  наблюдается снижение количества изотермического бейнита, но повышение количества мартенсита/бейнита, образовавшегося при охлаждении до изотермической выдержки.



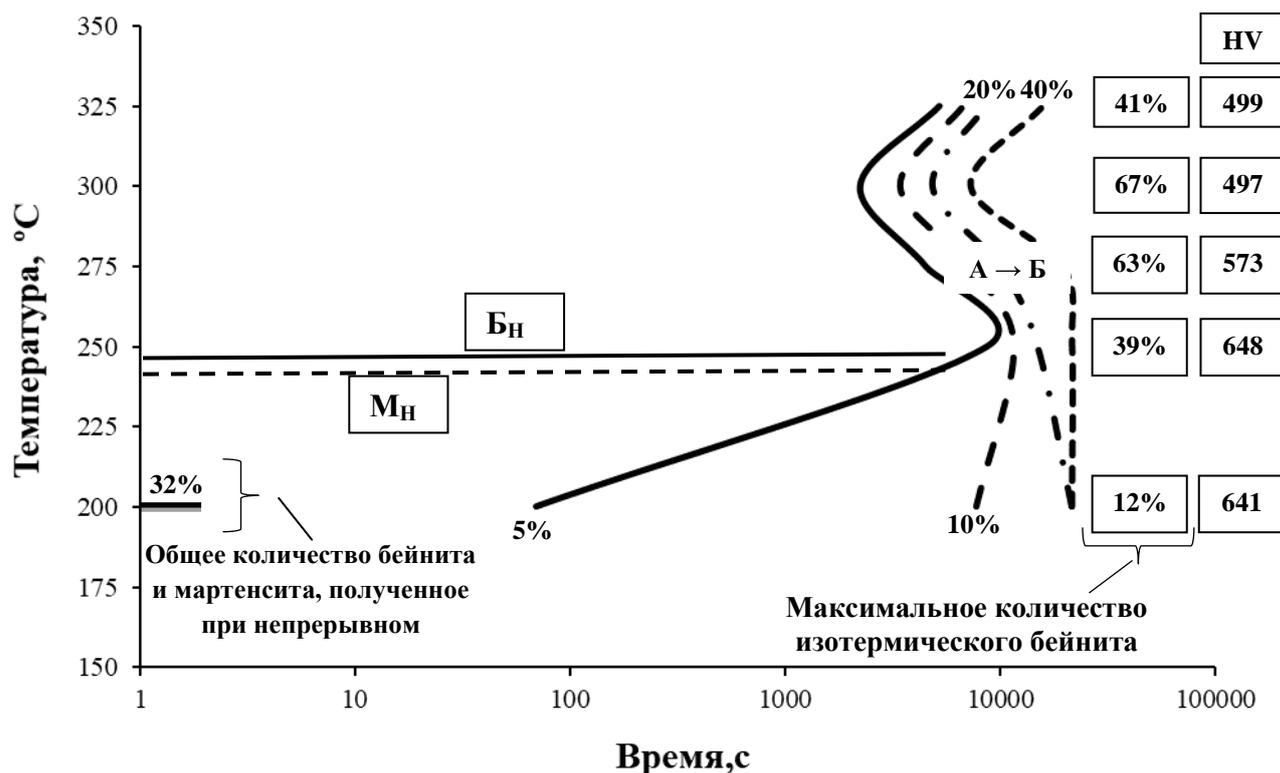


Рисунок 3.22 – Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 44X2Г2С2МФ в температурном интервале 200÷325 °С;  $V_{\text{охл}} = 1,5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$

С понижением  $T_{\text{Изо}}$  с 325 до 200 °С микротвердость увеличивается с 499 HV до 640-650 HV. При этом определяющее влияние на изменение микротвердости оказывает увеличение твердости бейнита с понижением  $T_{\text{Изо}}$ , а также снижение температуры начала образования мартенсита после изотермической выдержки.

### 3.7. Выводы по главе 3

1. Определены для исследуемых сталей критические температуры  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . Интервал  $A_{c1} - A_{c3}$  больше в случае определения критических точек дилатометрическим способом. С увеличением содержания от 0,20 до 0,45% углерода температурный интервал  $A_{c1} - A_{c3}$  сужается.

2. Установлено, что микроструктура исследованных сталей системы легирования X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения со скоростями от 100 до 0,03 °С/с и изотермической обработки от 200 до 375 °С состоит из бескарбидного бейнита, мартенсита, феррита, феррито-карбидной смеси и остаточного аустенита в различных соотношениях. Феррит (22Х2Г2С2МФ) и феррито-карбидная смесь (44Х2Г2С2МФ) образуются только при скоростях охлаждения, начиная с 0,05 °С/с и менее. После изотермической обработки структура состоит из бейнита, мартенсита и остаточного аустенита. С понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  количество  $\alpha$ -фазы, образовавшейся при охлаждении до изотермической выдержки, увеличивается. Количество изотермической  $\alpha$ -фазы изменяется нелинейно, максимум доли изотермической  $\alpha$ -фазы наблюдается при  $T_{\text{ИЗО}}$ , которая находится вблизи  $M_{\text{Н}}$  в стали 22Х2Г2С2МФ, а в стали 44Х2Г2С2МФ – выше  $M_{\text{Н}}$  на 25-50 °С. В стали с содержанием углерода 0,22 % с понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  количество  $\alpha$ -фазы, образовавшейся при охлаждении после изотермической выдержки, уменьшается, а в стали 44Х2Г2С2МФ изменяется нелинейно. Минимальное количество данной фазы соответствует  $T_{\text{ИЗО}}$ , при которой образуется максимальное количество изотермической  $\alpha$ -фазы. С понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  количество  $A_{\text{ОСТ}}$  в стали 22Х2Г2С2МФ изменяется нелинейно: максимум находится вблизи температур, нагрев до которых позволяет получить наибольшую долю изотермической  $\alpha$ -фазы; в стали 44Х2Г2С2МФ количество  $A_{\text{ОСТ}}$  увеличивается с понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  до 250 °С, а затем – стабилизируется.

3. Построены термокинетические и изотермические (в области бейнитного превращения) диаграммы распада переохлажденного аустенита после полной аустенитизации исследуемых сталей. Из термокинетических диаграмм следует, что для подавления формирования в структуре сталей продуктов диффузионного превращения аустенита после нагрева на 1000 °С охлаждать изделия при термической обработке необходимо со скоростью выше 0,3 °С/с. В этом случае будет образовываться бейнито-мартенситная структура с

различным соотношением бейнита и мартенсита. Из изотермических диаграмм следует, что для каждой стали в области бейнитного превращения наблюдается традиционный С-образный характер. Наибольшее количество изотермического бейнита в стали 22Х2Г2С2МФ формируется при  $T_{\text{ИЗО}}$  вблизи  $M_{\text{Н}}$ , что не соответствует «носу» С-образной кривой. Для наиболее полного протекания изотермического превращения в стали 22Х2Г2С2МФ достаточно проводить выдержки меньше 1000 секунд, а сталь 44Х2Г2С2МФ необходимо выдерживать больше 1000 секунд, что говорит о большей устойчивости остаточного аустенита в стали 44Х2Г2С2МФ.

4. Показано, что общий уровень микротвердости (при непрерывном охлаждении и изотермической закалке) увеличивается с повышением содержания углерода в стали. С понижением скорости охлаждения в рамках каждой марки микротвердость снижается. В целом уровень микротвердости сталей системы легирования Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения с  $T_{\text{АУСТ}} = 1000 \text{ } ^\circ\text{C}$  находится в соответствии со структурой, формирующейся в каждом конкретном случае. С понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  в стали 22Х2Г2С2МФ уровень микротвердости снижается, что вызвано уменьшением или полным отсутствием свежезакаленного мартенсита, формирующегося после изотермической выдержки. В стали 44Х2Г2С2МФ с понижением  $T_{\text{ИЗО}}$  увеличивается общий уровень микротвердости, что является результатом повышения микротвердости изотермического бейнита и снижением температуры начала образования мартенсита после изотермической выдержки.

#### **Глава 4. Способ выявления и количественной оценки доли бейнита в конструкционных сталях системы легирования X2Г2С2МФ с использованием светового микроскопа**

Перед тем, как разрабатывать методику по выявлению бейнита в исследуемых сталях, необходимо иметь представление о способах разделения мартенсита и бейнита с помощью светового микроскопа. Разделение мартенсита и бейнита с использованием светового микроскопа проводят с применением следующих способов:

- использование классического травления;
- использование цветного травления;
- применение цифрового метода, в рамках которого анализируют яркость пикселей отдельной структурной составляющей;
- использование цветного травления в сочетании с поляризованным светом.

Классическое травление работает только в том случае, когда бейнитное превращение протекает отдельно от мартенситного. Например, на термокинетической диаграмме бейнитная область расположена выше температуры начала мартенситного превращения.

Цветное травление используют уже в более сложных случаях, когда бейнитное превращение накладывается на мартенситное, но не всегда удается точно определить количество бейнита в связи с необходимостью прецизионного подхода к самому методу травления.

Цифровой метод достаточно трудоемок, а также предполагает использование дополнительных программ для анализа, поэтому пока не получил широкого распространения.

Четвертый способ по данным литературных источников позволяет качественно и количественно определять бейнит, и тоже время является не таким трудоемким и в большей степени наглядным по сравнению с предыдущими методами. Поэтому такой способ является перспективным и

именно на нем решено было остановить выбор для разработки методики по разделению бейнита и мартенсита в сталях системы легирования X2Г2С2МФ с анализом микроструктуры на световом микроскопе.

По данному направлению существует достаточно мало источников литературы. Однако, все же, в основу настоящего исследования легли работы профессора Казакова [75], который использовал поляризованный свет в сочетании с цветным травлением для выявления бейнита реечной морфологии в трубной низкоуглеродистой стали.

В патенте показано, что, используя поляризованный свет, можно не только определить качественно наличие бейнита, но и посчитать его количество. Здесь необходимо обратить внимание на то, что использование только поляризатора, который создает поляризованный свет, не позволяет выявлять бейнит. Его выявляют только при скрещивании поляризатора и анализатора, т.е. двух николей, и он выглядит светлым на темном фоне. Для простоты передачи информации в дальнейшем будем использовать словосочетание «поляризованный свет», так как оно является определяющим. Кроме того, в работе [102] показана структура стали 4140 после изотермической выдержки, где выявление бейнита проводили также с помощью цветного травления и поляризованного света. Помимо этого, данных о бейните игольчатой морфологии с реечной субструктурой в среднеуглеродистых сталях, выявляемого с помощью поляризованного света, не найдено. В связи с этим после травления стали 22X2Г2С2МФ и 44X2Г2С2МФ были исследованы в поляризованном свете.

Для разработки способа была взята сталь 44X2Г2С2МФ после одного из изотермических режимов термической обработки. В первую очередь после травления сделали съемку структуры в светлом поле (рис. 4.1, а). Затем провели фотографирование микроструктуры образца в поляризованном свете при углах поворота от 0 до 90° с шагом 5°. На рисунке 4.1, б-з приведены изображения структуры при некоторых углах.

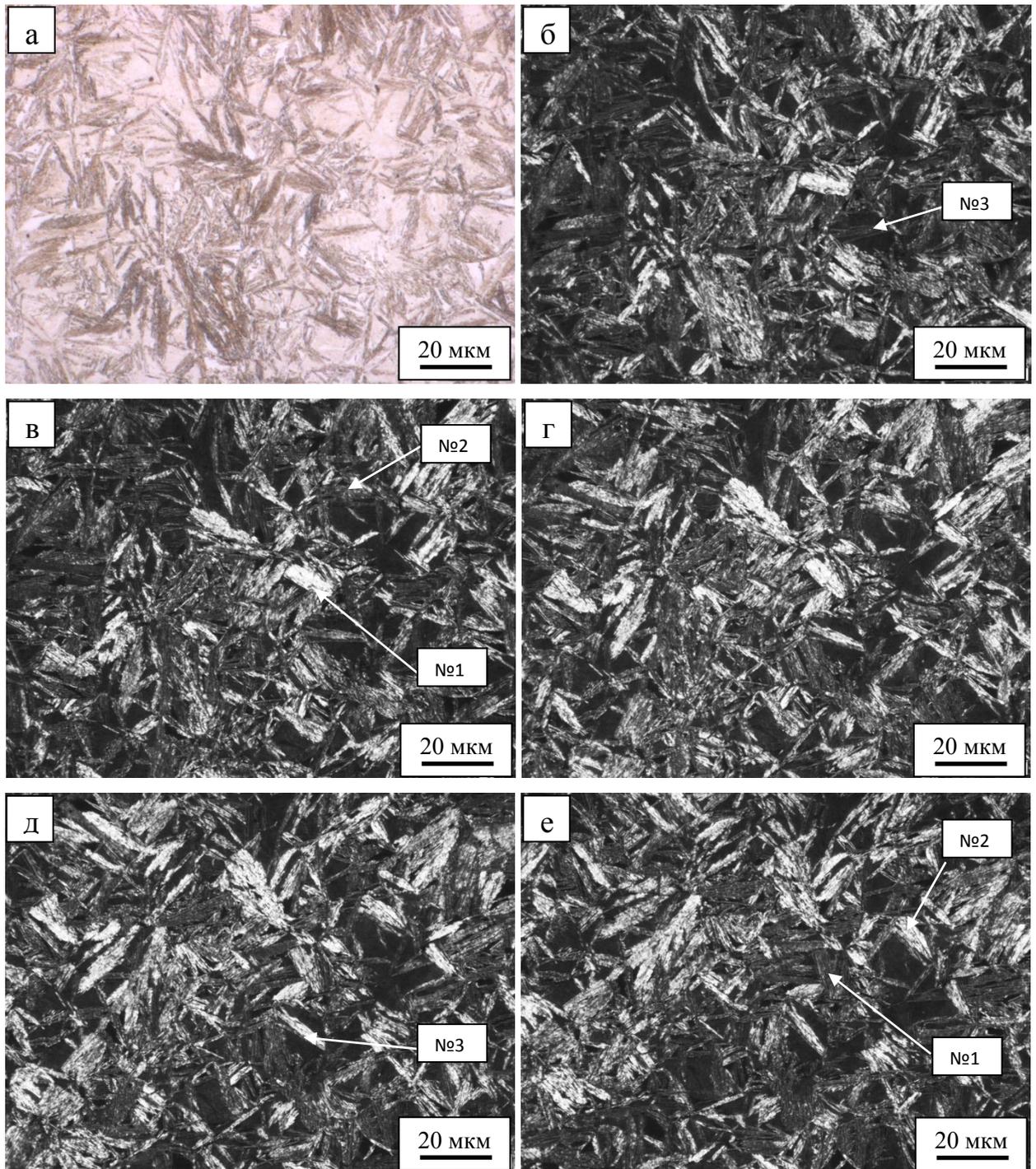


Рисунок 4.1 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ: а – светлое поле; б – поляризованный свет; б – 0°; в – 15°; г – 30°; д – 45°; е – 60°

Далее проанализировали изменение уровня яркости трех произвольных объектов микроструктуры, которые обозначены номерами 1, 2 и 3 (рис. 4.1, б-з), на черно-белых изображениях. Оказалось, что изменение уровня яркости каждого объекта в пределах 0-90° происходит по синусоидальному закону (рис.

4.2): каждые  $45^\circ$  наблюдается постепенная смена яркости бейнитных участков от максимума к минимуму и наоборот. Например, у объекта №1 максимальная яркость наблюдается при угле  $15^\circ$  (рис. 4.1, в), а минимальная яркость – при угле  $60^\circ$  (рис. 4.1, е); у объекта №2 наоборот: максимум яркости соответствует  $60^\circ$  (рис. 4.1, е), а минимум -  $15^\circ$  (рис. 4.1, в); у объекта №3 максимальная яркость наблюдается при  $45^\circ$  (рис. 4.1, д), а минимальная яркость – при углах  $0^\circ$  и  $90^\circ$  (рис. 4.1, б, з).

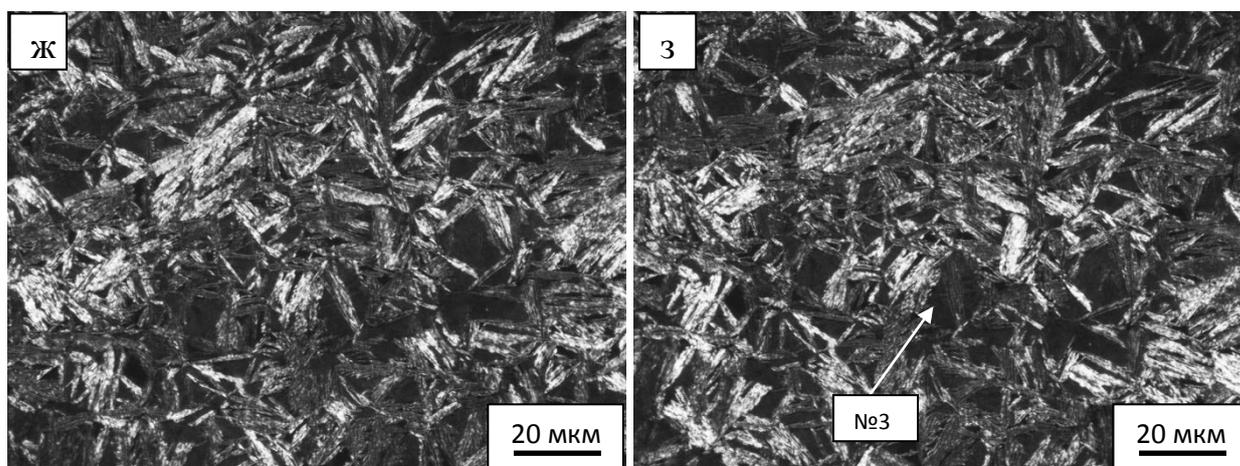


Рисунок 4.1. Окончание; ж –  $75^\circ$ ; з –  $90^\circ$

Если использовать для количественной оценки бейнита только одно изображение [75], то часть бейнита может не попасть в расчет, так как останется темной и будет практически совпадать с фоном. Поэтому для полного выявления и определения количества бейнита необходимо использовать не одно изображение, а все отснятые изображения структуры или как минимум два:  $0^\circ$  (образец поставили на столик микроскопа и не поворачивают) и  $45^\circ$  (образец поворачивают относительно нулевого угла на  $45^\circ$ ). Важно отметить, поворот образца против или по часовой стрелке не имеет значения. В данном случае нет необходимости улавливать максимумы яркости выявленного бейнита, а достаточно иметь изображения структуры, имеющие выявленные участки бейнита с промежуточной яркостью в поляризованном

свете на световом микроскопе. Основой является то, чтобы на темном фоне были светлые участки бейнита. Это обеспечивается использованием двух снимков структуры. На первом снимке будут видны одни участки, а на втором – те участки, которые были темными на первом снимке.

Следующим этапом являлось соединение (наложение) изображений (начального и полученного после поворота на  $45^\circ$ ) между собой так, чтобы бейнитные составляющие совпадали между собой при наложении изображений. После наложения двух снимков (рис. 4.1, б, д) получили изображение с четко выделенными белыми и черными бейнитными составляющими на сером фоне (рис. 4.3, а). После этого вырезали фрагмент из общего изображения (рис. 4.3, а-б), и уже на этом фрагменте проводили расчет количества бейнита, предварительно выделив все участки бейнита одним, в данном случае черным, цветом (рис. 4.3, в).

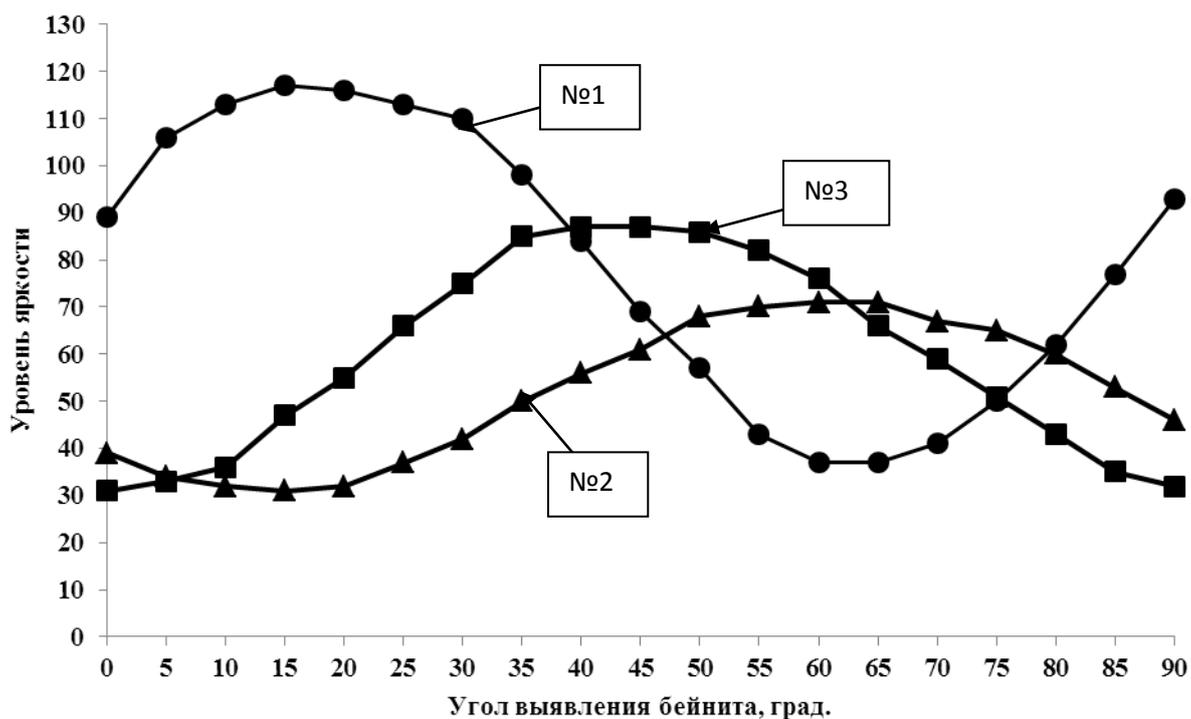


Рисунок 4.2 – Влияние угла поворота при выявлении бейнита на уровень яркости структурных объектов №1, №2 и №3

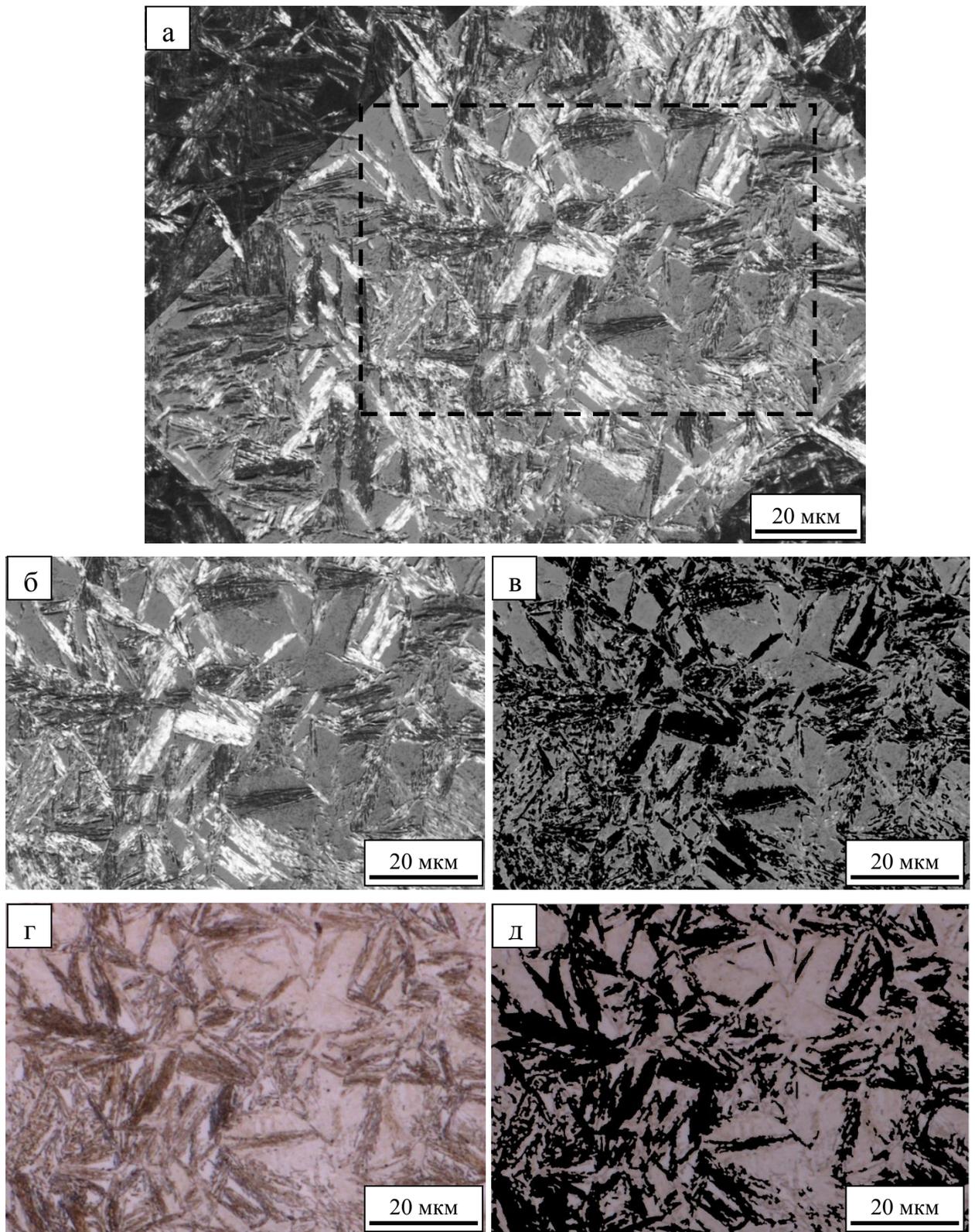


Рисунок 4.3 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ: а – после наложения двух снимков 0 и 45° в Adobe Photoshop CS5; б – вырезанный фрагмент после наложения; в, д – вырезанные фрагменты после обработки в SIAMS 700; г – вырезанный фрагмент из светлопольного изображения

В результате расчета по предложенному способу количество бейнита в данном случае в стали 44X2Г2С2МФ после изотермической закалки при  $T_{\text{ИЗО}} = 325 \text{ } ^\circ\text{C}$  составляет 42%, что на 19% отличается от количества бейнита, рассчитанного по способу [75], взятого за прототип, но совпадает с количеством бейнита, рассчитанного по светлопольному изображению (рис. 4.3, г-д и табл. 4.1). Таким образом, точность выявления бейнита в данном случае по предложенному способу, относительно [75], увеличивается практически в 2 раза, а именно на 83% (табл. 4.1).

Таблица 4.1 – Сравнительная количественная оценка способов

Способ	Угол выявления бейнита, град	Количество выявленного бейнита, %	Суммарное количество выявленного бейнита, %	Точность выявления бейнита, % (к способу [75])
Расчет бейнита по светлопольному изображению	0	42	42	-
Прототип [75]	0	23	23	-
Предложенный	0	23	42	Увеличено на 83 %
	45	19		

Дополнительно была проведена апробация предложенного способа на стали 22X2Г2С2МФ после проведения изотермических режимов термической обработки выше и ниже температуры начала мартенситного превращения, а также на стали 44X2Г2С2МФ при  $T_{\text{ИЗО}}$  ниже  $M_{\text{Н}}$ . Результаты представлены на рисунках 4.4 и 4.5, а также в таблице 4.2. Применение предложенного способа показало возможность обнаружения и выделения бейнитных областей для количественной оценки ниже температуры начала мартенситного превращения, а также существенное увеличение точности выявления бейнита по сравнению с прототипом.

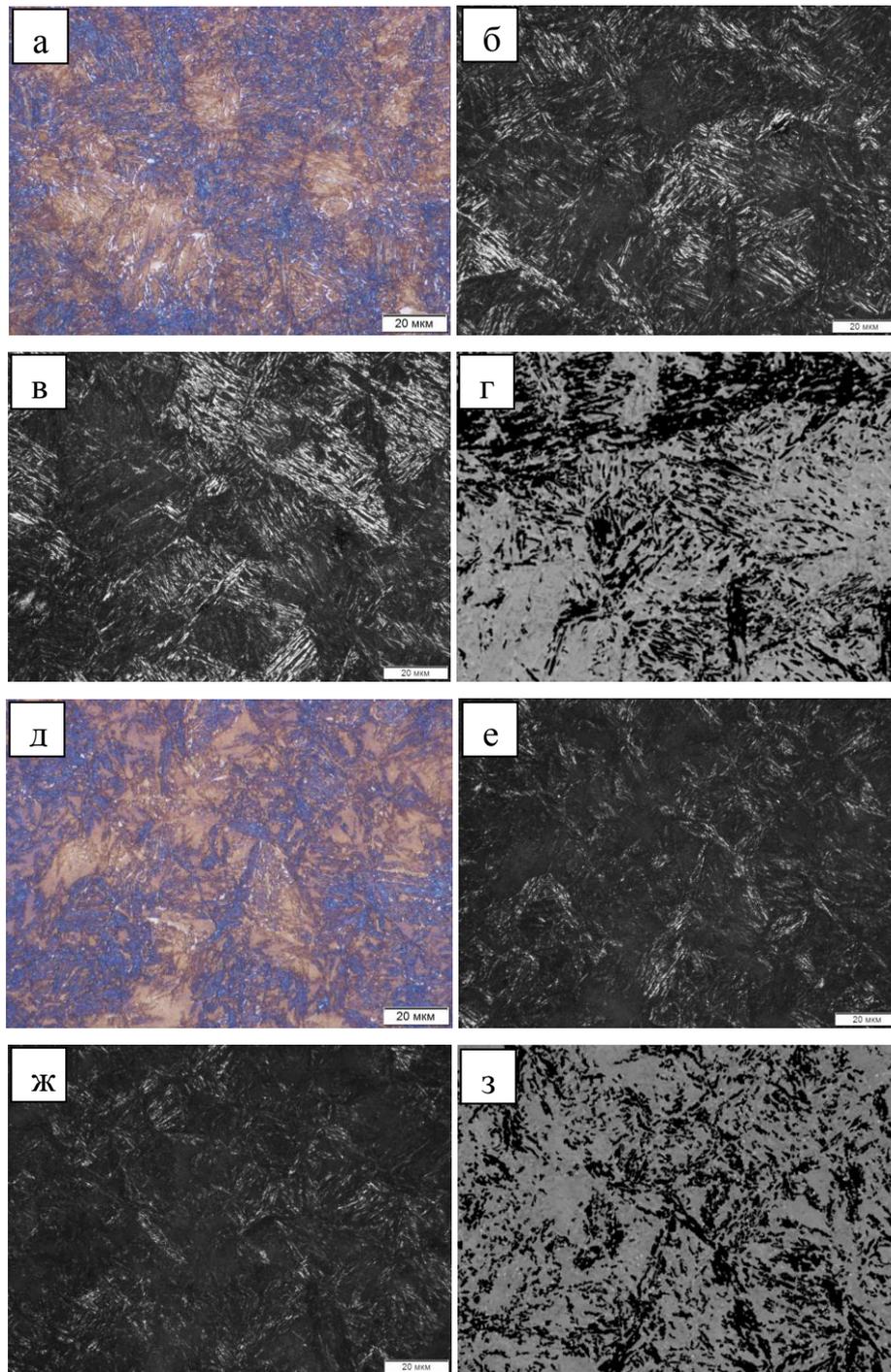


Рисунок 4.4 – Микроструктура стали 22X2Г2С2МФ после изотермической обработки при  $T_{\text{ИЗО}}=350^{\circ}\text{C}$  (а-г) и  $T_{\text{ИЗО}}=300^{\circ}\text{C}$  (д-з): а, д – светлое поле, б, е – поляризованный свет (угол поворота образца  $0^{\circ}$ ), в, ж – поляризованный свет (угол поворота образца  $45^{\circ}$ ), г, з – вырезанный и увеличенный фрагмент с выделенными черными бейнитными составляющими после наложения двух изображений

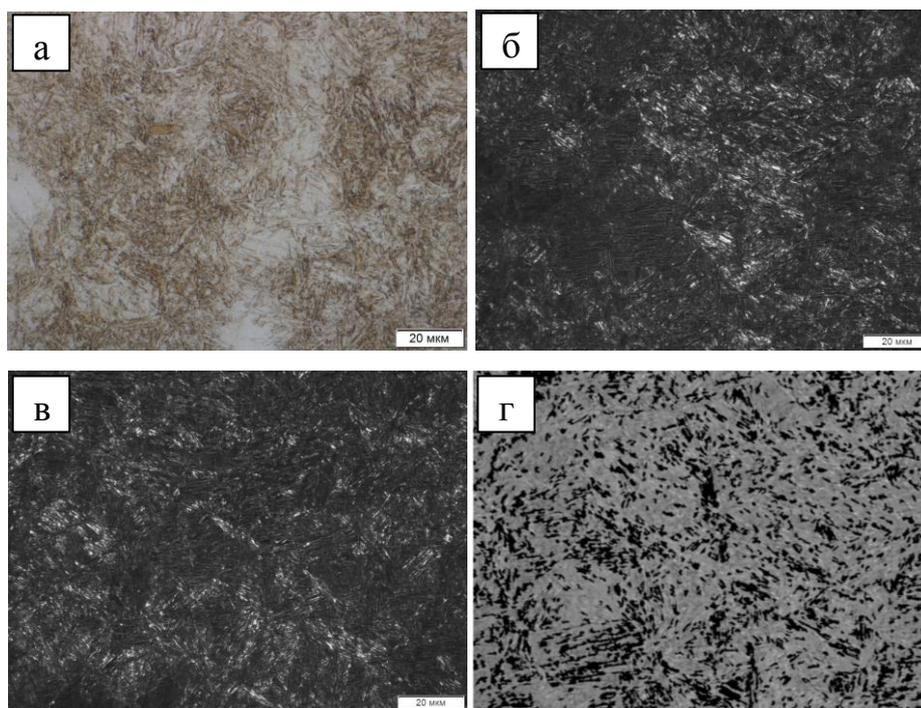


Рисунок 4.5 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ после изотермической обработки при  $T_{\text{ИЗО}}=200^{\circ}\text{C}$ : а – светлое поле, б – поляризованный свет (угол поворота образца  $0^{\circ}$ ), в – поляризованный свет (угол поворота образца  $45^{\circ}$ ), г – вырезанный и увеличенный фрагмент с выделенными черными бейнитными составляющими после наложения двух изображений

Таблица 4.2 – Сравнительная количественная оценка способов

Способ	Марка стали	$T_{\text{ИЗО}}$ , $^{\circ}\text{C}$	Угол выявления бейнита, град	Доля бейнита, %	Суммарная доля бейнита, %	Точность выявления бейнита, % (к прототипу)
Прототип	44X2Г2С2МФ	200	0	9	9	-
Заявляем ый способ			0	9	24	Увеличено на 166 %
			45	15		
Прототип	22X2Г2С2МФ	350	0	17	17	-
Прототип	22X2Г2С2МФ	300	0	12	12	
Заявляем ый способ	22X2Г2С2МФ	350	0	17	32	Увеличено на 88 %
			45	15		
Заявляем ый способ	22X2Г2С2МФ	300	0	12	36	Увеличено на 200 %
			45	24		

#### 4.1. Выводы по главе 4

1. Разработаны способы выявления и количественной оценки доли бейнита, образующегося в изотермических условиях в конструкционных сталях 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ с использованием поляризованного света. Доказано, что для оценки полной доли бейнита с помощью поляризованного света при скрещенных николях требуется проведение наложение изображений структуры при разных углах поворота образца или при разных углах поворота анализатора при стационарном положении образца. Способ количественной оценки доли бейнита позволяет практически в два-три раза увеличить точность по сравнению с другими известными способами.

2. Выявлена зависимость уровня яркости бейнита от угла поворота образца в поляризованном свете при скрещенных николях. Показано, что изменение уровня яркости бейнита происходит по синусоидальному закону с наблюдающимся максимумом яркости каждые  $45^\circ$ .

3. Установлена возможность выявления реечной субструктуры нижнего бескарбидного бейнита в среднеуглеродистой высокопрочной стали 44Х2Г2С2МФ после изотермической обработки.

## Глава 5. Влияние термической обработки на механические свойства и структуру сталей системы легирования X2Г2С2МФ

При выборе температуры аустенитизации опытных образцов каждой стали в печах с окислительной атмосферой руководствовались результатами, полученными методом пробных закалок, так как с практической точки зрения данный подход на наш взгляд является более технологичным.

### 5.1. Структура сталей после термической обработки

Предварительная обработка в виде высокого отпуска была предназначена для того, чтобы минимизировать проявление структурной наследственности и не допустить роста зерна [79]. Выдержка в течение 3 часов при температуре 660 °С приводит к образованию сорбита отпуска в каждой стали (рис. 5.1).

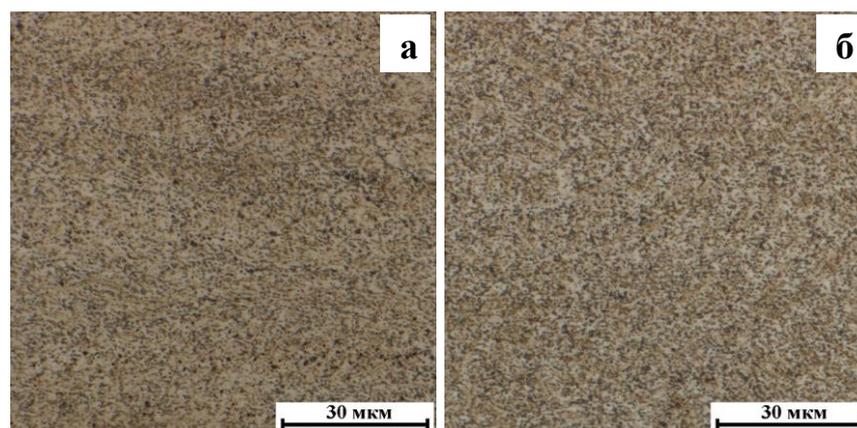


Рисунок 5.1 – Микроструктура сталей после отпуска при  $T = 660$  °С, выдержка 3 ч.: а – 22X2Г2С2МФ; б – 44X2Г2С2МФ; травление в реактиве Ниталь

В стали 22X2Г2С2МФ образуется достаточно однородная мартенситно-бейнитная структура как при охлаждении на воздухе с  $T_{\text{АУСТ}} = 880$  °С, так и при охлаждении с печью  $T_{\text{АУСТ}} = 880$  °С (рис. 5.2, а-б). Кроме того, точно такая же структура формируется и при изотермической обработке ( $T_{\text{АУСТ}} = 880$  °С,  $T_{\text{ИЗО}} = 300$  °С) (рис. 5.2, в).

С повышением содержания углерода (сталь 44X2Г2С2МФ) образуется такая же мартенситно-бейнитная микроструктура, однако, дисперсность микроструктуры увеличивается (рис. 5.2-5.3).

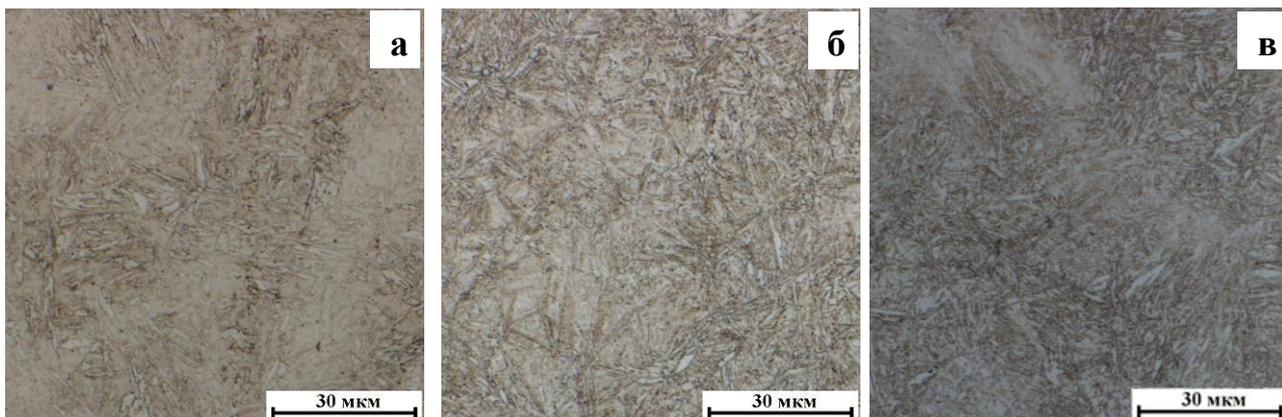


Рисунок 5.2 – Микроструктура стали 22X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения: а –  $T_{\text{АУСТ}} = 880 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , в-х; б –  $T_{\text{АУСТ}} = 880 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , п; в -  $T_{\text{АУСТ}} = 880 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; травление в реактиве Ниталь

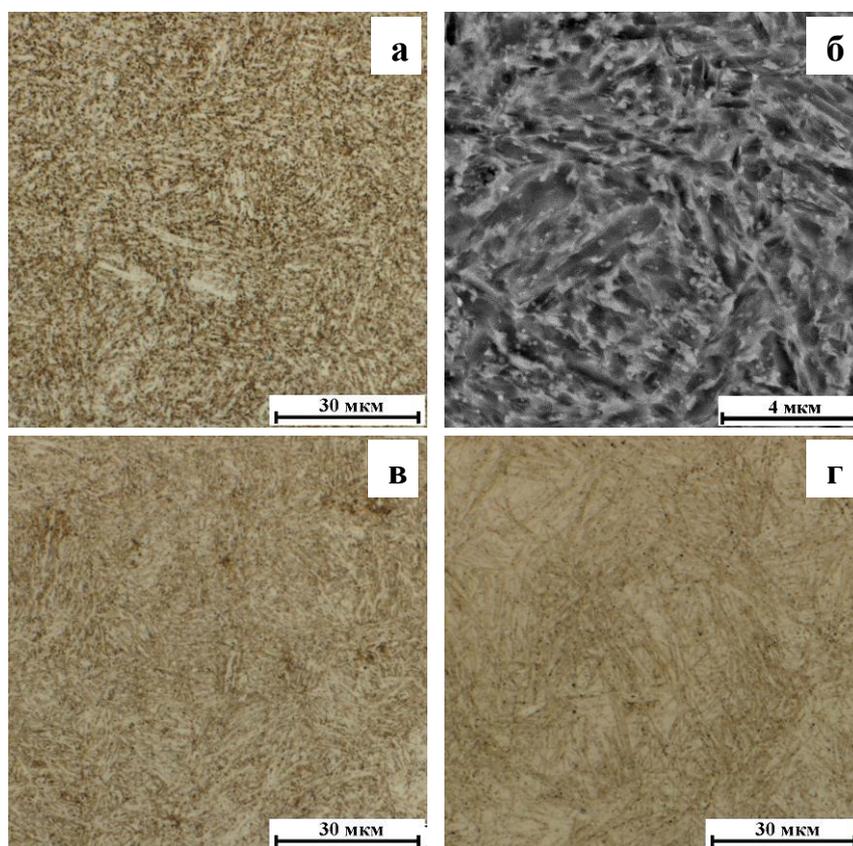


Рисунок 5.3 – Микроструктура стали 44X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения (а-б) и изотермической обработки (в-г): а-б –  $T_{\text{АУСТ}} = 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , в-х; в –  $T_{\text{АУСТ}} = 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 275 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; г –  $T_{\text{АУСТ}} = 860 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ; а, в, г – СМ; б – СЭМ; выдержка при  $T_{\text{ИЗО}}$  6 ч; травление в реактиве Ниталь

В целом, структура сталей, полученная после термической обработки в лабораторных печах сопротивления с окислительной атмосферой, аналогична той, которая формируется в процессе термической обработки на dilatометре, что подтверждается качественным и количественным металлографическим анализом, в том числе и с использованием нового предложенного способа оценки доли бейнита, данные которой представлены в таблице 5.2.

## 5.2. Количество остаточного аустенита после различной термической обработки сталей

После проведения рентгеноструктурного анализа было выявлено, что в стали 22Х2Г2С2МФ количество остаточного аустенита находится в диапазоне 8-13 % (табл. 5.1). Наибольшее количество остаточного аустенита наблюдается в стали после проведения изотермической закалки.

Таблица 5.1 - Количество остаточного аустенита ( $A_{OCT}$ ) в сталях системы легирования Х2Г2С2МФ

Режим обработки	$A_{OCT}$ %	Режим обработки	$A_{OCT}$ %
<b>22Х2Г2С2МФ</b>			
$T_{AУСТ} = 880^{\circ}C$ , воздух	8	$T_{AУСТ} = 880^{\circ}C$ , $T_{ИЗО} = 300^{\circ}C$ (6 ч)	13
$T_{AУСТ} = 880^{\circ}C$ , печь	12		
<b>44Х2Г2С2МФ</b>			
$T_{AУСТ} = 860^{\circ}C$ , воздух	22	$T_{AУСТ} = 860^{\circ}C$ , $T_{ИЗО} = 325^{\circ}C$ (6 ч)	27
		$T_{AУСТ} = 860^{\circ}C$ , $T_{ИЗО} = 300^{\circ}C$ (6 ч)	26
		$T_{AУСТ} = 860^{\circ}C$ , $T_{ИЗО} = 275^{\circ}C$ (6 ч)	19
		$T_{AУСТ} = 860^{\circ}C$ , $T_{ИЗО} = 250^{\circ}C$ (6 ч)	20

Реализация непрерывного охлаждения в стали 44Х2Г2С2МФ приводит к получению большего содержания остаточного аустенита по сравнению со сталью 22Х2Г2С2МФ. Кроме того, дополнительно на стали 44Х2Г2С2МФ показано, как влияет температура изотермической выдержки на количество аустенита остаточного. Видно, что содержание  $A_{OCT}$  в стали повышается при увеличении температуры изотермической выдержки (табл. 5.1).

Изотермическая обработка при температурах 300-325 °С позволяет получить большее содержание  $A_{OCT}$ , которое находится на уровне 26-27 %, по сравнению с термокинетическим режимом обработки и другими изотермическими выдержками (табл. 5.1).

Повышение содержания углерода от 0,22 до 0,44 % в сталях с одной системой легирования неизбежно приводит к повышению количества  $A_{OCT}$ , что является следствием повышенной устойчивости переохлажденного аустенита. Кроме того, увеличение степени растворимости карбидов с повышением  $T_{AUCST}$  приводит к большему обогащению углеродом твердого раствора [46] и, тем самым, доля  $A_{OCT}$  растет.

### 5.3. Результаты испытаний на одноосное растяжение

В процессе статического нагружения образцов из сталей системы легирования X2Г2С2МФ были получены диаграммы растяжения, которые представлены на рисунке 5.4.

В стали 22Х2Г2С2МФ (рис. 5.4, а) вид кривых растяжения, формирующихся в процессе испытания, подобен при охлаждении на воздухе и с печью с температур нагрева 880 °С. Ярко выражены области упругой и сосредоточенной деформации, а участок равномерной деформации практически отсутствует. Изотермическая обработка с  $T_{AUCST} = 880$  °С и  $T_{ИЗО} = 300$  °С стали 22Х2Г2С2МФ позволила немного изменить вид кривой растяжения: участок равномерной деформации стал в большей степени выражен, что подтверждает рисунок 5.4, б.

Повышение содержания углерода приводит к увеличению максимальных напряжений, а также к практически полному исчезновению участка сосредоточенной деформации после непрерывного охлаждения (рис. 5.4, в). Особое влияние на характер кривых растяжения стали 44Х2Г2С2МФ оказывает температура изотермической выдержки. С понижением  $T_{ИЗО}$  происходит уменьшение участка равномерной деформации, а также исчезновение зоны сосредоточенной деформации (рис. 5.4, г).

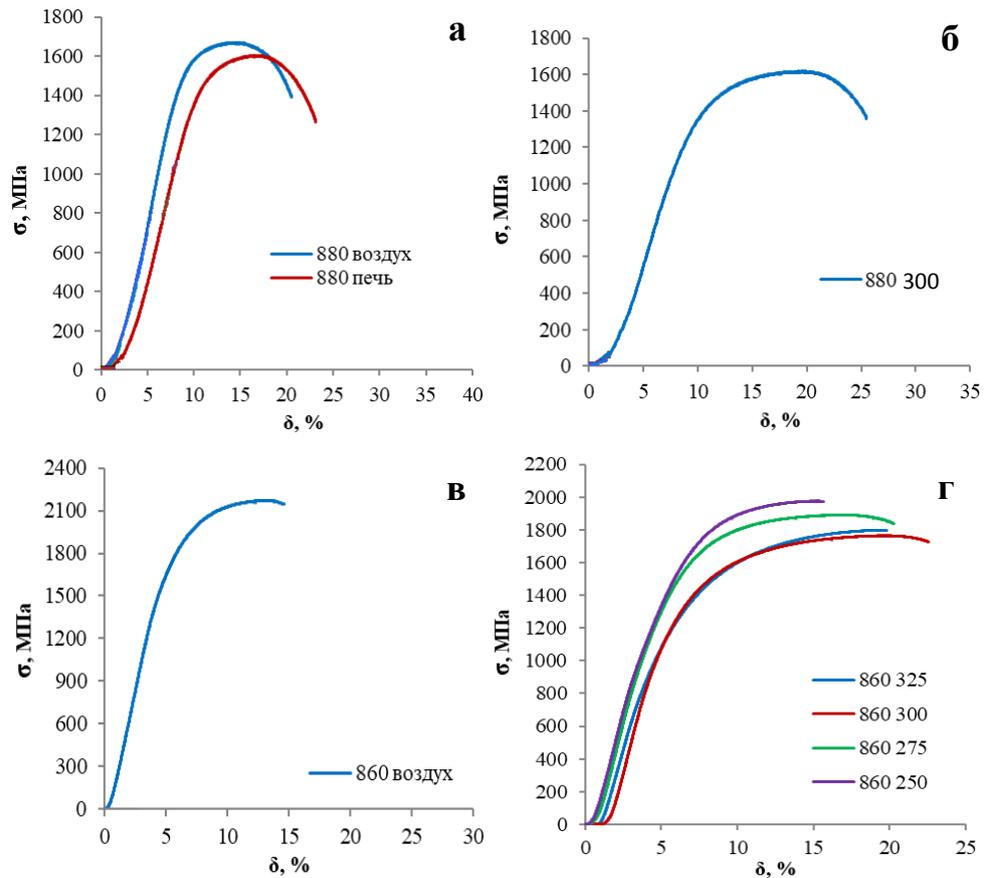


Рисунок 5.4 - Диаграммы растяжения сталей 22X2Г2С2МФ (а-б) и 44X2Г2С2МФ (в-г): а, в – непрерывное охлаждение; б, г – изотермическая закалка. Число у линий на поле графиков указывает на температуру аустенитизации, а рядом показана среда охлаждения или температура изотермической выдержки

#### 5.4. Фрактографический анализ половинок ударных образцов

На рисунке 5.5 представлены изображения макро- и микрорельефа поверхностей разрушения исследуемых сталей после различных видов термической обработки. Разрушение ударных образцов стали с содержанием углерода 0,22 % С протекало в условиях плоско-напряженного состояния, о чем свидетельствует боковая утяжка (рис. 5.5, а-б), сформировавшаяся в процессе испытания на ударный изгиб. Разрушение ударных образцов стали 44X2Г2С2МФ происходило в условиях плоско-деформированного состояния, о чем говорит практически полное отсутствие боковых утяжек (рис. 5.5, г-е).

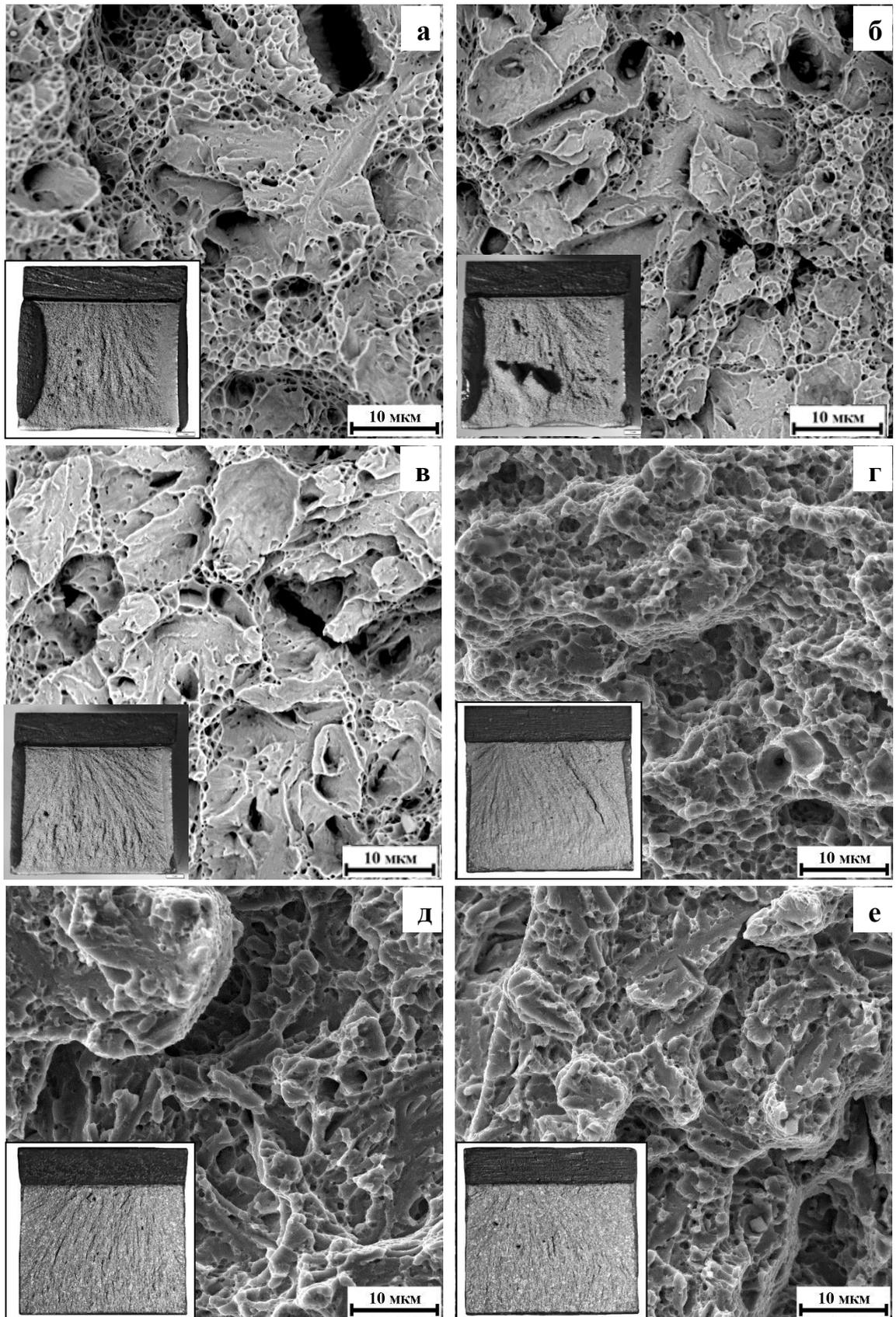


Рисунок 5.5 – Макро- и микрорельеф ударных образцов сталей 22X2Г2С2МФ (а-в) и 44X2Г2С2МФ (г-е): а –  $T_{\text{АУСТ}} = 880^{\circ}\text{C}$ , в-х; б –  $T_{\text{АУСТ}} = 880^{\circ}\text{C}$ , п; в –  $T_{\text{АУСТ}} = 880^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 300^{\circ}\text{C}$  (6 ч); г -  $T_{\text{АУСТ}} = 860^{\circ}\text{C}$ , в-х; д -  $T_{\text{АУСТ}} = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 300^{\circ}\text{C}$  (6 ч); е -  $T_{\text{АУСТ}} = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $T_{\text{ИЗО}} = 250^{\circ}\text{C}$  (6 ч)

Анализ микрорельефа изломов сталей показал, что механизм разрушения после всех режимов термической обработки во всех сталях является смешанным, так как очень хорошо видно наличие хрупких и вязких областей. Разрушение во всех случаях протекало по телу бывшего зерна аустенита.

На стали с содержанием углерода 0,22 % С скол практически не встречается. В основном наблюдается ямочное строение и фасетки квазискола (рис. 5.5). Стоит отметить, что ямки встречаются различного размера. Например, в стали 44Х2Г2С2МФ изломы являются более однородными и встречаются только равномерно распределенные мелкие ямки (рис. 5.5, г-е). В стали 22Х2Г2С2МФ наряду с мелкими ямками встречаются более крупные, что свидетельствует о большей затраченной энергии разрушения.

Неоднородное микростроение изломов сталей системы легирования Х2Г2С2МФ связано с особенностями структуры, которая формируется в результате непрерывного охлаждения или изотермической обработки.

Как было показано ранее, преимущественно образуется бейнитно-мартенситная структура с участками остаточного аустенита или М/А. В связи с чем для преодоления трещиной при ударном нагружении многочисленных границ раздела между пластинами  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазы требуется дополнительная энергия. В результате чего формируется множество следов пластической деформации.

В работе [40] приводятся данные, которые подтверждают, что у высокопрочных сталей не наблюдается резкого перехода от пластичного состояния к хрупкому, а скорее происходит постепенное снижение работы удара, которое обычно имеет место в интервале температур от +40 до -185 °С. Соответственно по величинам поглощенной энергии и степени деформации, предшествующей разрушению, между «хрупким» и «вязким» поведением материала в этом случае не наблюдается резкой разницы.

### 5.5. Сравнительный анализ механических свойств

Формирование характеристик механических свойств, как известно, определяет структура. В основном, как было показано ранее (см. раздел 5.1), в процессе различных режимов термической обработки сталей системы легирования Х2Г2С2МФ с различным содержанием углерода происходит образование бейнитно-мартенситной структуры. Данной структуре в исследуемых сталях соответствует широкий диапазон механических характеристик. Например, изменение  $\sigma_B$  находится в пределах от 1600 до 2200 МПа,  $\sigma_{0,2}$  – в пределах от 900 до 1500 МПа, KCV – в пределах от 0,17 до 0,44 МДж/м<sup>2</sup>,  $\delta$  – в пределах от 9 до 17 %,  $\psi$  – в пределах от 11 до 43 % (табл. 5.2).

Таблица 5.2 – Механические свойства сталей системы легирования Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения и изотермической обработки

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$	$\Psi$	KCV	KCU	HRC	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	Б, %	А <sub>ост</sub> , %
	МПа		%		МДж/м <sup>2</sup>					
<i>22Х2Г2С2МФ</i>										
$T_{\text{АУСТ}} = 880^\circ\text{C}$ , в-х	1311	1672	11,5	35,0	0,44	0,70	46	0,78	41	8
$T_{\text{АУСТ}} = 880^\circ\text{C}$ , п	1276	1583	11,5	38,0	0,43	0,84	43	0,81	49	12
$T_{\text{АУСТ}} = 880^\circ\text{C}$ , $T_{\text{ИЗО}} = 300^\circ\text{C}$ (6 ч)	1176	1613	16,5	43,0	0,38	0,70	44	0,73	33	13
<i>44Х2Г2С2МФ</i>										
$T_{\text{АУСТ}} = 860^\circ\text{C}$ , в-х	1480	2200	9,0	14,1	0,20	-	55	0,67	7	22
$T_{\text{АУСТ}} = 860^\circ\text{C}$ , $T_{\text{ИЗО}} = 325^\circ\text{C}$ (6 ч)	940	1803	12,8	11,6	0,17	-	48	0,52	40	27
$T_{\text{АУСТ}} = 860^\circ\text{C}$ , $T_{\text{ИЗО}} = 300^\circ\text{C}$ (6 ч)	980	1752	16,0	20,0	0,22	-	49	0,56	63	26
$T_{\text{АУСТ}} = 860^\circ\text{C}$ , $T_{\text{ИЗО}} = 275^\circ\text{C}$ (6 ч)	1100	1871	14,2	21,0	0,21	-	50	0,60	60	19
$T_{\text{АУСТ}} = 860^\circ\text{C}$ , $T_{\text{ИЗО}} = 250^\circ\text{C}$ (6 ч)	1000	1974	11,2	12,8	0,18	-	51	0,50	41	20
Примечание. После каждого режима обработки был проведен отпуск при 200 °С с выдержкой 120 мин и охлаждением на воздухе										

За счет разного содержания углерода от 0,22 до 0,44 % в сталях системы легирования Х2Г2С2МФ и термической обработки, мы можем изменять характеристики механических свойств в широком диапазоне и получать сверхвысокопрочную среднеуглеродистую сталь 44Х2Г2С2МФ с

удовлетворительной пластичностью или высокопрочную низкоуглеродистую сталь 22Х2Г2С2МФ с повышенными характеристиками надежности (табл. 5.2).

Одной из важных характеристик высокопрочных сталей является устойчивость остаточного аустенита, о которой можно судить по отношению  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ . Чем ближе к единице отношение предела текучести к пределу прочности, тем выше устойчивость остаточного аустенита при механическом воздействии. Отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  находится в диапазоне от 0,50 до 0,80 при различных режимах ОТО. Минимальные значения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  соответствуют стали 44Х2Г2С2МФ после применения изотермических режимов ОТО (табл. 5.2). Это означает, что устойчивость аустенита в процессе нагружения в стали 44Х2Г2С2МФ ниже по сравнению со сталью 22Х2Г2С2МФ, особенно после изотермической обработки.

Механические свойства, получаемые в стали 22Х2Г2С2МФ, практически не зависят от скорости охлаждения с температуры аустенитизации, а комплекс свойств, получаемый после изотермической обработки, близок к свойствам, которые получают после непрерывного охлаждения (табл. 5.2). На наш взгляд, это дает возможность получать структуру с демонстрируемым уровнем свойств не только в прутках диаметром 22-23 мм, но и в заготовках не менее 50 мм, а также, возможно, в достаточно больших сечениях в диапазоне от 100 до 200 мм.

В стали 44Х2Г2С2МФ после проведения изотермической обработки нет явной зависимости от температуры изотермической выдержки. Повышенный комплекс характеристик пластичности и надежности при высоких значениях характеристик прочности наблюдается при промежуточных температурах ИЗО (табл. 5.2 и рис. 5.6). Видимо, это связано с повышенным содержанием изотермического бескарбидного игольчатого нижнего бейнита (рис. 3.15 и 3.19). В остальных случаях наблюдается повышение содержания мартенсита охлаждения и характеристики пластичности и надежности снижаются.

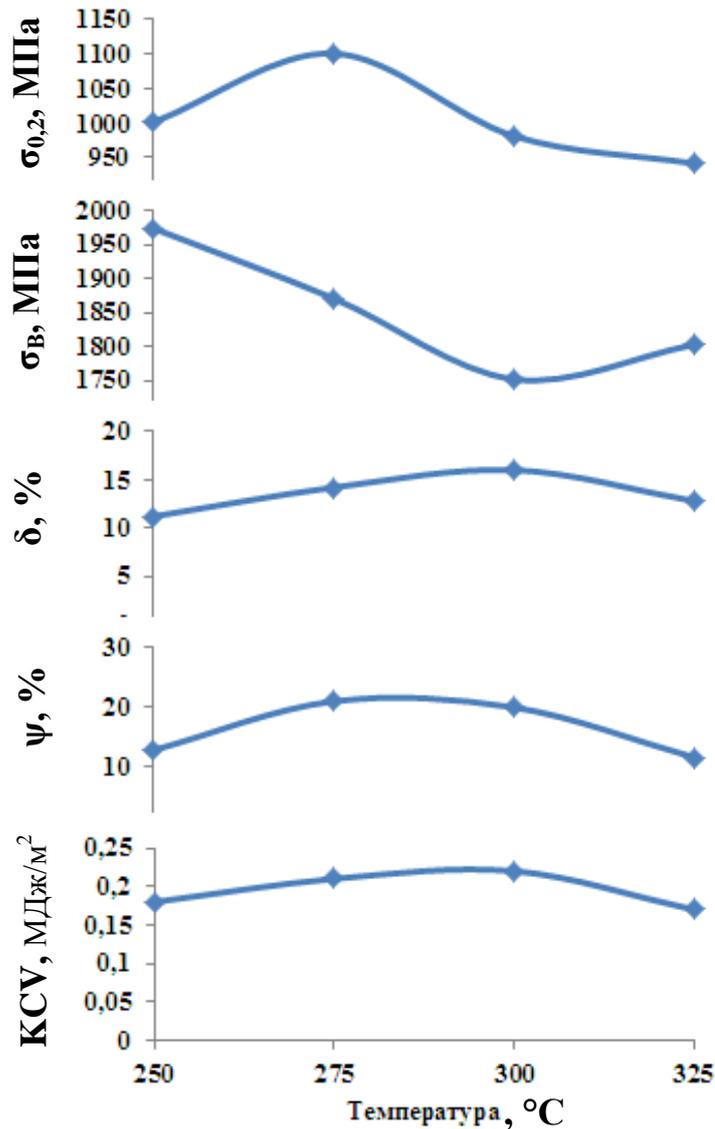


Рисунок 5.6 – Механические свойства стали 44X2Г2С2МФ после изотермической обработки

Необходимо отметить, что вся термическая обработка (непрерывное охлаждение, преимуществом которого является простота, и изотермическая обработка) проводилась в печах с окислительной атмосферой и использовании воздушной среды для охлаждения, что позволяет избежать затраты на закалочные баки, применение соляных печей-ванн для проведения изотермических режимов обработки.

Графики, представленные на рисунке 5.7, показывают, что по сочетанию ударной вязкости KCV и предела текучести, ударной вязкости KCV и  $\sigma_{0,2}/\sigma_{в}$

стали с низким содержанием углерода имеют повышенный комплекс свойств (при  $KCV=0,35-0,45$  МДж/м<sup>2</sup> предел текучести равен 1100-1400 МПа,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  составляет 0,7-0,8) по сравнению со сталью 44Х2Г2С2МФ (рис. 5.7). Однако по сочетанию предела прочности и относительного удлинения большинство показателей сталей после всех режимов термической обработки сконцентрированы в области, соответствующей механическим свойствам автомобильных сталей третьего поколения (рис. 5.8). Кроме того, значения свойств стали с содержанием углерода 0,44 % не только попадают в необходимый диапазон, но и выходят за рамки с перспективным запасом непосредственно после проведения непрерывного охлаждения с температуры аустенитизации. Необходимо отметить, что именно в стали 44Х2Г2С2МФ после термической обработки сталей наблюдается наибольшее количество остаточного аустенита, находящегося в диапазоне от 19 до 27 % (табл. 5.2).

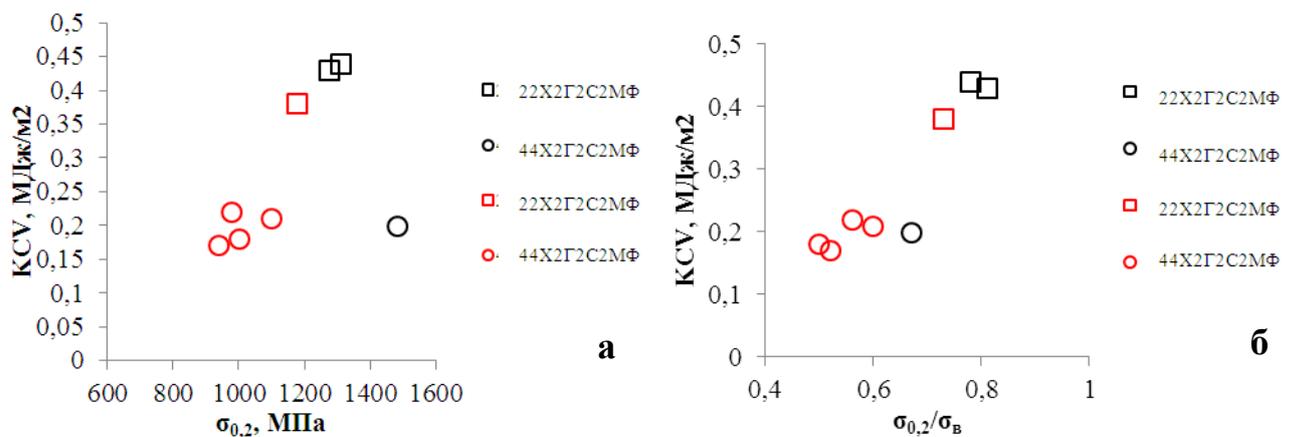


Рисунок 5.7 – Графики зависимости ударной вязкости от предела текучести (а) и отношения предела текучести к пределу прочности (б). Черные фигуры – непрерывное охлаждение; оранжевые фигуры – изотермическая обработка

Данные стали по показателям прочности и пластичности не только входят в группу сталей третьего поколения, что показано на диаграммах прочности и пластичности 2017 и 2021 годов (рис. 5.8), но и имеют перспективу плотно закрепиться в данной категории на долгие годы, обладая запасом прочности и

возможностями ее дальнейшего повышения без заметного снижения характеристик пластичности и ударной вязкости. Кроме того, после нанесения экспериментальных точек на современную диаграмму классификации автомобильных сталей видно, что часть точек как будто формирует на диаграмме новую область, выделенную голубым цветом (рис. 5.8, б).

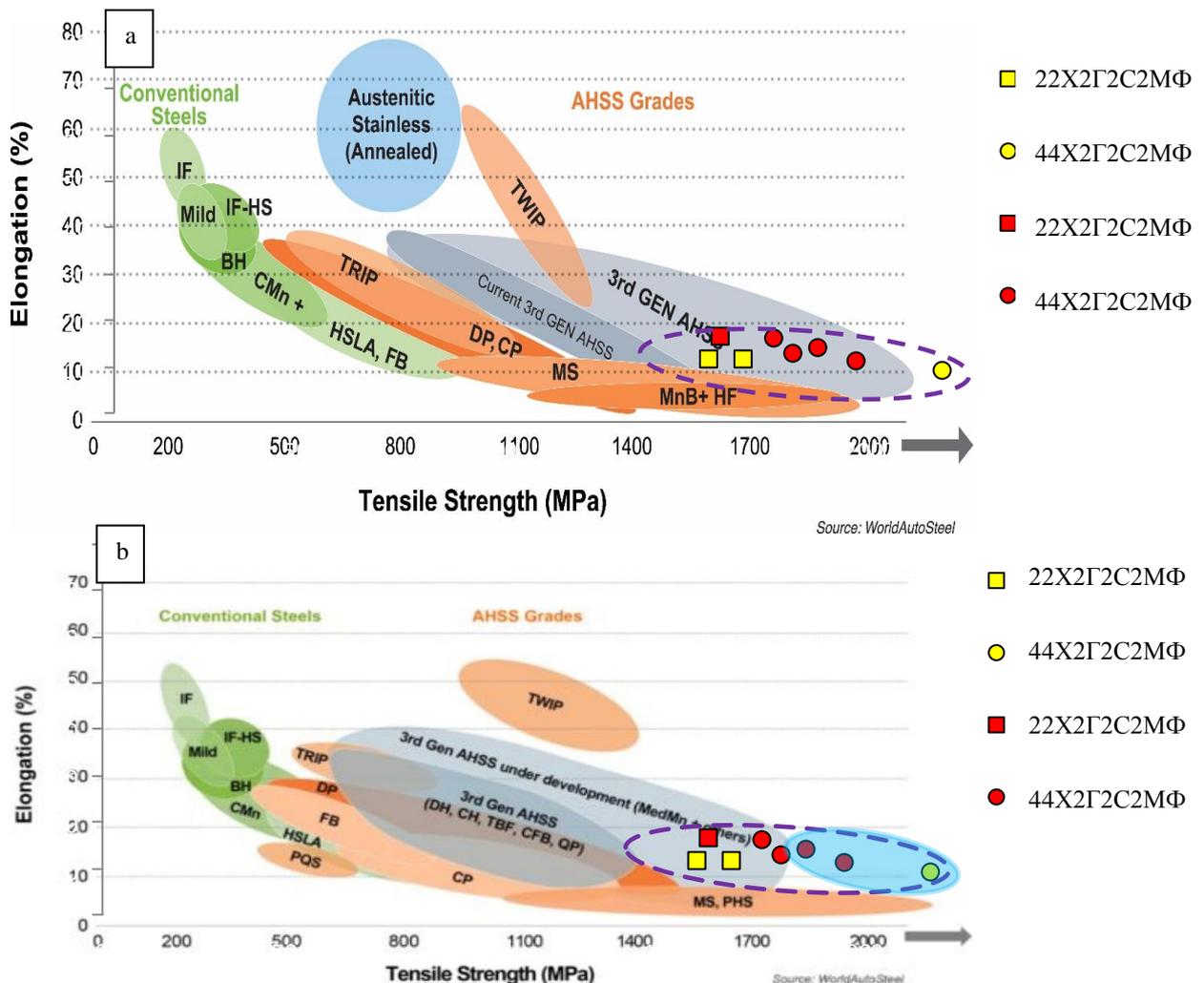


Рисунок 5.8 – Steel Strength Ductility Diagram (2017) [92] (a) and The Global Formability Diagram (2021) (b) comparing strength and elongation of current and emerging steel grades [92] с нанесенными на них экспериментальными результатами, полученными в настоящей работе. Желтые фигуры – непрерывное охлаждение; красные фигуры – изотермическая обработка

Таким образом, эта область в будущем может иметь статус отдельного поколения автомобильных сталей, особенно, если несколько увеличить уровень

пластичности, например, до 20 % при сохранении прочности, подобрав соответствующий режим термической обработки.

### 5.6. Выводы по главе 5

1. Проведение непрерывного охлаждения и изотермической обработки сталей системы легирования X2Г2С2МФ в печах с окислительной атмосферой после полной аустенитизации позволило получить широкий спектр структурных состояний, основой которых является бейнито-мартенситная структура с различными соотношениями фаз. Соотношение бейнита и мартенсита можно регулировать с помощью скорости непрерывного охлаждения (воздух-печь) и температуры изотермической выдержки.

2. Установлено, что с повышением содержания углерода в сталях системы легирования X2Г2С2МФ количество остаточного аустенита увеличивается и доходит до 26-27 % после проведения изотермической обработки стали 44X2Г2С2МФ.

3. Зафиксировано, что разрушение ударных образцов стали 22X2Г2С2МФ протекало в условиях плоско-напряженного состояния, а стали 44X2Г2С2МФ – в условиях плоско-деформированного состояния. Электронно-фрактографический анализ показал, что микромеханизм разрушения после всех режимов термической обработки во всех сталях – смешанный: слияние микропор и квазискол.

4. После ТО в печах с окислительной атмосферой получена сверхвысокопрочная конструкционная сталь 44X2Г2С2МФ с повышенной пластичностью и ударной вязкостью, а также высокопрочная сталь 22X2Г2С2МФ с повышенными характеристиками пластичности. Механические свойства, получаемые в стали 22X2Г2С2МФ, практически не зависят от  $V_{\text{ОХЛ}}$  с  $T_{\text{АУСТ}} 880 \text{ } ^\circ\text{C}$ : сталь после охлаждения на воздухе (структура мартенсита, нижнего бейнита и аустенита остаточного (8%)) имеет  $\sigma_{0,2} = 1311 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_B = 1672 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 11,5 \text{ \%}$ ;  $\Psi = 35 \text{ \%}$ ;  $KCV = 0,44 \text{ МДж/м}^2$ ;  $KCU = 0,7 \text{ МДж/м}^2$ , а после охлаждения с печью (структура мартенсита, верхнего бейнита и

аустенита остаточного (12%)) -  $\sigma_{0,2} = 1276$  МПа;  $\sigma_B = 1583$  МПа;  $\delta = 11,5$  %;  $\Psi = 38$  %;  $KCV = 0,43$  МДж/м<sup>2</sup>;  $KCU = 0,84$  МДж/м<sup>2</sup>. Изотермическая обработка данной стали приводит к получению аналогичных механических характеристик. Изотермическая обработка стали 44X2Г2С2МФ приводит к получению повышенного содержания бескарбидного изотермического бейнита (60 %) наряду с повышенным содержанием  $A_{OCT}$  (26 %), получаемое при изотермической закалке ( $T_{AUCr} = 860^\circ\text{C}$ ,  $T_{ИЗО} = 300^\circ\text{C}$  (6 ч)), приводит к реализации высокого уровня прочностных характеристик ( $\sigma_{0,2} = 980$  МПа;  $\sigma_B = 1752$  МПа) и повышенного уровня пластичности и надежности ( $\delta = 16,0$  %;  $\Psi = 20,0$  %;  $KCV = 0,22$  МДж/м<sup>2</sup>) относительно других режимов изотермической закалки, где повышение содержания мартенсита способствует снижению характеристик пластичности и надежности при аналогичном уровне прочности.

5. По результатам оценки характеристик механических свойств установлено, что стали системы легирования X2Г2С2МФ могут быть отнесены и в будущем использованы в качестве высокопрочных автомобильных сталей третьего поколения.

### Общее обсуждение

По результатам работы было установлено, что в зависимости от термической обработки структура стали с системой легирования X2Г2С2МФ с различным содержанием углерода может быть крайне разнообразной: верхний бейнит, нижний бейнит, мартенсит, М/А, избыточный феррит, ФКС, остаточный аустенит. Верхний бейнит, М/А, ФКС и феррит избыточный являются нежелательными структурными составляющими, так как снижают ударную вязкость и прочность сталей. Однако, у исследуемых сталей достаточно высокая устойчивость аустенита, поэтому верхний бейнит, ФКС и феррит избыточный образуются только при пониженных скоростях охлаждения (при скоростях более медленных, чем при охлаждении на спокойном воздухе). В связи с этим наиболее желательными структурными составляющими являются только нижний бейнит, мартенсит и остаточный аустенит, что приводит к получению высоких прочностных характеристик и повышенных характеристик пластичности и надежности.

Важной структурной составляющей является остаточный аустенит. С одной стороны, за счет химического состава сталей повышается устойчивость аустенита, тем самым, после проведения термической обработки, особенно после изотермической выдержки, происходит увеличение доли остаточного аустенита, что должно повышать ударную вязкость. С другой стороны, количество остаточного аустенита не должно быть таким, чтобы произошло сильное снижение прочности, поэтому в лучшем случае должен быть баланс между нижним бескарбидным бейнитом/мартенситом и остаточным аустенитом. Тогда сталь будет приобретать оптимальный комплекс механических свойств.

Стоит отметить, что распад аустенита во всех сталях при изотермических выдержках проходит не полностью, а только частично. Однако, оставшаяся доля аустенита практически всегда претерпевает превращение при дальнейшем непрерывном охлаждении до комнатной температуры. Это является

нежелательным, так как внутри блоков остаточного аустенита образуется высокоуглеродистый мартенсит (М/А), даже незначительная доля которого может привести к снижению ударной вязкости, потому что такая фаза является хрупкой.

В настоящей работе показано, что наибольшее количество остаточного аустенита находится в стали 44Х2Г2С2МФ. Однако, как отмечено в [107]: «...важно не просто присутствие остаточного аустенита в структуре, а необходимо, чтобы он обладал известной устойчивостью по отношению к механическим напряжениям...». Об устойчивости остаточного аустенита можно судить по отношению  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ , а в стали 44Х2Г2С2МФ данный критерий находится на уровне 0,5-0,7. В результате получается, что в процессе квазистатического нагружения остаточный аустенит, сформировавшийся после непрерывного охлаждения и изотермической обработки, является неустойчивым и может образовываться мартенсит напряжения. В большей степени это относится к остаточному аустениту, который сформировался после изотермической обработки, так как  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  равно 0,5-0,6. Однако, за счет этого материал претерпевает квазиравномерное удлинение и относительное удлинение находится на достаточно высоком уровне в совокупности с пределом прочности и текучести. Стоит отметить, что для повышения характеристик пластичности и надежности при сохранении прочности необходимо повышать устойчивость остаточного аустенита.

Способы по выявлению и количественной оценке доли нижнего игольчатого бейнита позволят решить более сложные задачи, например, связанные с выявлением и определением количества бейнита в сталях данного и подобного типа после изотермических выдержек ниже температур начала мартенситного превращения или после высоких скоростей охлаждения с температуры аустенитизации, где сложно или невозможно отличить, а также дать количественную оценку доли бейнита и мартенсита в светлом поле с помощью классического или цветного травления. Кроме того, разработанные

способы могут быть полезны для построения термокинетических диаграмм бейнито-мартенситных сталей, в которых бейнитное превращение накладывается на мартенситное и сложно определить пересечение линий начала мартенситного и бейнитного превращений. Также разработанные способы могут послужить альтернативными методами для анализа субструктуры, например, как в стали 44Х2Г2С2МФ, выявление речной субструктуры бейнита.

Считается, что на яркость выявляемых объектов в поляризованном свете при скрещенных николях влияет их кристаллографическая ориентировка. Несомненно на яркость бейнита в исследуемых сталях влияет его кристаллографическое положение, определяющее также угол поворота образца, при котором будет виден бейнит в поляризованном свете при скрещенных николях. Соответственно, бейнит, имеющий одинаковую кристаллографическую ориентировку, будет выявляться при одном угле поворота образца, а бейнит с иной кристаллографической ориентировкой будет виден при другом угле поворота. Кроме того, по неоднократным практическим наблюдениям в исследуемых сталях всегда происходит плавное изменение яркости объектов, а именно бейнитных участков. Поэтому невозможно всегда поставить образец таким образом, чтобы сразу были видны бейнитные участки с одной кристаллографической ориентировкой. Поэтому для нахождения бейнита с одной кристаллографической ориентировкой в любом случае необходимо вращать образец в поляризованном свете при скрещенных николях. В связи с этим предполагается, что на максимум яркости бейнитных составляющих влияет как раз кристаллографическая ориентировка: чем больше угол разориентировки бейнита, тем больше яркость этого же бейнита в поляризованном свете при скрещенных николях. Также, с высокой долей вероятности, на яркость бейнита будет влиять содержание углерода в стали и температура образования бейнита. Кроме того, вероятно, максимум уровня яркости бейнита будет соответствовать «носу» С-образной кривой на

изотермической диаграмме распада переохлажденного аустенита в бейнитной области.

Для получения изображения структуры в поляризованном свете и количественной оценки доли бейнита в конструкционных сталях типа Х2Г2С2МФ, а также, скорее всего, и в других сталях, можно использовать более распространенный реактив, а именно спиртовой раствор азотной кислоты, без потери качества результата. Это будет несколько упрощать способ количественной оценки бейнита в конструкционных сталях в поляризованном свете, так как не нужно проводить именно цветное травление. Также стоит отметить, что помимо цветных реактивов на основе водного раствора  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$  и спиртового раствора азотной кислоты, скорее всего, можно использовать и другие реактивы, выявляющие структуру подобных сталей, например, спиртовой раствор пикриновой кислоты. Предполагается, что использование спиртового раствора азотной кислоты с повышенной ее концентрацией усложнит поиск оптимального режима травления, поэтому для подобных сталей для количественной оценки бейнита в поляризованном свете необходимо начинать травление в реактивах с минимальной концентрацией основного компонента.

По общему сочетанию характеристик механических свойств стали системы легирования Х2Г2С2МФ могут быть использованы для изготовления элементов кузовов автомобилей, особенно в тех местах, где требуется повышенная прочность. Низкоуглеродистую сталь 22Х2Г2С2МФ можно использовать в сварных конструкциях.

Ключевой частью данной работы является определение возможности использования новых экономнолегированных сталей с хромом, марганцем, кремнием, молибденом и ванадием в качестве автомобильных сталей третьего поколения. Данные стали по показателям прочности и пластичности не только входят в группу сталей третьего поколения, но и имеют перспективу плотно закрепиться в данной категории на долгие годы, обладая запасом прочности и

возможностями ее дальнейшего повышения без заметного снижения характеристик пластичности и ударной вязкости. Кроме того, после нанесения экспериментальных точек на современную диаграмму классификации автомобильных сталей видно, что часть точек (у стали 44X2Г2С2МФ) как будто формирует на диаграмме новую область. Таким образом, эта область в будущем может иметь статус отдельного класса автомобильных сталей, особенно, если несколько увеличить уровень пластичности, например, до 20 % при сохранении прочности, подобрав соответствующий режим термической обработки.

### Общие выводы

1. Построены термокинетические и изотермические (в области бейнитного превращения) диаграммы распада переохлажденного аустенита сталей 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ. Из диаграмм следует, что бейнитное превращение не может существовать без мартенситного, а для подавления формирования в структуре сталей продуктов диффузионного превращения аустенита после нагрева на 1000 °С охлаждать изделия при термической обработке необходимо со скоростью выше 0,3 °С/с.

2. Установлено, что микроструктура исследуемых сталей системы легирования Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения с различными скоростями, а также – после изотермической обработки при различных температурах ИЗО, состоит из бейнита, мартенсита и остаточного аустенита в различном соотношении в зависимости от содержания углерода в стали, скорости охлаждения и  $T_{ИЗО}$ .

3. Разработаны способы выявления и количественной оценки доли игольчатого бейнита, образующегося в изотермических условиях в конструкционных сталях 22Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ с использованием поляризованного света. Способ количественной оценки доли игольчатого бейнита позволяет практически в два раза увеличить точность по сравнению с другими известными способами. На примере стали 44Х2Г2С2МФ выявлена в поляризованном свете зависимость уровня яркости бейнита от угла поворота образца. Изменение уровня яркости бейнита происходит по синусоидальному закону с наблюдающимся максимумом яркости каждые 45°.

4. Установлена взаимосвязь между микроструктурой и механическими свойствами в исследованных сталях. Бейнито-мартенситная структура, формирующаяся в стали 22Х2Г2С2МФ, способствует получению механических свойств, практически не зависящих от скорости охлаждения с температуры аустенитизации 880 °С и находятся на следующем уровне:  $\sigma_{0,2} \approx 1300$  МПа;  $\sigma_B \approx 1600$  МПа;  $\delta \approx 11$  %;  $\Psi \approx 35$  %;  $KCV \approx 0,43$  МДж/м<sup>2</sup>;  $KCU \approx$

0,80 МДж/м<sup>2</sup>. Изотермическая обработка данной стали приводит к получению аналогичных механических характеристик. Термокинетическая и изотермическая обработка стали 44X2Г2С2МФ приводит к получению высокопрочного состояния. Повышенное содержание бескарбидного изотермического бейнита наряду с повышенным содержанием остаточного аустенита, получаемое при изотермической закалке, приводит к реализации высокого уровня прочностных характеристик ( $\sigma_{0,2} = 940-1100$  МПа;  $\sigma_B = 1752-1974$  МПа) и повышенного уровня пластичности и надежности ( $\delta = 11,2-16,0$  %;  $\Psi = 11,6-20,0$  %;  $KCV = 0,17-0,22$  МДж/м<sup>2</sup>).

5. По результатам оценки характеристик механических свойств установлено, что стали системы легирования X2Г2С2МФ могут быть отнесены и в будущем использованы в качестве высокопрочных автомобильных сталей третьего поколения. Высокопрочная структура, дисперсность которой увеличивается с повышением углерода в стали, в новых исследуемых сталях образуется в результате непрерывного охлаждения и изотермической обработки в печах сопротивления с окислительной атмосферой, что позволяет получать предел прочности на уровне 1500-2200 МПа, а пластичность на уровне 9-16 %.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иванов Ю.Ф. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Е.Н. Никитина – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. – 179 с.
2. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: Учеб. пособие / Н.Н. Митрохович [и др.]. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2004. – 123 с.
3. Panov D.O. Formation of structure and properties of carbide-free bainite in steel 30KhGSA / Panov D.O., Simonov Yu.N., Leont'ev P.A., Kaletin A.Yu., Georgiev M.N. // Metal science and heat treatment. 2016. V. 58. P. 71-75.
4. Потак Я.М. Высокопрочные стали / Я.М. Потак – М.: Металлургия, 1972. – 208 с.
5. Бороненко Ю.П. Использование высокопрочных сталей в вагоностроении / Ю.П. Бороненко, И.О. Филиппова // Транспорт Российской Федерации. 2015. №3 (58). С. 16-19.
6. Специальные стали: Учеб. пособие / Е.В. Братковский [и др.]. – Новотроицк: Изд-во НФ НИТУ «МИСиС», 2013. – 87 с.
7. Caballero F.G. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels / F.G. Caballero, M.J Santofimia, C. García-Mateo [and etc] // Materials and Design. 2009. P. 2077-2083.
8. Калетин А.Ю. Повышение ударной вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита / А.Ю. Калетин, А.Г. Рыжков, Ю.В. Калетина // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 1. С. 114-120.
9. Новые конструкционные материалы: низкоуглеродистые мартенситные и порошковые стали. Прикладное металловедение: Учеб. пособие / Л.М. Клейнер [и др.]. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2004. – 142 с.
10. Чакир Ф.Х. Влияние изотермической бейнитной закалки на ударную вязкость и сопротивление изнашиванию рельсовой стали / Ф.Х. Чакир,

- О.Н. Челик // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. №5. С. 27-31.
11. Кудрявцев С.М. Основы проектирования, производства и материалы кузова современного автомобиля: монография / С.М. Кудрявцев, Г.В. Пачурин, Д.В. Соловьев [и др.]. – Н. Новгород, 2010. – 236 с.
  12. Громов В.И. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники / В.И. Громов, Н.М. Вознесенская, Н.Г. Пакровская [и др.]. // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №5. С. 159-174.
  13. Беляков Л.Н. Новые высокопрочные стали / Л.Н. Беляков, А.Ф. Петраков, Н.Г. Покровская, А.Б. Шалькевич // *Научные публикации сотрудников ВИАМ [Электронный ресурс]*. – 1997. – С. 12. – Режим доступа: <https://www.viam.ru/public/files/1997/1997-202281.pdf>.
  14. Майсурадзе М.В. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочной кремнистой стали / М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков, О.А. Сурнаева // *Сталь*. 2016. № 6. С. 62-66.
  15. Савич А.Ю. Мартенситно-старяющие стали и их применение / А.Ю. Савич, А.Ю. Шевцов // *Новые материалы и технологии их обработки: сборник научных работ XV Республиканской студенческой науч.-техн. конф., г. Минск, 22-25 апреля 2014 г.: сб. материалов*. – Минск: Изд-во БНТУ, 2014. – С. 61-62.
  16. Паршуков Л.И. Исследование сварных швов мартенситностаряющей стали типа 03Н18К9М5Т после локальной термоциклической обработки / Л.И. Паршуков, Ф.З. Гильмутдинов, А.А. Скупов // *Труды ВИАМ*. 2017. №7 (55). С. 55-60.
  17. Maisuradze M.V. Transformations of supercooled austenite in promising high-hardenability machine steels / M.V. Maisuradze, M.A. Ryzhkov, O.A. Surnaeva // *Metal science and heat treatment*. 2018. V. 60. P. 339-347.

18. Юрченко А.Н. Структурные особенности, механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей / А.Н. Юрченко, Ю.Н. Симонов // Вестник ПНИПУ. Машиностроение и материаловедение. 2016. Т. 18, №3. С. 160-181.
19. Fielding L.C.D. The bainite controversy / L.C.D. Fielding // Materials science and technology. 2013. V. 29. № 4. P. 383-399.
20. Калетин А.Ю. Эволюция структуры и свойств кремнистых сталей при фазовом переходе аустенит-бейнит / А.Ю. Калетин, Ю.В. Калетина // Физика твердого тела. 2015. Т. 57. Вып. 1. С. 56-61.
21. Хотинев В.А. Структура и механические свойства среднеуглеродистых сталей после нагрева в межкритическом интервале температур / В.А. Хотинев, С.В. Ощуков, В.М. Фарбер // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 11. С. 31-35.
22. Клецова О.А. Кинетика бейнитного превращения валковой стали 75X3MФ / О.А. Клецова, С.Е. Крылова, Е.Ю. Приймак // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №10. С. 10-15.
23. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг; перевод с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
24. Caballero F.G. Very strong bainite / F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia // Current opinion in solid state and materials science. 2004. № 8. P. 251-257.
25. Юрченко А.Н. Влияние непрерывного охлаждения и изотермической выдержки на микроструктуру и механические свойства сталей 17X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ / А.Н. Юрченко, Ю.Н. Симонов, М.Ю. Микрюков // Вестник ПНИПУ. Машиностроение и материаловедение. 2016. Т. 18, №1. С. 101-116.
26. Майсурадзе М.В. Термическая стабилизация аустенита при ступенчатой закалке сталей для автомобилестроения / М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков // Металлург. 2018. № 4. С. 38-47.

27. Eren Billur. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part 1 / Eren Billur, Taylan Altan // *Stamping Journal*. 2013. Nov/Dec. P. 16-17.
28. Surinder Singh. A review: Production of Third Generation Advance High Strength Steels / Surinder Singh, Tarun Nanda // *IJSRD – International Journal for Scientific Research and Development*. V. 2. Issue 9. P. 388-392.
29. Caballero F.G. Design of novel high strength bainitic steels: Part 2 / F.G. Caballero, H.K.D.H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella [and etc] // *Materials science and technology*. 2001. V. 17. P. 517-522.
30. Пышминцев И.Ю. Микроструктура и свойства трубных сталей нефтегазового сортамента, подвергаемых улучшению / И.Ю. Пышминцев, Д.П. Усков, А.Н. Мальцева [и др.] // *Металлург*. 2019. № 1. С. 37-44.
31. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах сплавах титана. Справочник термиста. 3-е изд., перераб. и доп. / Попова Л.Е., Попов А.А. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
32. Рыжков М.А. Методические вопросы построения термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита в низколегированных сталях / М.А. Рыжков, А.А. Попов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №12. С. 37-41.
33. Ду Миньхиань. Влияние микроструктуры и сегрегации элементов на ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой бейнитной стали / Ду Миньхиань, Пен Хуахиа, Тянь Хунбинь, Сунь Ли, Оу Лин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016. № 3. С. 13-16.
34. Hyo Kyung Sung. Effects of start and finish cooling temperatures on microstructure and mechanical properties of low-carbon high-strength and low-yield ratio bainitic steels / Hyo Kyung Sung, Sunghak Lee, Sang Yong Shin // *Metallurgical and materials transactions*. 2014. V. 45A. P. 2004-2013.
35. Счастливец В.М. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после

- термомеханической обработки / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. Вып. 5. С. 457-467.
36. Беликов С.В. Особенности формирования структуры и свойств сталей с гетерогенной бейнитно-мартенситной структурой для газонефтепроводов / С.В. Беликов, К.И. Сергеева, О.Ю. Корниенко [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. №12. С. 9-14.
37. Леонтьев П.А. Исследование фазовых превращений и структуры кремнистых сталей с различным содержанием углерода при непрерывном охлаждении / П.А. Леонтьев, А.С. Иванова, Ю.Н. Симонов // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2013. Т. 15. №4. С. 33-38.
38. Смирнов М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Metallurg. 2010. № 7. С. 45-51.
39. Комиссаров А.А. Металлофизические особенности производства малоуглеродистого проката для нефтепромысловых труб / А.А. Комиссаров, П.Ю. Соколов, С.М. Тихонов [и др.] // Сталь. № 11. 2018. С. 57-62.
40. Высокопрочная сталь. / Перевод с английского З.Г. Фридмана, Т.С. Марьяновской; под ред. Л.К. Гордиенко. – М: Metallurgiya, 1965. – 256 с.
41. Панов Д.О. Исследование процессов аустенитизации при нагреве низкоуглеродистых сталей с исходной структурой пакетного мартенсита / Д.О. Панов, Т.Ю. Чернова, Л.Ц. Заяц [и др.] // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2010. № 2. С. 31-38.
42. Специальные стали и сплавы: электрон. учеб.-метод. комплекс дисциплины / А.А. Ковалева. – Красноярск: Изд-во ИПК СФУ, 2007. – 211 с.
43. Гервасьев М.А. Кинетика бейнитного превращения в Cr-Ni-Mo сталях с добавлением алюминия и кремния / М.А. Гервасьев, О.В. Маслова, С.М.

- Илларионова [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2014. № 7. С. 57-60.
44. Чепрасов Д.П. Строение и условия формирования промежуточных структур зернистой морфологии в низкоуглеродистых низколегированных сталях бейнитного класса / Д.П. Чепрасов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 1. С. 19-24.
45. Счастливец В.М. Влияние термомеханической обработки на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой низколегированной стали / В.М. Счастливец, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 2. С. 199-209.
46. Рыбин В.В. Структура и механические свойства малоактивируемой теплоустойчивой реакторной стали / В.В. Рыбин, И.П. Курсевич, Е.В. Нестерова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 7. С. 69-77.
47. Майсурадзе М.В. Влияние технологии производства на фазовые и структурные превращения кремнийсодержащей стали / М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков, А.А. Куклина // Сталь. 2017. № 1. С. 52-58.
48. Разумов И.К. К теории фазовых превращений в железе и стали на основе первопринципных подходов / И.К. Разумов, Ю.Н. Горностырев, М.И. Кацнельсон // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. №4. С. 380-408.
49. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. / H.K.D.H. Bhadeshia - London: IOM Communications Ltd. 2001. – 460 p.
50. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
51. Yudin Yu. V. A study of the microstructure of bainite in steel 25G2S2N2MA by the method of atomic force microscopy / Yu. V. Yudin, M.V. Maisuradze, A.A. Kuklina // Metal science and heat treatment. 2018. V. 60. P. 427-432.

52. Большаков В.И. Игольчатый феррит / В.И. Большаков // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури. 2015. №9. С. 10-15.
53. Счастливец В.М. Новые представления о природе бейнитного превращения в сталях / В.М. Счастливец // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 7. С. 24-29.
54. Малышевский В.А. Влияние легирующих элементов и структуры на свойства низкоуглеродистой улучшаемой стали / В.А. Малышевский, Т.Г. Семичева, Е.И. Хлусова // Металловедение и термическая обработка металлов. 2001. № 9. С. 5-9.
55. Свищенко В.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали / В.В. Свищенко, Д.П. Чепрасов, О.В. Антонюк // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 8. С. 7-11.
56. Валков К. Прочность и трещиностойкость сферографитных чугунов со структурой бескарбидного нанобейнита: монография / К. Валков, М. Георгиев. – Пермь: изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-т, 2014. – 168 с.
57. Симонов Ю.Н. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Д.О. Панов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. №2. С. 4-13.
58. Симонов Ю.Н. Принципы конструирования химического состава сталей для получения структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. №7. С. 20-28.
59. Maisuradze M.V. Transformations of supercooled austenite in a promising high-strength steel grade under continuous cooling conditions / M.V. Maisuradze,

- М.А. Ryzhkov, Yu. V. Yudin [and etc] // Metal science and heat treatment. 2017. V. 59. P. 486-490.
60. Ryzhkov M.A. Experience in improving silicon steel component heat treatment quality / M.A. Ryzhkov, M.V. Maisuradze, Yu. V. Yudin // Metallurgist. 2015. V. 59. P. 401-405.
61. Швейкин В.П. Кинетика распада переохлажденного аустенита, сформировавшегося в межкритическом интервале температур / В.П. Швейкин, В.А. Хотинков, В.М. Фарбер // Физика металлов и металловедение. 2007. Т. 104. № 5. С. 510-516.
62. Navarro-Lopez A. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below  $M_S$  in a low-C high-Si steel / A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, M.J. Santofimia // Metallurgical and materials transactions. 2016. V. 47A. P. 1028-1039.
63. Yakubtsov I.A. Analyses of transformation kinetics of carbide-free bainite above and below the athermal martensite-start temperature / I.A. Yakubtsov, G.R. Purdy // Metallurgical and materials transactions. 2012. V. 43A. P. 437-446.
64. Shangping Chen. Study of TRIP-aided bainitic ferritic steels produced by hot press forming / Shangping Chen, Radhakanta Rana, Chris Lahaije // Metallurgical and materials transactions. 2014. V. 45A. P. 2209-2218.
65. Троцан А.И. Микроструктура и механические свойства стали 30ХГСА после энергосберегающих способов термообработки с нагревом в межкритический интервал температур / А.И. Троцан, В.М. Хлестов, Д.В. Бузова [и др.]// Материаловедение. 2015. № 6. С. 8-14.
66. Kolmskog P. Direct observation that bainite can grow below  $M_S$  / P. Kolmskog, A. Borgenstam, M. Hillert [and etc] // Metallurgical and materials transactions. 2012. V. 43A. P. 4984-4988.

67. Кичкина А.А. М/А-составляющая в структуре высокопрочной низкоуглеродистой бейнитной стали. Часть 1 / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, Л.И. Эфрон [и др.] // *Металлург*. 2018. № 8.
68. Кудря А.В. Возможности цифровой световой микроскопии для объективной аттестации качества металлопродукции / А.В. Кудря, Э.А. Соколовская, С.В. Скородумов [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 4. С. 15-23.
69. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels / G. Thewlis // *Material Science Technology*. 2004. V. 20. № 2. P. 143-160.
70. Ковенский И.М. Методы структурного анализа оборудования и конструкций: учебное пособие / И.М. Ковенский, А.А. Неупокоева. – Тюмень: ТюмГНГУ, 2013. – 68 с.
71. Amar K. De, John G. Speer, David K. Matlock. Color tint-etching for multiphase steels / Amar K. De, John G. Speer, David K. Matlock // *Advanced materials and processes*. 2003. February. P. 27-30.
72. Santigopal Samanta. Development of multiphase macrostructure with bainite, martensite and retained austenite in a Co-containing steel through quenching and partitioning (Q&P) treatment / Santigopal Samanta, Sourav Das, Debalay Chakrabarti [and etc] // *Metallurgical and materials transactions*. 2013. V. 44A. P. 5653-5664.
73. Zakerinia H. Color metallography; a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels / H. Zakerinia, A. Kermanpur, A. Najafizadeh // *International Journal of ISSI*. 2009. V. 6. № 1. P. 14-18.
74. Ткачук М.А. Разработка экономнолегированной трубной стали класса прочности К60 / М.А. Ткачук, С.В. Головин, Л.И. Эфрон [и др.] // *Металлург*. 2017. № 6. С. 41-47.
75. Способ исследования структуры трубных сталей: пат. 2449055 Рос. Федерации: С23F1/28 Казаков А.А., Казакова Е.И., Киселев Д.В., Курочкина О.В.; заявитель и патентообладатель Санкт-Петербургский

государственный политехнический университет. – 2010142531/02; заявл. 18.10.2010; опубл. 27.04.2012, Бюл. № 12.

76. Шейнман Е.Л. Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки / Е.Л. Шейнман // Сварочное производство. 2006. № 7. С. 33-37.
77. Герасимова Л.П. Практическая металлография / Ю.П. Гук. – Москва, 2017. – 245 с.
78. Kazakov A.A. Industrial application of thixomet image analyser for quantitative description of steel and alloy's microstructure / A.A. Kazakov, D. Kiselev // Metallography, Microstructure and Analysis. 2016. № 5. 294-301.
79. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали: монография / В.Д. Садовский. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.
80. Попелюх А.И. Структура и свойства стали 40X2H2MA после термомеханической обработки с мартенситно-бейнитным превращением аустенита / А.И. Попелюх, А.А. Никулина // Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 10. С. 51-59.
81. Eun Jung Seo, Lawrence Cho, Bruno Charles De Cooman. Application of quenching and partitioning (Q&P) processing to press hardening steel / Eun Jung Seo, Lawrence Cho, Bruno Charles De Cooman // Metallurgical and materials transactions. 2014. V. 45A. P. 4022-4037.
82. Швейкин В.П. Микроструктура и фазовый состав низкоуглеродистых сталей после нагрева до температур межкритического интервала / В.П. Швейкин, В.А. Хотинков, В.М. Фарбер // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2008. № 6. С. 39-43.
83. Панов Д.О. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, Л.В. Спивак [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 8. С. 846-853.

84. Эшкэн Нури, Шахрам Хейрэндиш, Хасан Сагафиан. Исследование перераспределения кремния в двухфазных кремнистых сталях / Эшкэн Нури, Шахрам Хейрэндиш, Хасан Сагафиан // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. №9. С. 27-32.
85. Павлов В.В. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали / В.В. Павлов, Л.А. Годик, Л.В. Корнева [и др.] // *Металлург*. 2007. №4. С. 51-53.
86. Кузьмин С.О. Особенности морфологии бейнита в высокоуглеродистой комплексно-легированной стали / С.О. Кузьмин, В.Г. Ефременко, Ю.Г. Чабак [и др.] // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013. Т. 35. № 9. С. 1271-1282.
87. Альбрехт В.Г. Зарубежные рельсы. Опыт их эксплуатации и ремонта / В.Г. Альбрехт, А.А. Шиладжян – М.: Изд-во Центра «Транспорт» МПС РФ, 2004. – 108 с.
88. Vdovin K.N., Pivovarova K.G., Lisovskaya M.A. The use of thermal analysis to study the structure and properties of roll steels / K.N. Vdovin, K.G. Pivovarova, M.A. Lisovskaya // *Metal science and heat treatment*. 2014. V. 56. P. 302-305.
89. Корнева Л.В. Разработка химического состава и технологии термической обработки железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Новокузнецк. 2007.
90. Рельсы из бейнитной стали с высокими сопротивлением усталостному разрушению поверхности и износостойкости: пат. 2194776 Рос. Федерации: С22С38/38 Уеда Масахару, Утино Коуити, Ивано Кацуя, Кобаяси Акира; заявитель и патентообладатель НИППОН СТИЛ КОРПОРЕЙШН (JP). – 99121664/02; заявл. 14.01.1999; опубл. 20.12.2002.
91. Pudy G.R. On the nature of the bainite transformation in steels / G.R. Pudy, M. Hillert // *Acta Met.* 1984. V. 32. № 6. P. 823-828.
92. Steel Definitions. Today's AHSS for Automotive [Электронный ресурс]: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-steel-definitions>.

93. Патент 2578873 РФ. С 22 С 38/38. Сталь с бейнитной структурой / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Е.Н. Орлова, А.Н. Шаманов, Д.П. Подузов // БИ. 2016. №9.
94. Геллер Ю.А. Материаловедение (методы анализа, лабораторные работы и задачи) / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт. – Москва: Издательство «Металлургия», 1975. – 448 с.
95. Гуляев А.П. Металловедение: учебник для вузов / А.П. Гуляев – 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgy, 1986. – 544 с.
96. Куклина А. А. Расчетно-экспериментальная кинетика бейнитного превращения среднеуглеродистых конструкционных сталей в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Екатеринбург. 2018.
97. Майсурадзе М. В. Исследование бейнитного превращения в высокопрочной легированной стали при изотермической выдержке / Майсурадзе М. В., Куклина А. А., Юдин Ю. В., Ли А. В. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых (Екатеринбург, 21–23 ноября 2017 г.). – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 100-104.
98. Майсурадзе М. В. Проявление структурной полосчатости в стали 40ХН2МА при изотермической выдержке в бейнитной области / Майсурадзе М. В., Рыжков М. А. // Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых (Екатеринбург, 21–23 ноября 2017 г.). – Екатеринбург : УрФУ, 2017. – С. 105-109.
99. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels / H.K.D.H. Bhadeshia. – London. The institute of materials. 1992. – 448 p.
100. Hillert M. Diffusion and interface control of reactions in alloys / M. Hillert // Met. Trans. 1975. V. 6A. № 1. P. 5-19.

101. Казаков А.А. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств / А.А. Казаков, Д.В. Киселев, Е.И. Казакова [и др.] // Черные металлы. Июнь 2010. С. 7-14.
102. George Vander Voort. Identifying isothermally-transformed steel microstructural constituents / George Vander Voort // Tech notes. 2015. V. 5, № 4. P. 1-5.
103. Hahnenberger F. Microstructural investigation of the fatigue behavior and phase transformation in metastable austenitic steels at ambient and lower temperatures / F. Hahnenberger, M. Smaga, D. Eifler // International Journal of Fatigue. 2014. V. 69. P. 36-48.
104. Телегин В.Е. Опыт освоения технологии производства высокопрочных автомобильных сталей / В.Е. Телегин, О.В. Синицкий, С.Г. Андреев [и др.] // Сталь. 2018. № 9. С. 53-56.
105. Пустовойт В.Н. О природе мест зарождения мартенсита при закалке стали / В.Н. Пустовойт, Ю.В. Долгачев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 2. С. 109-114.
106. Полецков П.П. Исследование распада переохлажденного аустенита низкоуглеродистой трубной стали с использованием комплекса GLEEBLE 3500 / П.П. Полецков, С.В. Денисов, О.А. Никитенко [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 3. С. 235-240.
107. Счастливец В.М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2014. – 236 с.
108. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: Учеб. пособие для вузов. 3-е изд. доп. и перераб. / С.С. Горелик [и др.]. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

109. Скобло Т.С. Разработка методов оценки структуры рельсов, закаленных ТВЧ / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин [и др.] // Сталь. 2014. №3. С. 74-82.
110. Скобло Т.С. Исследование структуры высокохромистых чугунов / Т.С. Скобло, О.Ю. Клочко, Е.Л. Белкин [и др.] // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. №5. С. 27-38.
111. Shchegolev A.V., Kletsova O.A., Firsova N.V., Gryzunov V.I., Svechnikova V.V. Kinetics of phase transformations in roll steel 8Kh3SMF // Metal Science and Heat Treatment. 2020. V. 61. P. 527-533.
112. Šebestová H., Horník P., Mrňa L., Doležal P., Mikmekova E. The effect of arc current on microstructure and mechanical properties of hybrid lastig welds of high-strength low-alloy steels // Metallurgical and Materials Transactions. 2018. V. 49B. P. 3559-3569.
113. Kormysheva V. E., Polevoi E. V., Yur'ev A. A., Gromov V. E., Ivanov Yu. F. The structural formation in differentially-hardened 100-meter-long rails during long-term operation // Steel in Translation. 2020. V. 50, № 2, P. 77–83.
114. Kolbasnikov N. G., Zotov O. G., Shamshurin A. I., Luk'yanov A. A. Study of lath morphology bainite in high-strength pipe steel // Metal Science and Heat Treatment. 2013. V. 55. P. 287-293.
115. Ахназарова С.Л., Кафаров В.В. Методы оптимизации эксперимента в химической технологии: Учеб. пособие для хим.-технол. спец. вузов. – 2-е изд., перераб. И доп. – М.: Высш. шк., 1985. – 327 с.
116. Скобло Т.С., Клочко О.Ю., Белкин Е.Л. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. №6. С. 35-42.
117. Kannan R., Wang Y., Li L. A dilatometric analysis of inverse bainite transformation // Metals. 2018. №8. P. 3692-3708.

118. Fredj E.B., Nanasa H.G., Jahazi M., Morin J.B. Influence of initial microstructure and grain size on transformation of bainite to austenite in large size forgings // Iron and Steel Research International. 2018. №25. P. 554-562.
119. Lin S., Borggren U., Stark A., Borgenstam A., Mu W., Hedström P. In-Situ High-Energy X-ray Diffraction Study of Austenite Decomposition During Rapid Cooling and Isothermal Holding in Two HSLA Steels // Metallurgical and Materials Transactions. 2021. V. 52A. P. 1812-1825.
120. Khare S., Lee K., Bhadeshia H.K.D.H. Carbide-free bainite: compromise between rate of transformation and properties // Metallurgical and materials transactions. 2010. V. 41A. P. 922-928.
121. Pashangeh, S.; Banadkouki, S.S.G.; Somani, M.C. Abnormal mechanical response in a silicon bearing medium carbon low alloy steel following quenching and bainitic holding versus quenching and partitioning treatment // J. Mater. Res. Technol. 2020. 9. P. 5007–5023.
122. Барахтин Б.К., Зворыгин Р.Г. Геометрические модели бейнито-мартенситных фаз по данным мультифрактального анализа изображений структур сталей // Вестник СГТУ. 2004. № 27. С. 100-103.
123. Смолмен Р., Ашби К. Современная металлография / Перев. с англ. Атомиздат, 1970. С. 208.
124. Kima, J-H., Kima, D., Hanb, H. N., Barlatc, F., Lee M-G. Strain rate dependent tensile behavior of advanced high strength steels: Experiment and constitutive modeling. Materials Science & Engineering. 2013. A 559, 222-231.
125. Maisuradze, M. V., Ryzhkov, M. A. Thermal stabilization of austenite during quenching and partitioning of austenite for automotive steels. Metallurgist. 2018. 62, 337-347.
126. Qin, S., Liu Y., Hao, Q., Zuo, X., Rong, Y., Chen, N. Ultrahigh ductility, high-carbon martensitic steel. Metallurgical and materials transactions. 2016. A 47A, 4853-4861.

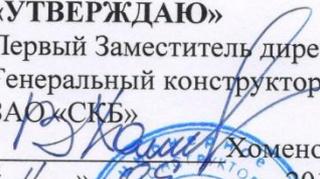
127. Heping, L., Feng'er, S., Hu'er, S., Bin, L., Yi, W., Xuejun, J. Analysis of microstructure and mechanical properties of ultrafine grained low carbon steel. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 2016. 31, 5, 1099-1104.
128. Baluch, N., Udin, Z. M., Abdullah, C. S. Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview. *Engineering, technology & applied science research* 2014. 4, 4, 686-689.
129. Ghazvinloo, H. R., Honarbakhsh-Raouf, A. Influence of the temperature of quenching/partitioning on the morphology of 37mnsi5 steel. *Materials Science.* 2017. 52, 4, 572-579.
130. Caballero, F.G., Allain, S., Cornide, J., Puerta Velásquez, J.D., Garcia-Mateo, C., Miller, M.K. Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. *Materials and design.* 2013. 49, 667-680.
131. Nanda, T., Singh, V., Singh, G., Singh, M., Ravi Kumar, B. Processing routes, resulting microstructures, and strain rate dependent deformation behaviour of advanced high strength steels for automotive applications. *Archives of civil and mechanical engineering.* 2021. 21:7, 6-24.
132. Radwański, K. Structural characterization of low-carbon multiphase steels merging advanced research methods with light optical microscopy. *Archives of civil and mechanical engineering.* 2016. 16, 282-293.
133. Bleck, W., Brühl, F., Ma, Y., Sasse, C. Materials and processes for the third-generation advanced high-strength steels. *Berg huettenmaenn monatsh.* 2019. 164, 11, 466-474.
134. Telegin, V. E., Sinitskii, O. V., Andreev, S. G., Mastyaev, A. V., Luk'yanchikov, D. Yu. Introducing the production of high-strength automotive steels. *Steel in translation.* 2018. 48, 610-614.

135. Caballero, F.G., Santofimia, M.J., García-Mateo, C. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. *Materials and design*. 2009. 30, 6, 2077-2083.
136. Maisuradze, M. V., Yudin, Yu. V., Kuklina, A. A., Lebedev, D. I. Formation of microstructure and properties during isothermal treatment of aircraft building steel. *Metallurgist*. 2022. 65, 1008–1019.
137. Panov, D. O., Simonov, Y. N., Spivak, L. V., Smirnov, A. I. Stages of austenitization of cold-worked low-carbon steel in intercritical temperature range. *The physics of metals and metallography*. 2015. 116, 802–809.
138. Verma, R. K., Bhattacharjee, D. Role of Novel Forming Technologies and Materials in Automotive Applications. *Trans Indian Inst Met*. 2021. 74, 5, 1173–1178.
139. Fro´meta, D., Lara, A., Grife´, L., Dieudonne´, T., Dietsch, P., Rehrl, J., Suppan, C., Casellas, D., Calvo J. Fracture resistance of advanced high-strength steel sheets for automotive applications. *Metallurgical and materials transactions*. 2021. A 52A, 840-856.
140. Голованенко С.А. Двухфазные низколегированные стали / С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн – Москва: Издательство «Металлургия», 1986. – 207 с.

# Приложения

«УТВЕРЖДАЮ»

Первый Заместитель директора-  
Генеральный конструктор  
ЗАО «СКБ»

  
Хоменок В.Р.  
« 11 » \_\_\_\_\_ 2019 г.



### АКТ

#### использования (внедрения) результатов диссертационной работы в НИР

Результаты исследований, проведенных на кафедре «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» (ПНИПУ) внедрены при выполнении госбюджетных научно-исследовательских работ в рамках постановления Правительства РФ № 218 «Создание комплекса технологий проектирования, изготовления, управления производством и эксплуатации инновационных наукоемких изделий» (2013-2015 гг., номер госрегистрации: 01201274914) и проекта № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

По результатам дилатометрических и металлографических исследований сталей 17X2Г2С2МФ, 22X2Г2С2МФ, 29X2Г2С2МФ и 44X2Г2С2МФ построены зависимости параметра  $\text{tga}$  от скорости непрерывного охлаждения, позволяющие определять очередность протекания бейнитных и мартенситных реакций; подобраны режимы цветного травления, позволяющие надежно разделить мартенсит и бейнит после непрерывного охлаждения и изотермической обработки.

Данные исследования позволили решить следующие задачи:

1. Провести качественную и количественную оценку доли структурных составляющих после непрерывного охлаждения и изотермической

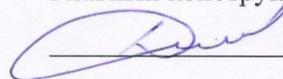
обработки бейнитно-мартенситных сталей 17Х2Г2С2МФ, 22Х2Г2С2МФ, 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ производства ПАО «Мотовилихинские заводы».

2. Построить термокинетические и изотермические (в бейнитной области) диаграммы распада переохлажденного аустенита сталей 17Х2Г2С2МФ, 22Х2Г2С2МФ, 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ.

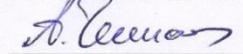
3. Научно-обоснованно назначать режимы термической обработки для получения в сталях 17Х2Г2С2МФ, 22Х2Г2С2МФ, 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ оптимальных характеристик прочности, пластичности и надежности.

От ЗАО «СКБ»:

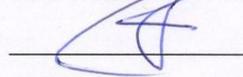
Главный конструктор, д.т.н.

 Домбровский И.В.

Главный технолог

 Челпанов А.В.

Зам. главного технолога

 Подузов Д.П.

От ФГБОУ ВО ПНИПУ:

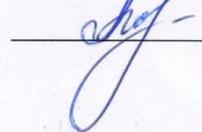
Зав. кафедрой

«Металловедение,  
термическая и лазерная  
обработка» д.т.н., проф.

 Симонов Ю.Н.

Мл. науч. сотр. кафедры

«Металловедение,  
термическая и лазерная  
обработка»

 Юрченко А.Н.



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2769111

### СПОСОБ ВЫЯВЛЕНИЯ БЕЙНИТА В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Патентообладатель: *федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Пермский национальный исследовательский политехнический университет" (RU)*

Авторы: *Юрченко Александр Николаевич (RU), Симонов Юрий Николаевич (RU)*

Заявка № **2021110012**

Приоритет изобретения **09 апреля 2021 г.**

Дата государственной регистрации  
в Государственном реестре изобретений  
Российской Федерации **28 марта 2022 г.**

Срок действия исключительного права  
на изобретение истекает **09 апреля 2041 г.**

*Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности*

ДОКУМЕНТ ПОДПИСАН ЭЛЕКТРОННОЙ ПОДПИСЬЮ  
Сертификат 68b80077b14e4610a94eebd24145d5c7  
Владелец **Зубов Юрий Сергеевич**  
Действителен с 20.05.2022 по 26.05.2023

*Ю.С. Зубов*

