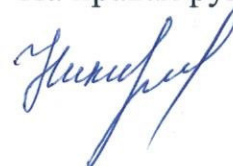


Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



**НИКИФОРОВА СВЕТЛАНА МИХАЙЛОВНА**

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЫ  
ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ПРИ  
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор

Филиппов Михаил Александрович

Екатеринбург - 2017

## Оглавление

|  |    |
|--|----|
| ВВЕДЕНИЕ.....  | 5  |
| ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР .....   | 12 |
| 1.1. Структурные факторы обеспечения износостойкости металлических материалов при абразивном и адгезионном изнашивании.....              | 12 |
| 1.1.1. Классификация видов изнашивания .....   | 12 |
| 1.1.2. Теории износа.....  | 13 |
| 1.1.3. Критерии износостойкости .....  | 16 |
| 1.2. Роль принципа метастабильности аустенита при выборе износостойких сталей и сплавов и их режимов обработки.....                      | 24 |
| 1.2.1. Особенности сталей системы Fe-Cr-C .....  | 24 |
| 1.2.2. Факторы, влияющие на количество остаточного аустенита .....   | 27 |
| 1.2.3. Стабильность аустенитной структуры .....  | 28 |
| 1.2.4. Метастабильные стали .....  | 31 |
| 1.2.5. Использование термической обработки для повышения абразивной износостойкости метастабильных сталей .....                          | 33 |
| 1.2.6. Формирование нанокристаллических структур трения в поверхностном слое сталей при адгезионном и абразивном видах изнашивания ..... | 35 |
| 1.3. Обзор технологий производства цилиндрических втулок буровых насосов .....   | 36 |
| 1.4. Выводы и постановка задач исследования.....   | 39 |
| ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ .....   | 42 |
| 2.1. Материалы исследования.....   | 42 |
| 2.2. Методика и технология получения образцов с различной исходной структурой .....  | 43 |
| 2.3. Методика оценки способности к упрочнению и стойкости материалов в условиях абразивного изнашивания .....                            | 45 |
| 2.3.1. Испытание на абразивное изнашивание.....  | 45 |
| 2.3.2. Испытание на твердость и микротвердость .....   | 45 |
| 2.4. Методика изучения структуры и фазового состава образцов .....   | 46 |
| 2.4.1. Металлографический анализ .....   | 46 |
| 2.4.2. Рентгеноструктурный фазовый анализ.....   | 46 |
| 2.4.3. Электронно-микроскопический анализ.....   | 47 |

|   |            |
|---|------------|
| 2.4.4. Дилатометрический анализ.....  | 47         |
| 2.4.5. Микрорентгеноспектральный анализ .....   | 48         |
| <b>ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И<br/>ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ .....</b>  | <b>49</b>  |
| <b>СТАЛЕЙ X12MФЛ И 95X18.....</b>   | <b>49</b>  |
| 3.1. Взаимосвязь фазового состава, исходной твёрдости рабочей<br>поверхности и способности к упрочнению в процессе нагружения<br>закалённых по различным режимам сталей с их износостойкостью .....               | 49         |
| 3.2. Вклад метастабильного аустенита в повышение износостойкости<br>деталей машин после закалки.....  | 57         |
| 3.3. Влияние отпуска на структуру, твёрдость и абразивную<br>износостойкость сталей X12MФЛ и 95X18.....   | 72         |
| 3.4. Выводы.....  | 78         |
| <b>ГЛАВА 4. ВЗАИМОСВЯЗЬ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ<br/>ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ<br/>И ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ<br/>260X16M2 И 250X25MФТ С ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ .....</b> | <b>80</b>  |
| 4.1. Формирование фазового состава и структуры белых хромистых<br>чугунов в процессе отливки, нормализации и закалки.....   | 86         |
| 4.1.1. Формирование структуры чугунов в процессе кристаллизации .....   | 86         |
| 4.1.2. Влияние нормализации на фазовый состав и структуру<br>исследуемых чугунов .....  | 92         |
| 4.1.3. Взаимосвязь фазового состава, структуры и твёрдости<br>металлической основы чугунов с их абразивной износостойкостью в<br>зависимости от температуры закалки.....  | 96         |
| 4.1.4. Влияние обработки холодом на фазовый состав, твёрдость и<br>износостойкость чугунов .....  | 104        |
| 4.2. Влияние отпуска после нормализации и закалки на фазовый состав,<br>структуру твёрдость и абразивную износостойкость чугунов 260X16M2 и<br>250X25MФТ.....   | 106        |
| 4.3. Выводы.....  | 113        |
| <b>ГЛАВА 5. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПО НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ И<br/>ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЦИЛИНДРОВЫХ ВТУЛОК БУРОВЫХ<br/>НАСОСОВ ИЗ СТАЛИ X12MФЛ .....</b>  | <b>115</b> |
| 5.1 Выводы.....   | 121        |
| <b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....</b>   | <b>122</b> |

|   |     |
|---|-----|
| СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....  | 124 |
| ПРИЛОЖЕНИЕ I. Отзыв на научно-исследовательскую работу от ООО<br>«Уралмаш НТО Холдинг»..... | 136 |

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность темы исследования.** Повышение эксплуатационной стойкости сплавов было и продолжает оставаться одной из важнейших научно-технических задач, определяющих развитие новых и специальных отраслей машиностроения, которые предъявляют высокие требования к выбору материала рабочих органов машин и механизмов. Во многих случаях такие детали или узлы работают в контакте с твёрдыми, жидкими или газообразными средами, то есть, рабочие поверхности которых подвергаются действию трения, а, следовательно, механическому изнашиванию. Известно, что 80–90 % машин преждевременно выходят из строя не вследствие поломок, а в результате недопустимого изменения размеров, формы или состояния рабочих поверхностей в результате изнашивания.

Наиболее распространённым видом механического изнашивания, которому подвержены машины и агрегаты горнодобывающей, строительной, дорожной промышленности и транспорта, является абразивное изнашивание и его разновидности – газо- и гидроабразивное изнашивание. Разработка новых износостойких материалов и режимов термической обработки для борьбы с этим видом изнашивания остаётся одной из важнейших проблем материаловедения.

Это и определяет **актуальность данной работы**, посвящённой выбору износостойких сталей и чугунов на основе системы железо-углерод-хром и режимов их термической обработки, в том числе для работы в районах сурового климата Севера и Сибири.

Износостойкие материалы в различных условиях механического изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.) должны обладать структурой, в максимальной степени, отвечающей принципам синергетического подхода к неравновесным системам. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности

энергии при внешнем воздействии наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя и формирование сжимающих напряжений обеспечивают высокую стойкость при контактном воздействии на поверхность. В работах И.Н. Богачёва, В.С. Попова, Н.Н. Брыкова, Л.Г. Коршунова, Л.С. Малинова, Б.А. Потехина, А.В. Макарова, К.-Х. Цум Гара, И. Шмидта и других исследователей рассмотрено поведение в условиях абразивного, адгезионного и усталостного изнашивания метастабильного аустенита. При этом недостаточное внимание уделялось прогнозированию и регулированию методами термической обработки фазового состава материалов, соответствующих принципу метастабильности аустенита – сталям, чугунам, в которых аустенит определённого химического состава формируется наряду с мартенситом, карбидами и др. фазами и структурными составляющими. Мало изучены также морфология и структура мартенсита деформации в серийных высокоуглеродистых хромистых сталях и чугунах.

**Степень разработанности темы исследования.** В работах, проведенных ранее [1–4], установлено, что изучаемые стали и сплавы обладают особенным сочетанием свойств. Им характерны: достаточная пластичность и высокая прочность поверхности материала, которая достигается в результате деформационных мартенситных превращений. Данные свойства позволяют использовать исследуемые стали и сплавы для производства деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания и динамического нагружения. Ранее были рассмотрены и описаны структурные изменения и процессы, протекающие в сталях при разных режимах термической обработки, включая обработку холодом и деформацию. Однако, недостаточное внимание уделено изучению формирования металлической основы при комплексном режиме термообработки с применением

высокотемпературной закалки. Кроме того, особый интерес представляет рассмотрение строения мартенсита на рабочей поверхности изнашивания и соотношение фазовых составляющих после высокотемпературной закалки и обработки холодом, обеспечивающие максимальное сопротивление изнашиванию.

Работа выполнена в соответствии с основными направлениями научной деятельности кафедры «Металловедение» ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

**Целью данной работы** является разработка и оптимизация режимов термической обработки сталей и чугунов для производства насосов буровых установок, а также лопаток дробемётных аппаратов, гарантирующих высокое сопротивление абразивному изнашиванию.

Согласно цели, в работе были поставлены и решены следующие задачи:

1. Изучить влияние нагрева под закалку в широком диапазоне температур и последующей обработки холодом на формирование структуры, обеспечивающей существенное повышение абразивной износостойкости высокохромистых сталей 95X18 и X12МФЛ и чугунов 260X16M2 и 250X25МФТ за счет создания способных к интенсивному деформационному упрочнению метастабильных структурных составляющих (остаточный аустенит, тетрагональный мартенсит);

2. Определить влияние содержания углерода в мартенсите, количества и стабильности остаточного аустенита и карбидных фаз на деформационное упрочнение и износостойкость при абразивном изнашивании высокохромистых сталей и чугунов;

3. Разработать режимы термической обработки, формирующие в исследуемых высокохромистых сплавах структурное состояние с повышенной абразивной износостойкостью.

**Научная новизна и теоретическая значимость работы** заключается в том, что в результате комплекса экспериментальных исследований впервые

были получены новые научные результаты на исследуемых высокоуглеродистых хромистых сплавах:

1. Показано, что мартенсит, образующийся при царапании и микрорезании в процессе абразивного изнашивания на рабочей поверхности высокохромистой стали Х12МФЛ после высокотемпературной закалки, имеет нанокристаллическое строение и периодическое распределение;

2. Установлено соотношение фазовых составляющих вторичной микроструктуры, формирующейся в процессе изнашивания на рабочей поверхности высокохромистых сплавов после высокотемпературной закалки и обработки холодом и обеспечивающее максимальную абразивную износостойкость – высокоуглеродистых мартенсита охлаждения, нанокристаллического мартенсита деформации с содержанием углерода 0,55-0,7 %, остаточного метастабильного аустенита (10-40 %) и карбидов.

**Практическая значимость.** На основании проведённых исследований разработан режим термической обработки рабочих втулок грязевых насосов буровых установок для нефтегазового комплекса из стали Х12МФЛ, обеспечивающий максимальную абразивную износостойкость и состоящий из высокотемпературного нагрева под закалку (1125–1170 °С) и охлаждения (в масле и сжатым воздухом после нагрева внутренней рабочей поверхности ТВЧ), и низкого отпуска при температуре 200 °С (2 часа).

Предложен режим дополнительного повышения абразивной износостойкости гильз рабочих втулок из стали Х12МФЛ на 20-25 % после высокотемпературной закалки путём обработки холодом (при –70 °С, 20 минут).

Для эксплуатации рабочих втулок грязевых насосов в условиях интенсивного гидроабразивного изнашивания в сочетании с агрессивными средами предложено использовать коррозионно-стойкую сталь 95Х18 после комплексного режима термической обработки, аналогичного разработанному для стали Х12МФЛ и обеспечивающего высокую абразивную износостойкость



Для изготовления лопаток дробебетных установок и биметаллических втулок грязевых насосов буровых установок рекомендуется чугун 260X16M2 после высокотемпературного нагрева под закалку с охлаждением сжатым воздухом и низкого отпуска.

Разработанные рекомендации по выбору стали и режимов термической обработки использованы специалистами филиала ООО «Уралмаш НГО Холдинг» в городе Екатеринбурге при изготовлении опытной партии цилиндрических втулок грязевых насосов на буровой установке, находящейся в эксплуатации. Разработанная технология упрочнения втулок по сравнению с другими методами (например, хромирование поверхности, цементация, азотирование или применение биметаллических втулок) более эффективна технологически. За счет снижения себестоимости цилиндрических втулок предложенная технология является экономически доступной для крупного серийного производства.

**Методология и методы исследования.** Методологической основой данной работы послужили труды отечественных и зарубежных исследователей в области разработки износостойких сплавов со структурой метастабильного аустенита и режимов их термической обработки. Большое внимание уделяется влиянию состава и структурных составляющих на износостойкость, а также способности сплавов к деформационному упрочнению под влиянием внешнего нагружения.

Для решения поставленных задач были использованы следующие методы анализа: просвечивающая электронная микроскопия, металлография, рентгеноструктурный и фазовый, дилатометрический, растровая электронная микроскопия, изнашивание при абразивном воздействии по закрепленному абразиву.

**На защиту выносятся основные положения и результаты.**

1. Установленные закономерности формирования структуры металлической основы в результате использования комплексного режима термической обработки высокохромистых сталей ледебуритного класса

95X18, X12МФЛ и чугунов 260X16М2, 250X25МФТ, обеспечивающего высокую способность к фрикционному упрочнению рабочей поверхности и, как следствие, наибольшую абразивную износостойкость;

2. Использование специальной программы прогнозирования химического и фазового состава металлической основы высокохромистых износостойких сталей и чугунов в литом состоянии;

3. Особенности формирования вторичной структуры рабочей поверхности высокохромистых сталей при абразивном изнашивании с образованием нанокристаллического мартенсита;

4. Разработанный технологический режим получения высокой абразивной износостойкости высокохромистых сталей и чугунов с применением высокотемпературного нагрева под закалку и обработки холодом.

**Достоверность результатов работы.** Результаты исследования согласуются между собой и с известными литературными данными. Достоверность обеспечивается применением современных методов исследования и современных приборов анализа структурных характеристик, фазового состава и свойств материалов.

**Апробация диссертационной работы.** Основные результаты исследования были доложены на 10 международных конференциях: Уральская школа-семинар металловедов молодых ученых (г. Екатеринбург, 2013, 2014, 2015, 2016 гг.); Интерактивная научно-практическая конференция «Инновации в металловедении и металлургии» (г. Екатеринбург, 2013, 2014, 2015 гг.); Международная конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС – 2014» (г. Екатеринбург, 2014 г.); Международная научно-практическая конференция "АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ" (г. Новосибирск, 2016 г.); XXIII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова (г. Тольятти, 2016 г.);

International Conference on Industrial Engineering (ICIE – 2016, г. Челябинск, 2016 г.).

На 1-ой всероссийской конференции: XII Всероссийская научная конференция "Урал индустриальный. Бакунинские чтения: Индустриальная модернизация Урала в XVIII—XXI вв." (Екатеринбург, 2014 г.).

**Публикации.** Основные положения диссертационной работы опубликованы в 15 печатных изданиях, 3 из которых в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК РФ.

**Благодарности.** Автор выражает глубокую благодарность Палееву В.С. и Плотникову Г.Н. за предоставленные образцы, а также Хадыеву М.С., Разикову Н.М., Эстемировой С.Х., Михайлову С.Б., Рыжкову М.А., Озерец Н.Н. и Жилину А.С за помощь в проведении экспериментов.

## ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР

### 1.1. Структурные факторы обеспечения износостойкости металлических материалов при абразивном и адгезионном изнашивании

Любые агрегаты, выполняющие механическую работу, связанную с преобразованием энергии, испытывают трение, то есть изнашиваются.

Износостойкость стали – это способность сопротивляться различным видам изнашивания поверхности, является характеристикой долговечности деталей машин и инструмента.

Согласно ГОСТ 27674-88 [5] установлены следующие определения для износа, изнашивания и износостойкости:

- износ – результат изнашивания, определяемый в установленных единицах (значение износа может выражаться в единицах длины, объема, массы и др.);
- изнашивание – процесс отделения материала с поверхности твердого тела и (или) увеличения его достаточной деформации при трении, проявляющийся в постепенном изменении размеров и (или) формы тела;
- износостойкость – свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию в определенных условиях трения, оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания.

#### 1.1.1. Классификация видов изнашивания

Наиболее распространенным видом изнашивания является механическое изнашивание в результате механического воздействия [2]. В зависимости от природы механического воздействия выделяют следующие виды механического изнашивания: абразивное, адгезионное, усталостное, эрозионное, кавитационное [5].

Существуют несколько видов классификации износа, так, М.М. Хрущев [6] выделяет: 1) абразивный износ; 2) износ в результате

пластического деформирования; 3) износ при хрупком разрушении; 4) износ при схватывании; 5) коррозионный износ и 6) окислительный износ. Б.И. Костецкий [7] делит износ на: 1) окислительный; 2) тепловой; 3) абразивный и 4) осповидный.

В более поздних работах Б.И. Костецкий изменил эту классификацию, внося в указанный перечень еще износ схватыванием первого и второго рода [8].

И.В. Крагельский [9] классифицирует износ по видам нарушения фрикционной связи, возникающей на поверхностях двух тел под действием нормальных и тангенциальных сил и исчезающих при снятии этих сил:

- 1) упругое оттеснение материала;
- 2) пластическое оттеснение;
- 3) срез внедрившегося материала;
- 4) схватывание пленок, покрывающих поверхности твердых тел;
- 5) схватывание поверхности, сопровождающееся глубинным вырыванием материала.

За критерий износостойкости материалов при воздействии на них твердых абразивных частиц – при абразивной эрозии; ударных волн, капель и микроструек жидкости - при кавитационной эрозии, принимают как в отдельности, так и в комплексах – механические, физико-химические и другие свойства деформируемых объемов материалов, которые наилучшим образом противостоят разрушающему воздействию на них внешней среды [10].

### 1.1.2. Теории износа

Изучая абразивное изнашивание, пытаются выявить зависимость износа от свойств материалов. Износостойкость образцов, отличающихся значением твердости, как из разных материалов, так и из одинаковых, может зависеть от механических свойств. Данная зависимость не способна определять износостойкость в широком диапазоне изменения уровня

внешней энергии, что вызвало необходимость сравнения с наиболее сложными характеристиками материалов [11].

Параметры, которые характеризуют износ, сложны и полностью их интерпретировать весьма проблематично [12, 13]. Существуют следующие теории:

- адгезионная теория, Боуден Ф.П., Тейбор Д. [14];
- молекулярная теория, Харди В., Дерягин Б.В. [15, 16];
- молекулярно-кинетическая, Бартенев Т.М. [17];
- энергетическая, Кузнецов В.Д., Костецкий Б.И.; Дубинин А.Д. [18 - 20];
- молекулярно-механическая (адгезионно-деформационная, усталостная), Крагельский И.В. [9];
- структурно-энергетическая [21].

Остановимся на более современных теориях - энергетической и молекулярно-механической, которые рассматривают способность стали сопротивляться изнашиванию, как структурно-количественную характеристику [1].

Рассматривая процесс абразивного изнашивания, согласно энергетической теории, В.Д. Кузнецов [18] предложил отдельно исследовать влияние составляющих общей энергии, затраченных на износ, на изнашивание. Б.И. Костецкий [19] считает, что часть работы трения, которая расходуется на физические, механические и химические процессы, уходит на образование теплоты, а остальная поглощается материалом. А.Д. Дубинин [20] предлагает энергетическую теорию износа, соответственно которой изнашиваемые слои – это среда распространения механической энергии.

И.В. Крагельский [9, 22] и другие ученые рассматривают трение и износ в рамках адгезионно-деформационной теории как процесс отделения материала в результате нарушения адгезионных связей и деформирования в зоне фактического контакта.

При изнашивании абразивом абразивные зерна пластически деформируют поверхностный слой металла, при этом в структуре происходят процессы, вызывающие упрочнение. Разрушение наступает, когда металл поглотит энергию, достаточную для преодоления межатомной связи и образования новых поверхностей, а износостойкость пропорциональна величине поглощенной энергии [23].

В.С. Поповым и сотрудниками [24] проанализированы процессы, протекающие при абразивном изнашивании образцов сплавов (20Х, Х12Ф1, 270Х12Б1 и 240Х12В7) в разном структурном состоянии. В результате проведенных испытаний определен энергетический вклад следующих процессов в общую энергию при изнашивании: прирост дислокаций, образование мартенсита деформации, изменение параметров кристаллической решетки аустенита, степени тетрагональности мартенсита, выделение тонкодисперсных фаз, образование остаточных напряжений, вдавливания абразива, разрушение карбидов. В.С. Попов обнаружил, что при абразивном изнашивании сталей 20Х и Х12Ф1 удельная энергия разрушения пропорциональна величине удельной энергии упрочнения (таблица 1.1) [11, 24].

Таблица 1.1 - Сопоставление энергии упрочнения  $E_d$  с общей энергией  $E_{общ}$ , затраченной на изнашивание стали [24]

| Марки стали | Содержание в структуре стали в % (по площади):<br>М – мартенсита; А- аустенита; К - карбидов | $E_d$ ,<br>МПа·10 <sup>-1</sup> | $\frac{E_{дi}}{E_{дэ}}$ | $E_{общ}$ ,<br>МПа·10 <sup>-1</sup> | $\frac{E_{общi}}{E_{общэ}}$ |
|-------------|--|---------------------------------|-------------------------|-------------------------------------|-----------------------------|
| 20Х         | М(100)   | 27,7                            | 1,0                     | 55,4                                | 1                           |
| 20Х         | А(78) + М(22)  | 54,9                            | 2,0                     | 126,2                               | 2,27                        |
| Х12Ф1       | А (20) + М (67) +К (13)  | 96,5                            | 3,5                     | 194,4                               | 3,54                        |
| Х12Ф1       | А (84) + М (9) + К (7)   | 315                             | 11,4                    | 632,6                               | 11,4                        |

Влияние на износостойкость различных сталей в условиях абразивного изнашивания оказывают: энергия разрушения карбидов, энергия образования

мартенсита деформации, энергия дислокаций и энергия фазовых превращений [24].

### 1.1.3. Критерии износостойкости

#### *Твердость*

Для инструментальных и углеродистых конструкционных сталей в условиях абразивного, усталостного и эрозионно-кавитационного изнашивания важным критерием износостойкости служит твердость в сочетании со структурой, отвечающей определенным условиям, то есть износостойкость в определенной степени зависит от концентрации углерода в стали. В работе [25] испытания показали, что увеличение содержания углерода и соответственно твердости приводит к росту износостойкости (рисунок 1.1), но не всегда наблюдается прямая зависимость между этими факторами.

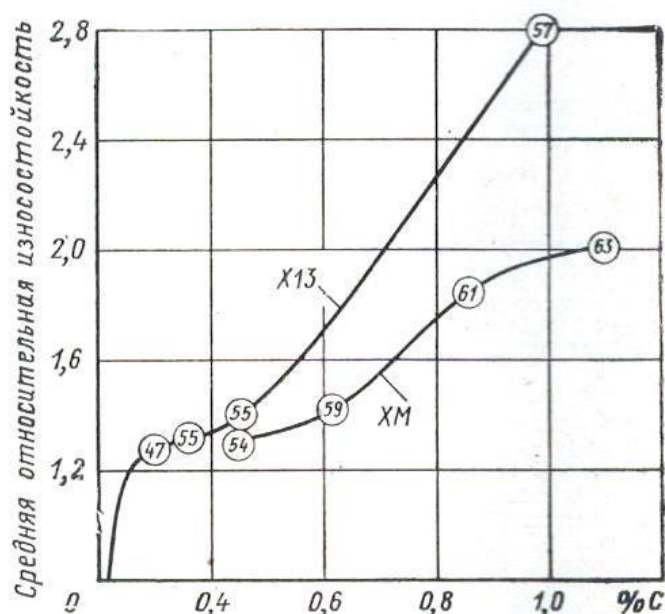


Рисунок 1.1. - Влияние содержания углерода на относительную износостойкость сталей типа XM и X13. Испытания на установке типа Бринелля-Хаворта, эталон – сталь 3. Термическая обработка: закалка от  $A_{c3} + 30$  °C + отпуск при 180 °C. Цифры у кривых – твердость HRC [25]



Взаимодействие абразивных частиц с поверхностью металла происходит в два этапа: на первом, частица стремится внедриться в поверхность; на втором, частица перемещается в поверхности металла. Если на первом этапе действуют напряжения сжатия и главной характеристикой является твердость, то на втором этапе добавляются действия напряжений растяжения и среза, что приводит к важности прочностных характеристик [26].

Исследования в работах [27, 28] показывают, что повышение твердости сильно уменьшает износ резцов. Однако, чрезмерное повышение твердости, вызывающие уменьшение вязкости, не является благоприятным для износостойкости, так как наряду с абразивным износом происходит хрупкое выкрашивание [27]. Твердость является недостаточным фактором [2, 25, 27-29], влияющим на сопротивление износу, также необходим запас прочности [2, 29] и оптимальное соотношение твердых и мягких структурных составляющих [2].

### *Структура*

Обзор литературных данных [23, 25, 30, 31] показал, что наиболее подходящей структурой для основы износостойких материалов служит аустенит. Мартенсит и ледебурит обладают более низкими пластическими свойствами, а феррит менее прочный и износостойкий, так как атомы аустенита в ГЦК решетке более плотно упакованы, чем атомы в ОЦК решетке (феррите) [32], кроме того, за счет вязкости аустенит прочно удерживает карбидные частицы в своей основе, которые служат барьером на пути движения абразива. Несмотря на невысокую исходную твердость, хорошим сопротивлением абразивному и адгезионному изнашиванию, обусловленным интенсивным упрочнением в процессе изнашивания, обладают метастабильные аустенитные стали [3, 10, 33,]. Износостойкость сталей с нестабильным аустенитом в 4-5 раз выше, чем у сплавов, содержащих повышенное количество карбидов и не претерпевающих фазовых превращений в процессе деформации [34].

Наряду с метастабильными аустенитными сталями высоким сопротивлением абразивному изнашиванию отличаются стали со структурой неотпущенного тетрагонального высокоуглеродистого мартенсита, обладающие интенсивным упрочнением в процессе изнашивания. Минимальную износостойкость имеют стали со стабильной ферритной, ферритно-перлитной и аустенитной структурами, а максимальную – стали с нестабильной структурой (мартенсит, мартенсит + нестабильный аустенит) [25]. Например, закаленная сталь X12Ф1, с достаточно большим количеством остаточного аустенита в структуре, обладает более высокой способностью к превращению под действием пластической деформации при изнашивании, чем в мартенситном состоянии [23].

Авторы работы [4] установили, что сопротивление углеродистого мартенсита абразивному изнашиванию по корунду возрастает по мере увеличения углерода до 0,9 %. В работе также показано значительное влияние количества метастабильного аустенита, рост которого увеличивает относительную износостойкость (рисунок 1.2).

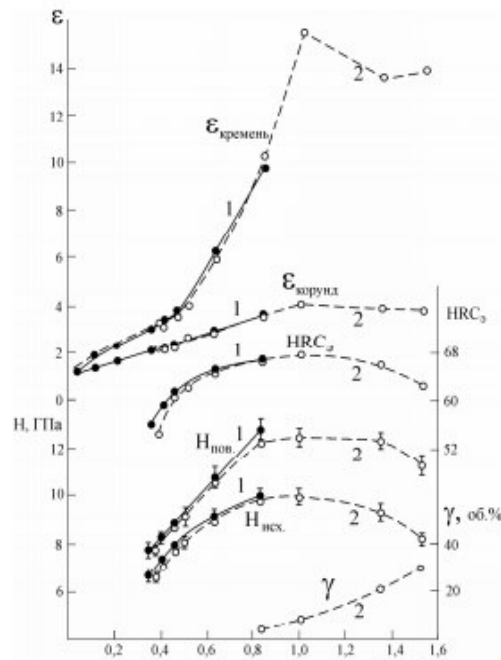


Рисунок 1.2. - Влияние содержания углерода на абразивную износостойкость  $\epsilon$ , твердость HRC, микротвердость, содержание остаточного аустенита  $\gamma$  в структуре углеродистых сталей [4]

### Карбиды

Износостойкость высокоуглеродистых хромистых сталей в абразивной среде зависит от содержания углерода [25, 35] и от содержания карбидообразующих элементов (рисунок 1.3) [2, 36, 37], кроме того, насыщение карбидообразующими элементами способствует развитию дисперсионного твердения [37].

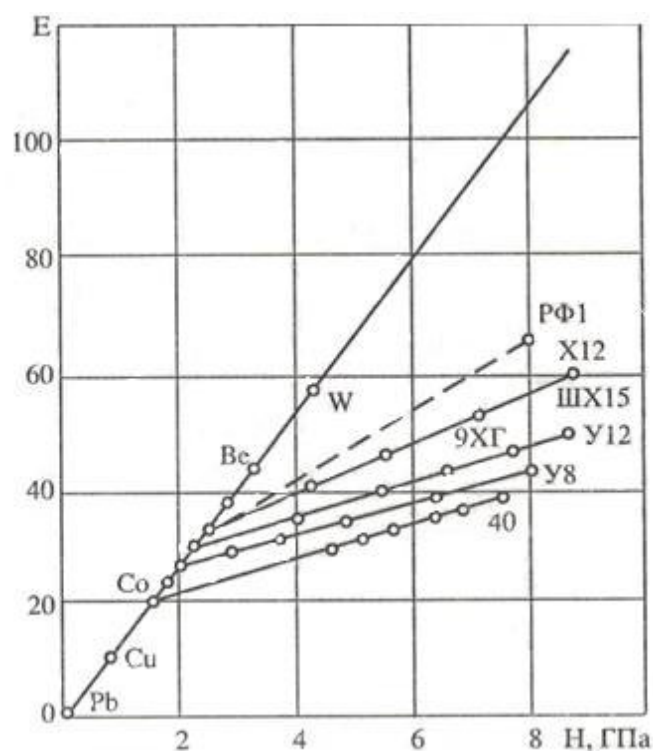


Рисунок 1.3. - Зависимость относительной износостойкости сталей (E) от их твердости при абразивном изнашивании (H) [37]

Авторы работы [38] установили, что усталостная долговечность связана с размерами и характером распределения карбидов, зависящих не только от легирования, но и от режима термической обработки.

Количество карбидов определяется содержанием углерода в стали, легирующих элементов и типом образующихся карбидных фаз (рисунок 1.4) [37]:

а) растворимые (вторичные) карбиды насыщают аустенит углеродом, что обеспечивает высокую закаливаемость;

б) нерастворимые (избыточные, более крупные карбиды), способствуют сдерживанию роста зерна, препятствуют течению металла под действием напряжений.

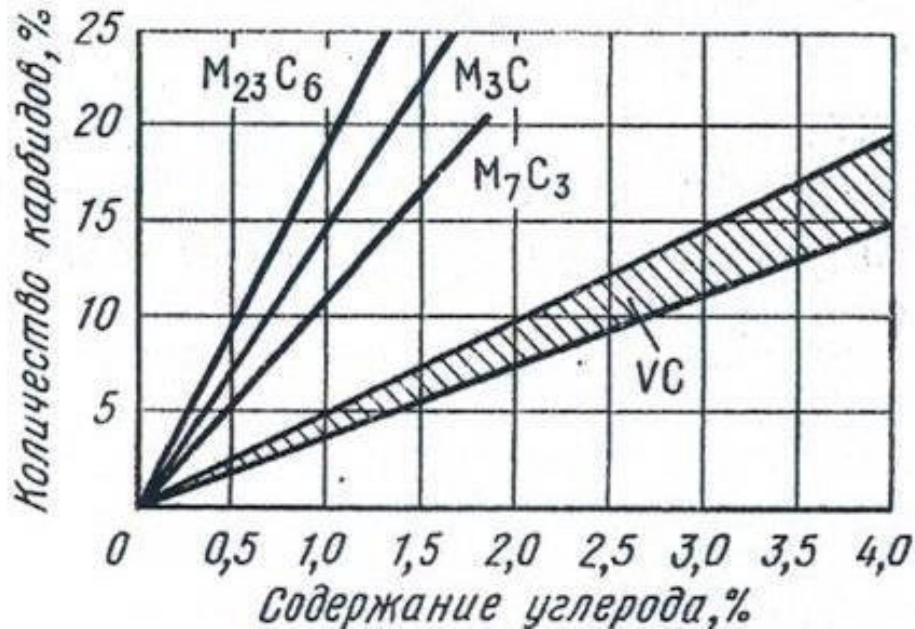


Рисунок 1.4. - Количество карбидов в стали в зависимости от содержания углерода и типа карбида [37]

При увеличении количества карбидов  $M_7C_3$  с 11-12 % (сталь Х6ВФ) до 14-15 % (сталь Х12М) износостойкость штампов вырубки возрастает в два раза, а при увеличении этих же карбидов до 18-19 % сопротивление изнашиванию повышается еще на 40-50 % [37]. Дальнейшее увеличение карбидов приводит к ухудшению механических свойств стали, за исключением литой. В литой стали количество карбидов  $M_7C_3$  может быть увеличено до 20-22 %, особенно в условиях абразивного изнашивания (рисунок 1.5.), так как в процессе трения абразивные частицы почти не разрушают карбид хрома [36]. В стали Х12М 13,4 % карбидной фазы, которая полностью состоит из карбида  $M_7C_3$ , следующего состава: 53 % Cr, 7 % V и 31 % Fe. В высокохромистой стали Х12МФ отсутствуют карбиды ванадия, и карбидная фаза также состоит только из карбидов  $M_7C_3$  [39].

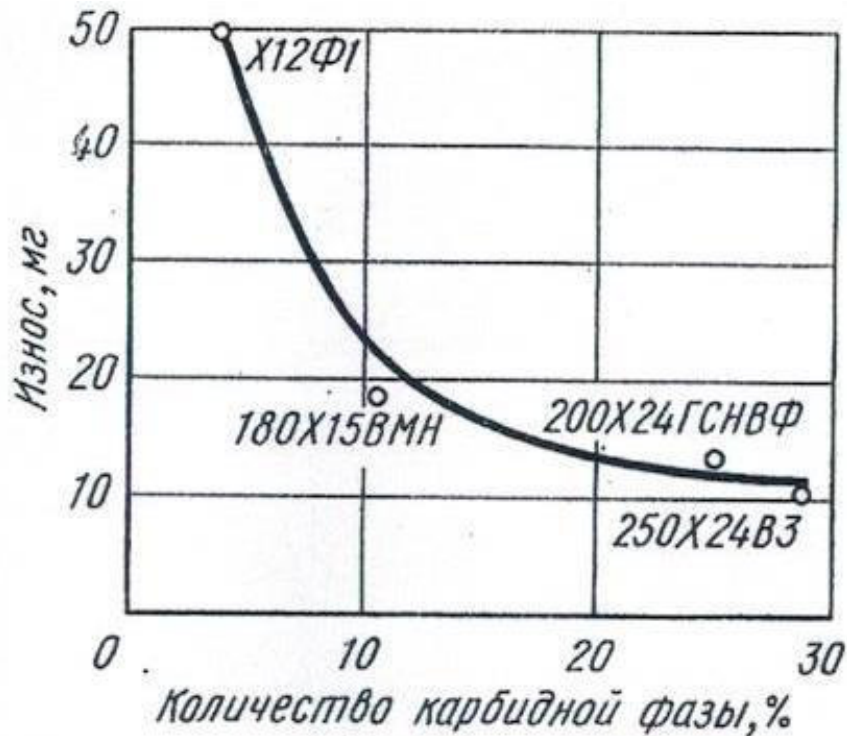


Рисунок 1.5. - Износ ледобуритных сплавов с возрастающим количеством карбидов, полученным увеличением хрома с 12 % до 24 % и углерода с 1,2 до 2,5 % С. Сталь литая; твердость 50-60 HRC. Трение по штамповой стали 3X2B8Φ, твердость 40 HRC [37]

Характер диаграммы состояния системы Fe-Cr-C определяется тремя известными карбидами  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$  и значительной растворимостью железа в этих карбидах и хрома в  $Fe_3C$ . На рисунке 1.6. представлены диаграммы фазовых равновесий, полученные в работе [40], при разных температурах (1150 °C, 850 °C и 20 °C). При легировании сталей хромом  $\gamma$ -область сужается. Предельное сужение  $\gamma$ -области достигается при 20 вес. % Cr и 0,6 вес % C. Одной из отличающихся черт этой системы является сложность фазовых превращений, которые играют важную роль при разработках современных высокопрочных сталей. При распаде  $\gamma$ -фазы образуются карбиды  $(Cr, Fe)_7C_3$ ,  $(Fe, Cr)_3C$ ,  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  и конечные равновесные структуры состоят из  $\alpha$ -фазы и этих карбидов (см. рисунок 1.6). В применяемых хромистых сталях указанные фазовые равновесия достигаются редко и многие свойства таких сталей обусловлены метастабильными состояниями [41].



окружающими его атомами железа, а для соединения с хромом необходима более значительная степень диффузии [41].

*Сложный карбид хрома  $Cr_{23}C_6$  ( $M_{23}C_6$ ):* вторичный карбид, выделяется из аустенита, поэтому имеет небольшие размеры 3-5 мкм. Образуется в сталях с содержанием Cr более 3-4 % и углерода менее 0,8-1,0 %. Решетка карбида сложная кубическая с периодом 1,060 нм. Твердость 1000-1100 HV, что больше, чем у цементита [37].

*Сложный карбид хрома  $Cr_7C_3$  ( $M_7C_3$ ):* может быть как вторичным карбидом, выделившимся из аустенита, так и эвтектическим, образующимся при затвердевании. Часто имеет продолговатую форму, длина может достигать до 50-70 мкм. Карбид имеет сложную гексагональную решетку ( $a = 0,453$  нм;  $c = 0,1401$  нм). Твердость значительно выше, чем у цементита, и составляет 1600-1800 HV. Эвтектика с карбидами  $M_7C_3$  имеет скелетообразное строение [37].

Из работы [42] следует, что металлическая основа, так же как и карбидная фаза, является важным фактором для обеспечения сопротивления изнашиванию и обеспечения повышенных прочностных свойств. Оптимальным типом стали в условиях изнашивания является сталь, в которой после соответствующей термической обработки возможно получить металлическую основу в виде остаточного аустенита (до 100 %), при этом содержание углерода должно быть таким, чтобы после закалки количество карбидов было минимальным [42-44]. По мнению авторов [42-44], наиболее приемлемой сталью является сталь X12Ф1 (после закалки 95-100 % остаточного аустенита и до 5 % карбидной фазы). Перспективными сплавами являются сплавы с максимально возможным содержанием углерода, у которых при термической обработки в структуре формируется необходимое содержание остаточного аустенита.

Благоприятной структурой, обеспечивающей наиболее высокую износостойкость, для чугунов является мартенситная структура и структура мартенсита с некоторым количеством метастабильного остаточного

аустенита [45]. Вклад остаточного аустенита определяется его стабильностью (при наличии стабильного аустенита износостойкость уменьшается) [45, 46]. Износостойкость хромистых чугунов зависит от легирования и количества карбидов. Максимальная износостойкость достигается в чугунах (химический состав: 2,6-2,7 % С; 16-17 % Cr; 1,5-3 % Mo) с аустенитно-мартенситной структурой в матрице, содержащей метастабильный аустенит с концентрацией около 0,6 % С [46].

Таким образом, износостойкость углеродистых сталей и чугунов обеспечивают следующие структурные факторы: формирование структуры метастабильного аустенита с высоким содержанием углерода, образование мартенсита деформации с высоким содержанием углерода на поверхности после эксплуатации и образование высокотвердых избыточных фаз (карбидов).

## **1.2. Роль принципа метастабильности аустенита при выборе износостойких сталей и сплавов и их режимов обработки**

В сталях с большим количеством остаточного аустенита было замечено, что он по-особенному реагирует на механические напряжения при испытании. Связь изменения механических свойств с превращением остаточного аустенита в процессе действия напряжений при испытаниях иллюстрирует работа [47]. Эта работа показывает важную особенность остаточного аустенита – его фазовую нестабильность. То есть, сталь упрочняется в связи с появлением новой фазы с другими свойствами (количество аустенита в конце нагружения уменьшается или полностью исчезает, т.к. аустенит превращается в мартенсит). Сталь становится интенсивно упрочняющейся под действием нагрузок [48].

### **1.2.1. Особенности сталей системы Fe-Cr-C**

Свойства сплавов системы Fe-Cr-C в основном обуславливаются двумя важными свойствами хрома:



- 1) ограничение  $\gamma$ -области;
- 2) склонность к образованию специальных карбидов.

Хромистый аустенит может претерпевать перлитное, промежуточное или мартенситное превращение. Вид и кинетика превращения зависит от режима термической обработки и легирующих элементов. Растворимость углерода в аустените понижается при легировании хромом; однако, при образовании специальных карбидов происходит их обогащение хромом, в результате твердый раствор им обедняется (рисунок 1.7) [49].

При высоком содержании углерода в процессе нагрева появляется аустенит или аустенит и карбиды, причем при охлаждении аустенит также целиком или частично претерпевает превращение (см. рисунок 1.7) [49].

Как следует из диаграммы изотермических превращений хромистых сталей с различным содержанием хрома, изменение содержания хрома оказывает влияние на положение мартенситной точки. При этом следует иметь в виду, что характер превращения, особенно в мартенситной области, зависит от того, насколько полно при нагреве были растворены карбиды. Оставшиеся нерастворенными карбиды не только оказывают зародышевое действие при превращении в перлитной области, но также определяют и иной состав аустенита, поскольку они обедняют его как углеродом, так и хромом. Так как хром лишь незначительно повышает точку  $A_3$ , он и не должен оказывать существенного влияния на положение мартенситной точки [49].

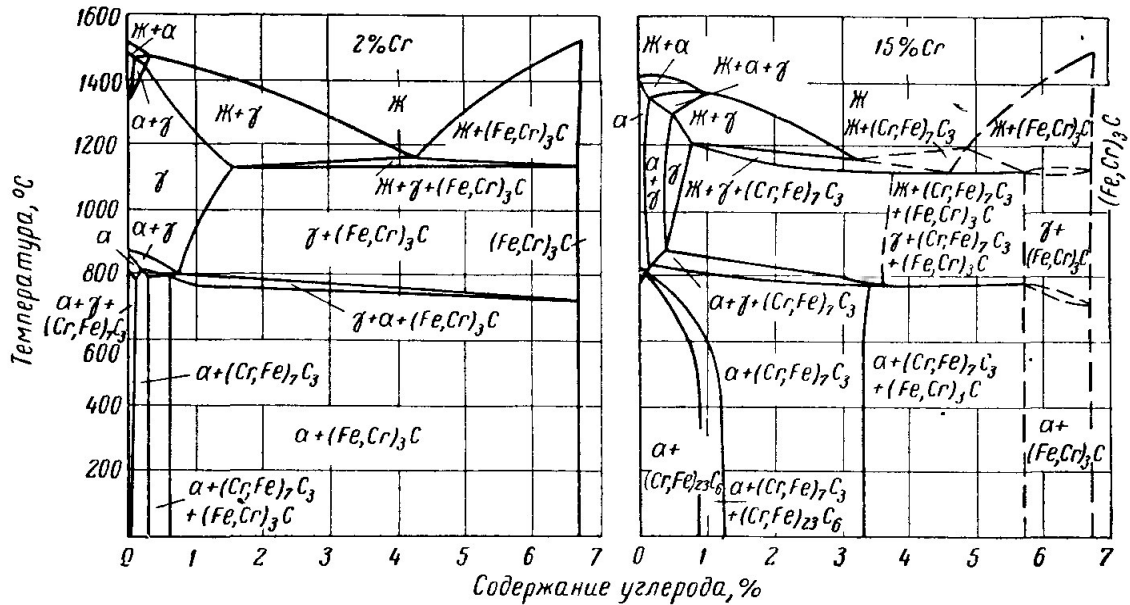


Рисунок 1.7. – Разрез тройной диаграммы системы Fe-Cr-C при 2 % и 15 % Cr [49]

Из-за достаточно сильного сродства хрома к углероду растворение хромосодержащих карбидов требует более высокой температуры и длительного времени выдержки. При нагреве на 1100 °С карбиды в значительной мере растворяются, а обусловливаемое этим растворением повышение содержания углерода и хрома в аустените приводит после соответствующего охлаждения к увеличению закаливаемости и количества остаточного аустенита. Поэтому в хромистой стали способность закаливаться находится в зависимости не только от содержания углерода и хрома, но в еще большей степени от температуры закалки [49].

Хромистая сталь характеризуется повышенной устойчивостью при отпуске, так как при низком отпуске не появляются специальные карбиды, а происходит выделение только части содержащегося в твердом растворе углерода в форме нелегированного или низколегированного карбида. С повышением температуры отпуска идет развитие этого процесса, но без образования частиц новых выделений. Значительная часть углерода остается в растворе, что и вызывает соответствующую задержку в падении твердости, так как углерод связывается с легирующими элементами, что препятствует

его диффузии. Специальные карбиды образуются только тогда, когда температура нагрева при отпуске обеспечивает достаточную подвижность атомов углерода и легирующих элементов [50].

При нагревании до 500-800 °С выделяются карбиды, аустенитная основа обедняется углеродом и хромом. В связи с этим стабильность аустенита уменьшается, то есть мартенситная точка повышается, что при последующем охлаждении до комнатной температуры может приводить к образованию мартенсита [50].

На процесс образования мартенсита влияет стабильность аустенита и удаление температуры деформации от температуры мартенситной точки сплава. Чем выше температура, при которой происходит деформация, то есть чем больше удаление от мартенситной точки, тем стабильнее переохлажденный аустенит, тем менее интенсивен процесс образования мартенсита при деформации. Есть и обратная зависимость – образование мартенсита оказывается тем интенсивнее, чем ниже температура деформации, то есть чем ближе она к мартенситной точке или даже пересекает ее [50].

#### 1.2.2. Факторы, влияющие на количество остаточного аустенита

На количество остаточного аустенита, в большей степени влияют условия нагрева (из-за изменения исходного химического состава аустенита): температура, время выдержки и режим охлаждения. Существует несколько способов значительного увеличения остаточного аустенита:

- повышение температуры нагрева под закалку заэвтектоидных сталей. Количество остаточного аустенита увеличивается, так как повышается содержание углерода в аустените и, как следствие, уменьшается температура начала мартенситного превращения;

- замедленное охлаждение в интервале температур, где происходит мартенситное превращение (эффект стабилизации);

- замедленное охлаждение в интервале температур промежуточного (бейнитного) превращения, которое основано на перераспределении углерода между аустенитом и выделяющейся  $\alpha$ -фазой (изменяет химический состав аустенита) [51].

Уменьшить количество остаточного аустенита можно обработкой холодом и пластической деформацией, которая приводит к появлению дополнительного количества мартенсита при температуре несколько выше точки начала мартенситного превращения [51].

### 1.2.3. Стабильность аустенитной структуры

Главным критерием стабильности аустенита является положение температур  $M_n$  и  $M_d$  [2, 27]. Если деформацию проводить при температуре ниже  $M_d$ , то развивается мартенситное превращение, вызванное этой деформацией.

В работе [52] описаны причины появления мартенсита выше температуры начала мартенситного превращения при охлаждении ( $M_n$ ) в условиях износа (рисунок 1.8). Мартенситное превращение может начаться при температуре  $T_1$ , если внешняя нагрузка снижает требуемую химическую движущую силу  $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha} < \Delta G_{M_n}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ , где

-  $T_1$  выше температуры начала мартенситного превращения при охлаждении ( $M_n$ ), но ниже температуры равновесия исходной – аустенитной ( $\gamma$ ) и мартенситной ( $\alpha$ ) фаз ( $T_0$ );

-  $G_{M_n}$  – критическая величина химической движущей силы, необходимой для  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

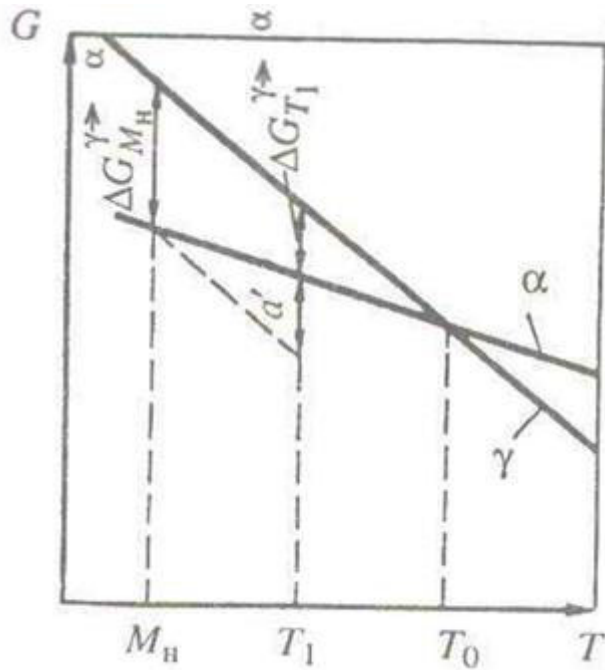


Рисунок 1.8. - Влияние внешней нагрузки на мартенситное превращение [52]

$T$  – температура,  $G$  – энергия Гиббса

В 1972 году Олсоном и Коэном [53] была предложена схема соотношения температуры начала мартенситного превращения при охлаждении и деформации, величины внешнего воздействия (напряжения  $\sigma$ ) и температурной зависимости предела текучести стабильного аустенита ( $\sigma_T^A$ ) (рисунок 1.9).

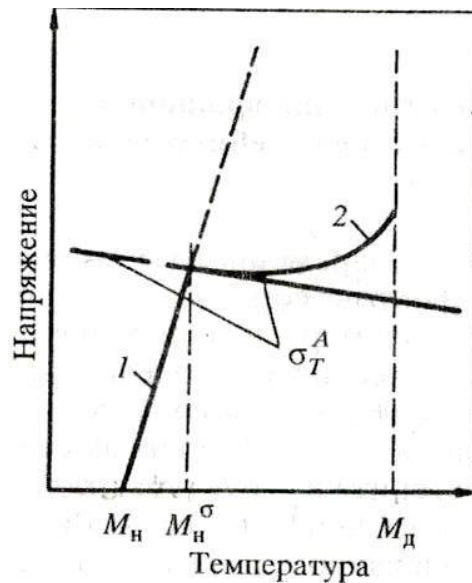


Рисунок 1.9. - Взаимосвязь напряжения и температуры появления мартенсита: 1 – мартенсит напряжения; 2 – мартенсит деформации [53]

Схема показывает условия возникновения мартенсита напряжения и деформации. Выше точки  $M_n$  возникновение мартенсита возможно только при приложении напряжений. Видно, что при приложении упругих напряжений в температурном интервале выше температуры  $M_n$  и ниже точки  $M_n^\sigma$  (температура, вызывающая мартенситное превращение) образуются кристаллы мартенсита – «мартенсит напряжения», превращение начинается до того как исходная фаза стала пластичной. Превращение проходит за счет напряжений (stress assisted transformation). При достижении  $M_n^\sigma$  напряжения становятся равными пределу текучести. Следовательно, при температуре выше  $M_n^\sigma$  начинается пластическая деформация аустенита, которая предшествует появлению мартенсита – «мартенсит деформации», превращение проходит за счет деформации (stress induced transformation). Образуются два вида мартенсита: первый – мартенсит напряжения (пластинчатый, отождествляют с мартенситом охлаждения [54]) и второй – мартенсит деформации (дисперсный, с повышенной твердостью и плотностью дислокаций) [49, 53, 55]. Выше точки  $M_d$  образование мартенсита деформации невозможно. Обычно  $M_d$  на 100-150 °С выше  $M_n$  и зависит от химического состава стали [51]. Интенсивность протекания мартенситного превращения в поверхностном слое в процессе изнашивания определяется типом аустенита и характером легирования [56].

В работе [57] деформационное упрочнение аустенита объясняется процессами, приводящими к повышению общей плотности дислокаций, изменению характера их распределения, измельчению блоков мозаичной структуры и возникновению барьеров Ломера-Коттрелла, а при низких значениях энергии дефектов упаковки – дополнительно деформационным двойникованием и образованием дефектов упаковки.

На стабильность аустенита влияет: 1) химический состав стали; 2) энергия дефектов упаковки: чем выше энергия упаковки, тем выше

стабильность аустенита; 3) количество электронов на внешних электронных оболочках; 4) атомная масса элементов и размеры атомов [58, 59].

#### 1.2.4. Метастабильные стали

Метастабильные аустенитные стали (МАС) обладают интересным сочетанием механических свойств: низкий предел текучести, высокое временное сопротивление, достаточная пластичность и вязкость разрушения [2]. Износостойкость МАС определяется эффективной прочностью образующегося в нем мартенсита деформации, прочность которого зависит от содержания в нем углерода и от величины энергии связи между дислокациями и атомами примесей внедрения (например, V) [60]. Все эти особенности обусловлены протеканием в процессе пластической деформации деформационных мартенситных превращений (ДМП) и высокой способностью аустенита, в результате ДМП, к деформационному упрочнению.

Стойкость сталей с метастабильным аустенитом при изнашивании была обнаружена Минцем Р.И. и Богачёвым И.Н. [61]. Они предложили использовать метастабильный аустенит для существенного повышения сопротивления поверхности материала контактному динамическому нагружению, возникающему при механическом изнашивании, например, в нагруженных штампах холодного деформирования.

Количество мартенсита деформации, образующегося в процессе износа сталей, различно, что указывает на разную устойчивость легированного аустенита к превращению под действием напряжения [56, 62]. В связи с разработкой сталей со структурой метастабильного аустенита в качестве износостойких материалов, представляет интерес изучение влияния факторов на стабильность аустенита.

Хромистые стали обладают большей склонностью к образованию мартенсита деформации, чем хромомарганцевые и хромоникелевые. Повышенное содержание марганца и никеля стабилизируют аустенит [56].

Ванадий влияет на количество и состав остаточного аустенита, и соответственно на мартенситное превращение, когда он присутствует в карбидах хрома. При увеличении содержания V в сталях с 12 % Cr, ванадий связывает углерод в карбиды, вследствие чего уменьшается количество остаточного аустенита. Ванадий, растворившийся в карбидах хрома сталей с 12 % Cr, оказывает небольшое влияние на превращения при закалке и отпуске. Сталь приобретает способность к дисперсионному твердению, возрастающую с увеличением ванадия, растворенного в карбидах Cr, и температуры закалки [38]. Кроме этого, модифицирование ванадием устраняет такой недостаток стали X12M, как карбидная неоднородность, которая может привести к выкрашиванию рабочей кромки и, следовательно, к поломке инструмента [38, 63]. Величина зерна аустенита при низком содержании ванадия (до 1 %) определяется количеством избыточных карбидов хрома, более мелкое зерно при всех температурах закалки сохраняют стали с 12 % Cr [38]. Легирование молибденом помогает получить более мелкое зерно, что способствует более полному развитию мартенситного превращения [64].

О превращении остаточного аустенита под напряжением в штамповой стали X12M говорится в работе [62]. Авторы подтвердили, что устойчивость аустенита под напряжением зависит от его состава и количества. При приложении напряжения после закалки с относительно невысокой температуры (1020-1030 °C), концентрация хрома в аустените составляла менее 4,6 %, а доля превращенного аустенита 7-8%, то есть аустенит обладает хорошей устойчивостью. При повышении температуры нагрева под закалку до 1100 °C (при приложении напряжения) концентрация хрома увеличилась до 7,5-7,8 % и доля превращенного аустенита составила 24-25 %.



### 1.2.5. Использование термической обработки для повышения абразивной износостойкости метастабильных сталей

Термическая обработка заметно влияет на количество и стабильность аустенита. Из работы [23] видно, что в образцах стали X12Ф1 после закалки в масло с 1050 °С аустенита всего 20 % и в сплаве не происходит превращений. После закалки с температуры 1170 °С в стали содержится 84 % аустенита и в процессе изнашивания происходят структурные превращения. В связи с чем твердость уменьшается, а относительная износостойкость увеличивается с 3,015 до 8,250 [23]. В работе [64] отмечается аналогичное влияние термической обработки на высокоуглеродистую хромистую сталь 95Х18, сочетающую в себе высокую износостойкость и устойчивость к коррозии. После высокотемпературной закалки 1125 – 1200 °С в структуре 90 – 100 % остаточного аустенита, в то время как после закалки с относительно невысокой температуры 1025 °С в её структуре 26 % аустенита [64, 65]. В связи с этим был сделан вывод, что упрочнение зависит от насыщения аустенита хромом и углеродом, следовательно, от температуры закалки [65].

Авторами работы [66] было исследовано влияние температуры нагрева под закалку на сталь 150ХНМЛ с метастабильным аустенитом с целью достижения максимальной износостойкости. Исходная структура стали 150ХНМЛ состоит из небольшого количества неравномерно распределённых участков карбидной эвтектики (ледебурита, в среднем около 5 %), вторичного цементита по границам и внутри зёрен, а также продуктов диффузионного распада аустенита. При повышении температуры нагрева под закалку ( $t_{\text{зак}}$ ) до 850 °С в структуре наряду с мартенситом сохраняется избыточный цементит в виде сетки по границам и пластин внутри зёрен, при  $t_{\text{зак}} = 1000$  °С формируется структура мелкоигльчатого мартенсита с равномерно распределёнными карбидами, при  $t_{\text{зак}} > 1000$  °С мартенсит становится крупноигльчатым и наблюдается рост зерна [66].

Повышение температуры от 900 °С до 1170 °С приводит к растворению карбидов типа  $M_7C_3$  и увеличению остаточного аустенита с 0 % до 25 %.

Вследствие чего твердость уменьшается, а износостойкость растет. Наибольшая износостойкость сталей 150ХНМЛ обеспечивается после закалки от 1170 °С [66].

Предложенная А.П Гуляевым [67] операция термической обработки – обработка холодом – охлаждение закаленной стали до отрицательных температур (ниже мартенситной точки  $M_k$ ) для обеспечения полного или частичного превращения остаточного аустенита в мартенсит и как следствие – повышения свойств (преимущественно твердости) и стабилизации размеров – широко применяется для многих изделий из стали с высоким содержанием углерода (инструменты, подшипники, цементированные детали, калибры и т.д.). Например, для быстрорежущих и легированных сталей обработка холодом после закалки является часто необходимой составляющей технологии окончательной термообработки для повышения твердости и износостойкости. Этот вид термической обработки практически осуществим в том случае, когда температура конца мартенситного превращения  $M_k$  лежит ниже комнатной температуры. Глубина охлаждения определяется положением этой температуры [68].

Существенную роль при назначении режима термической обработки холодом играет явление термической стабилизации аустенита. Если температура, при которой начинает развиваться этот процесс, ниже комнатной, то глубокое охлаждение можно проводить через любой промежуток времени после закалки. В том случае, когда термическая стабилизация протекает в районе комнатных температур, глубокое охлаждение следует проводить немедленно после закалки во избежание сохранения значительных количеств остаточного аустенита после обработки холодом [67-69].

В работе [65] у стали 95Х18 после высокотемпературной закалки и обработки холодом наблюдалось 100 % остаточного аустенита, что обуславливало способность к упрочнению в процессе трения и как следствие высокую износостойкость. Обработка холодом после закалки с температуры

1040-1050 °С незначительно влияет на износостойкость, так как содержание аустенита в структуре составляет 5-10 % [62].

В работе [4] изучено влияние температуры отпуска и обработки холодом на износостойкость закаленной от 1050 °С стали X12M при усталостном виде изнашивания. Максимальная абразивная износостойкость наблюдается у закаленного неотпущенного образца или отпущенного при очень низких температурах (менее 150 °С). Отпуск при более высоких температурах вызывает резкое снижение износостойкости. При температуре отпуска выше 300 °С наблюдается плавное снижение твердости на 6-7 HRC. Увеличение температуры отпуска до 500 °С приводит к резкому падению твердости. Обработка холодом не оказывает существенного влияния на абразивную износостойкость закаленной и отпущенной при 150 – 200 °С стали. В условиях трения закаленная, обработанная холодом и отпущенная при 150 - 200 °С сталь X12M характеризуется существенно меньшим износом (по массе), чем сталь, отпущенная при оптимальной температуре дисперсионного твердения (500 °С) [4]. Также результаты работы [4] показывают возможность увеличения абразивной износостойкости стали X12M за счет ее обработки на вторичную твердость.

#### 1.2.6. Формирование нанокристаллических структур трения в поверхностном слое сталей при адгезионном и абразивном видах изнашивания

По данным работ [70, 71], абразивное воздействие на высокоуглеродистую сталь после сильной пластической деформации вызывает диспергирование поверхностного слоя. Это приводит к появлению нанокристаллической структуры (НКТС), как у закаленной низкоотпущенной стали У8 при адгезионном изнашивании. Результаты работ свидетельствуют о том, что условия пластического деформирования микрообъемов поверхностного слоя металлических материалов при абразивном и адгезионном видах изнашивания качественно во многом подобны. При абразивном воздействии уровень дисперсности возникающих НКТС

меньше. Это связано с тем, что при абразивном изнашивании глубина развития деформационных процессов в поверхностном слое металлических материалов, как правило, меньше, чем в условиях адгезионного изнашивания [70, 71]. Следовательно, как при адгезионном, так и при абразивном изнашивании толщина слоя, имеющего нанокристаллическое строение, не превышает нескольких процентов от общей толщины пластически деформированного слоя материала. Возникновение НКТС под воздействием абразивных частиц свидетельствует о том, что процесс пластической деформации сталей при абразивном изнашивании происходит по ротационному механизму и, следовательно, роль данного механизма и, соответственно, НКТС в сопротивлении сталей и сплавов абразивному изнашиванию весьма велика [70, 71].

Главную роль в формировании НКТС при абразивном изнашивании материалов очевидно играет процесс микроцарапания (пластического оттеснения) поверхностного слоя. Действие ротационного механизма деформации приводит к образованию нанокристаллических структур на поверхности абразивного изнашивания различных металлов и сплавов, включая и такие твердые и хрупкие материалы, как закалённые на мартенсит высокоуглеродистые стали [70, 71].

### **1.3. Обзор технологий производства цилиндрических втулок буровых насосов**

Важная роль в промышленности Российской Федерации отводится нефтегазовой отрасли, занимающейся добычей, переработкой, транспортировкой, продажей полезных ископаемых, а также бурением и производством специального оборудования. К такому оборудованию относится буровой насос (рисунок 1.10), который предназначен для циркуляции бурового шлама и очистки скважин от породы.

В процессе эксплуатации буровых насосов вследствие циклических нагрузок при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным

абразивным воздействием промывочной жидкости, представляющей собой глинистый раствор на водной основе с плотностью до  $2000 \text{ кг/м}^3$  и с содержанием частиц с микротвердостью свыше  $12000 \text{ МПа}$  до  $3 \%$  по объему, наиболее быстро изнашиваются цилиндрические втулки (рисунок 1.11).

Изнашивание способствует быстрому выходу втулок из строя и появлению недопустимо больших зазоров в узле трения «втулка-поршень». В связи с этим представляется актуальной разработка новых износостойких материалов и режимов их термической обработки, обеспечивающих максимальную способность к упрочнению поверхности. Это позволит сократить издержки на обслуживании буровых установок, в частности за счет снижения сроков восстановления и замены насосов.



Рисунок 1.10 – Буровой насос



Рисунок 1.11 – Втулки буровых насосов

На ОАО «Уралмашзавод» было опробовано в изготовлении и эксплуатации в промышленных условиях несколько вариантов материалов и технологий изготовления:

1. Цилиндрические втулки из стали 60 с закалкой ТВЧ, изготавливаемые из трубной заготовки, с твердостью закаленного слоя минимум HRC 55 и толщиной закаленного слоя не менее 3 мм, показали наработку в эксплуатации 100 - 150 часов.

2. Цилиндрические втулки из сталей 12ХН2 или 12ХН3А с упрочнением методом цементации, изготавливаемые из трубной заготовки (по ГОСТ 8731-87 выпускаются трубы из стали 12ХН2, по ГОСТ 8732-78 выпускаются

трубы диаметром 245 мм с толщиной стенки 50 мм), с твердостью закаленного слоя HRC 57-63 и толщиной слоя 1,4 – 1,9 мм, показали наработку в эксплуатации 250-300 часов.

Изготовление втулки по этому варианту является весьма затратной операцией в связи с высокой стоимостью заготовки и себестоимостью процесса цементации на значительную глубину.

3. Биметаллические цилиндрические втулки, изготовленные из литых заготовок из чугуна ЧХ20М с твердостью закаленного слоя минимум HRC 61 и толщиной слоя не менее 3 мм. По заключению специалистов Уралмашзавода, втулки из чугуна ЧХ20М по сравнению с чугуном ЧХ25МФТ, наработка втулок из которого достигает 800 часов, имеют стойкость на 10-15 % ниже. Нарботка втулки из литой трубной заготовки из чугуна ЧХ25МФТ составляет примерно 800 часов, но из-за хрупкости чугуна время работы может существенно уменьшиться. По внутреннему диаметру втулка должна обладать точно требуемой геометрической формой, что затрудняет процесс ее изготовления. Изготовление биметаллических втулок в настоящее время в условиях ОАО «Уралмашзавод» экономически и технологически нецелесообразно.

Использование химико-термической обработки (цементации и ионного азотирования) и покрытий оказалось неэффективным по технологическим или экономическим соображениям.

В связи с этим необходимо подобрать износостойкие материалы и рациональные технологии производства цилиндрических втулок буровых насосов, а также аналогичных по условиям работы деталей. Одними из наиболее эффективных и в то же время экономически доступных для крупного серийного производства материалов являются стали, в которых при определенных условиях сформирована метастабильная структура, приобретающая в результате фазовых превращений необходимые свойства за счет качественного и количественного изменения структурных составляющих [72-74].

#### 1.4. Выводы и постановка задач исследования

Ранее проведенными исследованиями [1, 4, 41, 46, 65, 66, 75] показано, что высокоуглеродистые хромистые сплавы мартенситно-карбидного класса со структурой, состоящей из мартенсита, остаточного аустенита и специальных карбидов являются эффективными материалами в условиях абразивного изнашивания, в частности для деталей нефтегазового бурового оборудования, рабочих втулок грязевых насосов, а также матриц прессов для изготовления огнеупоров и др. Стойкость таких деталей, эксплуатируемых в условиях интенсивного абразивного или гидроабразивного изнашивания, лимитирует межремонтный срок работы оборудования вследствие недопустимого изменения размеров рабочих поверхностей. Успешные разработки высокоазотистых сталей [76-79] пока не нашли широкого применения в буровой технике.

В разных вариантах конструкций для изготовления втулок используются различные материалы, но, как правило, срок их службы не превышает 200-300 часов, после чего происходит недопустимое изменение размеров в паре трения «втулка-поршень». Поэтому выбор технологичного материала для изготовления втулок с высокой эксплуатационной стойкостью остаётся актуальной проблемой при производстве конкурентно-способных буровых насосов.

Опробование вариантов различных классов материалов цилиндрических втулок и технологий их изготовления показало, что углеродистая сталь 60 с закалкой ТВЧ, износостойкие хромистые чугуны типа ЧХ20М не обладают достаточной стойкостью или неприемлемы вследствие хрупкости. Использование химико-термической обработки (цементации и ионного азотирования) и покрытий оказалось неэффективным по технологическим или экономическим соображениям.

В связи с этим целесообразно использование резервов повышения абразивной износостойкости втулок насосов, изготовленных из инструментальных хромистых сталей ледебуритного класса 95X18 и X12МФЛ, имея в виду формирование структуры металлической основы этих сталей с метастабильным аустенитом, легированным большим количеством углерода и хрома, с целью достижения максимального сопротивления абразивному изнашиванию.

Известно, что образование большого количества остаточного аустенита после высокотемпературной закалки стали X12М позволяет заметно повысить абразивную износостойкость вследствие превращения метастабильного аустенита в мартенсит на рабочей поверхности [4-6]. С другой стороны, обработка холодом таких сталей предоставляет возможность в процессе охлаждения ниже комнатной температуры получить более высокую твердость и размерную стабильность штампов холодной штамповки [4-6].

Изучение влияния совмещения высокотемпературной закалки с обработкой холодом на фазовый состав и абразивную износостойкость высокохромистых сталей 95X18 и X12МФЛ и белых хромистых чугунов 260X16М2 и 250X25МФТ представляет научный интерес. Этот вариант обработки применительно к изготовлению втулок грязевых насосов и лопаток дробеструйных аппаратов может обеспечить метод дополнительного повышения их эксплуатационной стойкости, что позволит снизить себестоимость втулок и лопаток.

В связи с поставленной задачей в данной работе проведено изучение взаимосвязи формирующейся структуры исследуемых сталей и чугунов в процессе изготовления и термической обработки деталей и структурных изменений на рабочей поверхности в процессе абразивного изнашивания с их износостойкостью. В результате проведенного исследования выбраны материалы и предложены режимы их комплексной термической обработки применительно к втулкам буровых насосов и лопаткам дробеструйных



установок, обеспечивающие повышение уровня эксплуатационных свойств и  
увеличения межремонтного срока работы изделий.

## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1. Материалы исследования

Исходя из задач, поставленных в предыдущих разделах, объектами исследования являлись метастабильные аустенитные стали системы Fe-Cr-C - X12МФЛ и 95X18 и износостойкие хромистые чугуны – 260X16M2 и 250X25МФТ. Химический состав сплавов приведен в таблице 2.1

Для исследований были изготовлены образцы 10×10×25 мм из центробежно литых заготовок штамповой стали X12МФЛ и горячекатаного круга диаметром 50 мм коррозионно-стойкой шарикоподшипниковой стали 95X18, прошедших отжиг по стандартной технологии.

Для сравнения использовались образцы высокоуглеродистых сплавов, легированных хромом до 5 %, химический состав приведен в таблице 2.2.

Таблица 2.1 - Химический состав, исследуемых сплавов, % по массе (основа Fe)

| № | Марка     | C         | Cr        | Mo      | Si      | Mn       | V        | Ti    | Ni    | S     | P     |
|---|-----------|-----------|-----------|---------|---------|----------|----------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | X12MΦ     | 1,45-1,65 | 11,0-12,5 | 0,4-0,6 | 0,1-0,4 | 0,15-0,3 | 0,15-0,3 | -     | <0,35 | <0,03 | <0,03 |
| 2 | 95X18     | 0,9-1,0   | 17,0-19,0 | -       |         | -        | -        | < 0,2 |       |       |       |
| 3 | 250X25MΦT | 2,52      | 24,8      | 0,8     | 0,6     | 0,6      | 0,22     | 0,12  |       |       |       |
| 4 | 260X16M2  | 2,62      | 16,2      | 2,15    | 0,52    | 0,5      | -        | -     |       |       |       |

Таблица 2.2 - Химический состав сплавов, % по массе (основа Fe)

| № | Марка  | Cr       | C         | Mo      | Ni       | V       | Si       | S | P |
|---|--------|----------|-----------|---------|----------|---------|----------|---|---|
| 1 | 150XHM | 0,9-1,25 | 1,4-1,6   | 0,1-0,3 | 0,8-1,25 | -       | 0,25-0,5 |   |   |
| 2 | 9X5MΦC | 4,7-5,3  | 0,85-0,95 | 0,2-0,4 | < 0,6    | 0,1-0,2 | 1,0-1,5  |   |   |

## 2.2. Методика и технология получения образцов с различной исходной структурой

Термическую обработку, исследуемых образцов проводили в муфельной печи камерного типа ПК-1 с терморегулятором РТ-10. Рабочий диапазон температур печи – 200 – 1200 °С.

1. Образцы с различной исходной структурой подвергались закалке в масле. Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850 – 1170 °С), выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин (таблица 2.3).

Таблица 2.3 – Виды термической обработки

| №<br>п/п | Вид термической обработки     |                               |                               |                               |
|----------|-------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|
|          | <b>X12MФЛ</b>                 | <b>95X18</b>                  | <b>250X25MФТ</b>              | <b>260X16M2</b>               |
| 1        | закалка в масле<br>от 900 °С  | закалка в масле<br>от 900 °С  | закалка в масле<br>от 900 °С  | закалка в масле<br>от 900 °С  |
| 2        | закалка в масле<br>от 1000 °С | закалка в масле<br>от 1000 °С | закалка в масле<br>от 1000 °С | закалка в масле<br>от 1000 °С |
| 3        | закалка в масле<br>от 1100 °С | закалка в масле<br>от 1100 °С | закалка в масле<br>от 1100 °С | закалка в масле<br>от 1100 °С |
| 4        | закалка в масле<br>от 1170 °С | закалка в масле<br>от 1170 °С | закалка в масле<br>от 1170 °С | закалка в масле<br>от 1170 °С |

2. Закаленные образцы подвергались обработке холодом в течение 20 мин при температурах: -40, -70, -196 °С в камере криостата (таблица 2.4). Для обработки холодом использовали жидкий азот.

Таблица 2.4 – Режимы обработки холодом

| №п/п | Вид термической обработки                               |   |
|------|---|---|
|      | <b>X12MФЛ</b>   | <b>95X18</b>  |
| 1    | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -40 °С  | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом -40 °С   |
| 2    | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -70 °С  | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -70 °С  |
| 3    | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -196 °С | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -196 °С |
|      | <b>250X25MФТ</b>  | <b>260X16M2</b>   |
| 4    | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -100 °С | закалка в масле от 1170 °С и обработка холодом, -100 °С |

3. Обычно образцы после закалки подвергали низкому отпуску при температуре 200 °С в течение 2-х часов. При повышении температуры отпуска до 250 °С происходит резкое снижение способности мартенсита к упрочнению в процессе изнашивания, что обусловлено уменьшением содержания углерода в твёрдом растворе [4]. Часть образцов после закалки от 1000 и 1170 °С отпускали при температурах 200 - 700 °С шагом 50 - 100 °С, в течение 2 часов с целью изучения влияния отпуска на фазовый состав и износостойкость исследуемых материалов.

Выбор температур закалки в диапазоне 900 - 1200 °С проводился с учетом диаграмм состояния сплавов систем Fe-Cr-C.

## 2.3. Методика оценки способности к упрочнению и стойкости материалов в условиях абразивного изнашивания

### 2.3.1. Испытание на абразивное изнашивание

Испытание проводилось методике по закрепленному абразиву на лабораторной установке [35, 74, 75] схожей с известной методикой М.М. Хрущева. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481[80] на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг.

Абразивную износостойкость определяли по результатам двух параллельных испытаний с расчетом относительной износостойкости  $\varepsilon$  по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta M_{\Sigma}}{\Delta M_0},$$

где  $\Delta M_{\Sigma}$  – потеря массы образца-эталоны из валковых сталей 9Х5МФС для сталей и 150ХНМ для чугунов после закалки от 900 °С и низкого отпуска (0,4100 г) [81];

$\Delta M_0$  – потеря массы испытуемого образца, которая составляла менее 1 % на пути трения 30 м для сталей и 120 м для чугунов [66]. Взвешивание образцов до и после испытания проводили на аналитических весах с ценой деления 0,1 мг.

### 2.3.2. Испытание на твердость и микротвердость

Твердость измерялась на стандартных образцах по методу Роквелла по шкале С, согласно ГОСТ 9013-59 [82] на твердомере, соответствующему ГОСТ 23677-79 [83].

Измерение микротвердости производилось на приборе марки ПМТ-3, в соответствии с ГОСТ 9450-76 [84] при нагрузке 0,98 и 0,49 Н.

Каждую характеристику определяли как средне арифметическое пяти - десяти измерений. Относительная ошибка измерений не более 3-5 %.

## **2.4. Методика изучения структуры и фазового состава образцов**

### **2.4.1. Металлографический анализ**

Проводился с помощью оптического микроскопа Olympus JX51 при увеличениях 200 – 500. Для выявления структуры образцы подвергались механической шлифовке на шлифовальной шкурке с разной зернистостью, полированию поверхности шлифа на полировальном круге с алмазной пастой, промывке в воде и этиловом спирте с последующим химическим травлением в реактиве. В качестве реактива использовали царскую водку ( $\text{HNO}_3 + 3 \text{HCl}$ ), травление 30-50 с, при комнатной температуре.

### **2.4.2. Рентгеноструктурный фазовый анализ**

Рентгеноструктурный фазовый анализ использовали для определения фазового состава сталей после различных термических обработок до и после испытания на изнашивание и периодов кристаллической решетки. Съёмку закаленных образцов проводили со шлифов, подвергнутых электролитической полировке (хромовый ангидрид  $\text{CrO}_3$  + ортофосфорная кислота  $\text{H}_3\text{PO}_4$ ) после первичной обработки экспериментальных данных. Первичную обработку (вычитание фона, разделение и вычитание  $K_{\alpha_2}$ -линии) выполняли с помощью программного комплекса Shimadzu, позиции пиков определяли с помощью программы ORIGIN, подгоняя функцию Лоренца под экспериментальные данные.

Анализ проводился на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu (излучение:  $\text{CuK}\alpha$ , угловой диапазон 35 - 120°, шаг 0.02°, время в точке 1,5 сек.). Идентификация фаз проводилась с использованием базы данных PDF-2 международного центра дифракционных данных ICDD (The International

Centre for Diffraction Data). Расчет параметров элементарной ячейки был выполнен методом наименьших квадратов по 6 независимым рефлексам программой РТП (Рентгеноструктурный табличный процессор, версия 3,3а, 2002 г, Copyright: freeware Чеботарев К.И., Голубев А.В., Поддъяков М.Л., Чеботарев Я.И. ВНИИ Неорганических материалов, г. Москва). Максимальное отклонение расчетного значения  $2\theta$  от измеренного не превышало  $0.02^\circ$ . Ошибка метода составляет 5 %.

#### 2.4.3. Электронно-микроскопический анализ

Применяли для изучения тонкой структуры стали и фазового состава после высокотемпературной обработки после абразивного изнашивания. Исследование проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг, полученных из поверхностного слоя образцов на микроскопе ЭМВ-100Л.

От поверхности образца тонким вулканитовым кругом с интенсивным охлаждением отрезались заготовки для исследования толщиной около 300 мкм, которые затем утонялись последовательно односторонней механической и электролитической полировкой в универсальном электролите до появления микроскопического отверстия, которое подвергалось электронно-микроскопическому исследованию. Съемка осуществлялась на расстоянии 1-2 мкм от поверхности. Электронограммы снимали с фольги в режиме электронографа [85].

#### 2.4.4. Дилатометрический анализ

Включал в себя определение структурных превращений, критических температур и температуры начала мартенситного превращения. Анализ проводился на высокотемпературном дилатометре «Linseis L78» прямого измерения по следующими режимами: нагрев со скоростью  $200^\circ\text{C}/\text{мин}$  до  $900^\circ\text{C}$ ,  $1000^\circ\text{C}$ ,  $1100^\circ\text{C}$  с последующим охлаждением с каждой



температуры. Дилатометр оснащен кварцевым держателем. Температура при проведении опытов фиксировалась с помощью термопары типа К.

Для измерений использовали образцы стандартных размеров ( $l = 50 \pm 0,3$  мм;  $d = 5$  мм) и образцы с размерами ( $l = 10 \pm 0,3$  мм;  $d = 3$  мм).

#### 2.4.5. Микрорентгеноспектральный анализ

Выполнялся на растровом электронном микроанализаторе Philips SEM 535 с приставкой Jeol JSM – 6490LVc системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350.

### **ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ X12МФЛ И 95X18**

Выше приведенный аналитический обзор показал, что способность стали к упрочнению в процессе нагружения зависит от следующих характеристик: количества и состава аустенита, на которые влияют химический состав стали и температура нагрева. Температура нагрева оказывает существенное влияние на степень растворения карбидной фазы и насыщения легирующими элементами твердого раствора и, как следствие, на износостойкость стали.

*Цель данного раздела работы* – исследование влияния температуры нагрева под закалку (900 °С, 1000 °С, 1100 °С и 1170 °С) сталей X12МФЛ и 95X18 на их износостойкость и выбор оптимального режима термической обработки для получения максимальной износостойкости в сочетании с повышенной конструкционной прочностью.

#### **3.1. Взаимосвязь фазового состава, исходной твёрдости рабочей поверхности и способности к упрочнению в процессе нагружения закалённых по различным режимам сталей с их износостойкостью**

Выбор технологичного материала для изготовления втулок с высокой эксплуатационной стойкостью остаётся актуальной проблемой. Считается, что наиболее простым и в большинстве случаев адекватным критерием абразивной износостойкости применительно к углеродистым и легированным конструкционным и инструментальным сталям при условии сочетания с кондиционной структурой служит исходная твёрдость. Поскольку содержание углерода служит основным средством, определяющим структуру, твёрдость и механические свойства углеродистых и легированных сталей. В связи с увеличением количества перлита, карбидов и содержанием углерода в мартенсите, то износостойкость в отожжённом и особенно в закалённом

состояниях соответственно имеет сильно выраженную зависимость от концентрации углерода в сталях. К условно износостойким можно отнести стали, содержащие 0,6 % С и выше, которые после закалки приобретают максимальную твёрдость, то есть закаляемость их достигает практически насыщения. К ним относятся инструментальные и подшипниковые стали. Эффективными материалами для эксплуатации в условиях изнашивания являются сплавы с карбидным упрочнением и металлической основой, состоящей из мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита, например, высокоуглеродистые коррозионно-стойкая подшипниковая, штамповая и валковая стали 95X18, X12МФЛ.

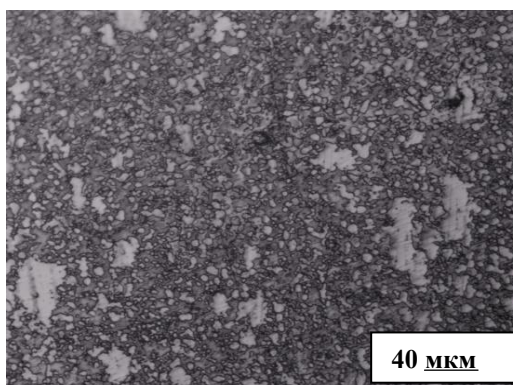
Следует отметить, что исследуемые стали содержат высокое содержание хрома – от 12 % до 18 %. Для таких сталей, легированных хромом, характерно технологическое преимущество: обеспечение минимальных объемных и линейных изменений при закалке [37, 67]. Также хром сужает  $\gamma$ -область, образует специальные карбиды, увеличивает прокаливаемость стали, повышает прочность и вязкость и способствует сохранению более мелкого зерна [37].

X12МФЛ и 95X18 являются сталями ледебуритного класса. В исходном состоянии (после стандартной термообработки: нормализации и отпуска), литая сталь X12МФЛ имеет ячеисто-дендритную структуру, в которую входит около 25 % превращенной аустенитно-карбидной эвтектики скелетообразной формы, образовавшейся по границам первичных кристаллов аустенита, продуктов диффузионного распада аустенита и вторичных карбидов внутри ячеек.

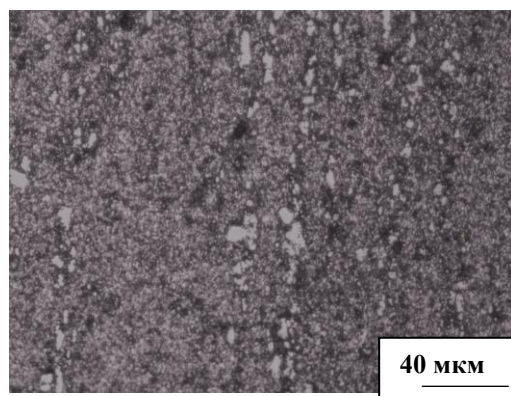
Структура горячедеформированной стали 95X18 в исходном состоянии (рисунок 3.1, а) состоит из раздробленной прокаткой аустенитно-карбидной эвтектики и строчечных карбидных включений (избыточные карбиды).

Температура нагрева под закалку оказывает влияние на структуру обеих сталей. При повышении температуры закалки в стали X12МФЛ все структурные изменения происходят внутри ячеек – видно уменьшение

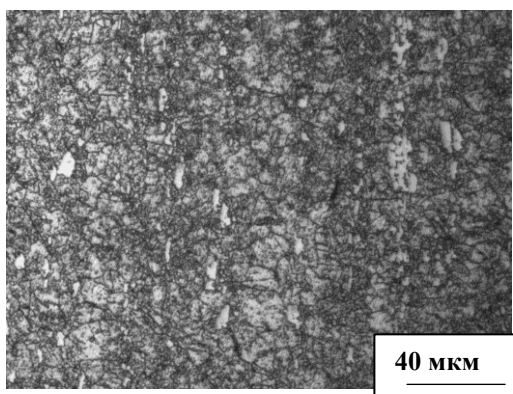
количества вторичных карбидов и появление участков остаточного аустенита, что подтверждается данными рентгена (таблица 3.1). Размер ячеек, окружённых эвтектикой, остаётся неизменным, примерно 20 - 30 мкм (рисунок 3.2, а, б, в) [86]. С повышением температуры нагрева под закалку структура стали 95X18 существенно меняется. До 1000 °С в структуре содержится высокодисперсный мартенсит (скрытокристаллический, или бесструктурный мартенсит), первичные, более крупные карбиды, вытянутые вдоль прокатки и вторичные карбиды (рисунок 3.1, б). С увеличением температуры аустенизации происходит растворение карбидов и значительное увеличение количества остаточного аустенита (рисунок 3.1, в, г, д), что подтверждается данными рентгенофазового анализа (см. таблицу 3.1) [87].



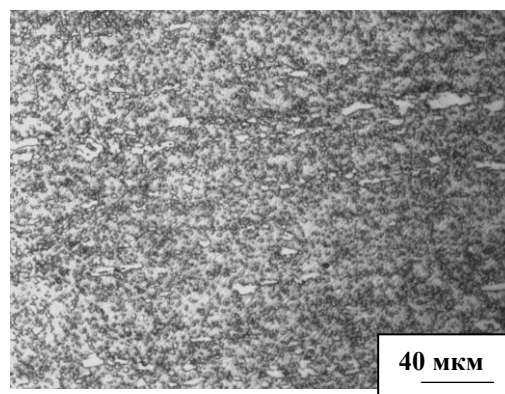
а



б

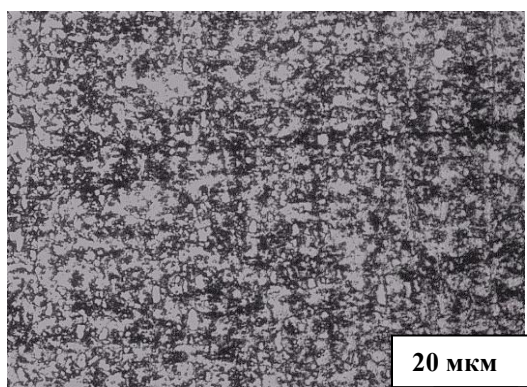


в



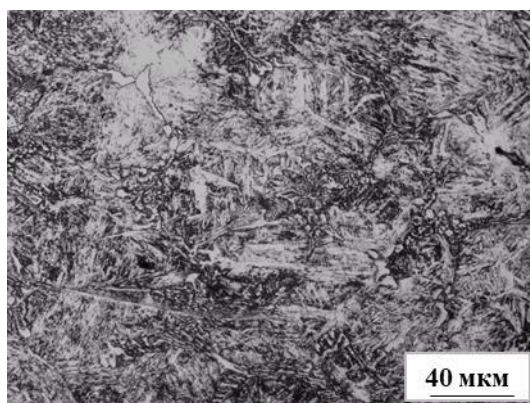
г

-продолжение-

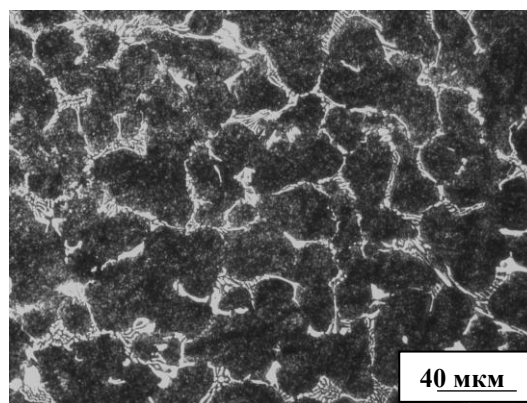


д

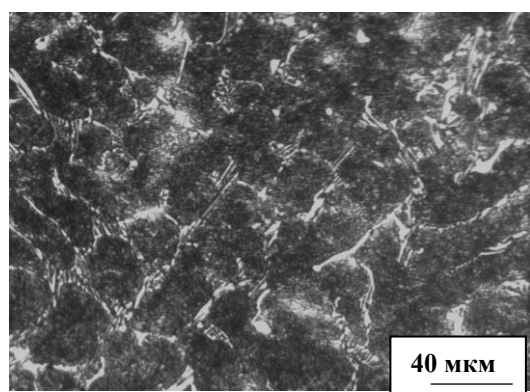
Рисунок 3.1 - Микроструктура стали 95X18: а – в исходном состоянии и после закалки от различных температур: б – 900 °С; в – 1000 °С; г – 1100 °С; д - 1170 °С



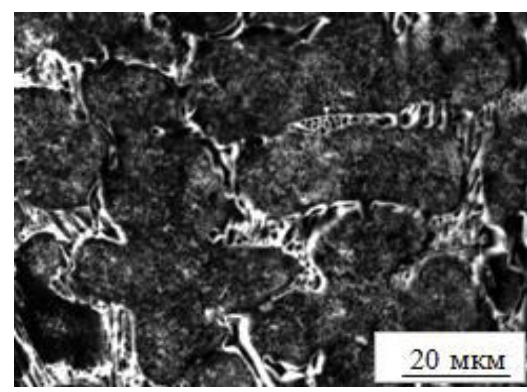
а



б



в



г

Рисунок 3.2. - Микроструктура стали X12MФЛ после закалки от различных температур: а – 900 °С мартенсит охлаждения; б – 1000 °С; в – 1100 °С; г – 1170 °С



Влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав изучено в работах ряда авторов. Повышение температуры нагрева вызывает постепенное растворение вторичных карбидов  $M_7C_3$  в стали X12МФЛ и  $M_{23}C_6$  в стали 95X18 [37]. Это приводит к увеличению количества остаточного аустенита в стали X12МФЛ от 0 до 60 % (рисунок 3.3) и в стали 95X18 от 0 до 95 % (рисунок 3.4) при температурах закалки 900 °С и 1170 °С соответственно. Фазовый состав образцов сталей после различных термических обработок определен методом рентгенофазового анализа и представлен в таблице 3.1. Видно, что с увеличением температуры нагрева под закалку увеличивается количество остаточного аустенита вплоть до 95 % (для стали 95X18 после закалки от 1170 °С).

Прогрессирующее по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом вызывает снижение твердости HRC стали X12МФЛ вследствие снижения температуры начала мартенситного превращения и увеличения количества остаточного аустенита в структуре. При температурах закалки от 900 °С до 1050 °С зависимость твердости сталей описывается монотонно возрастающей кривой аналогичной известным из литературы. После нагрева до 1100 °С и выше наблюдается резкое падение твердости – с 59 до 49 HRC (при температуре закалки 1170 °С) (см. рисунок 3.3). Величина твердости зависит от соотношения двух основных, противоположно действующих факторов: 1 – увеличения количества остаточного аустенита, снижающего твердость; 2 – роста концентрации углерода в мартенсите [88]. Для данной стали, начиная от  $t_{\text{зак}} = 1000$  °С, первый фактор превалирует, что вызывает снижение ее твердости после закалки. Качественно аналогичное изменение фазового состава наблюдалось и для стали 95X18, твердость которой уменьшилась от 62 до 44 HRC при повышении температуры закалки до 1100 °С - 1170 °С (см. рисунок 3.4).

Таблица 3.1 - Фазовый состав металлической основы сталей X12MФЛ и 95X18 после закалки от разных температур

| № п/п        | Температура нагрева под закалку | Фазовый состав               |
|--------------|---------------------------------|------------------------------|
| Сталь 95X18  |                                 |                              |
| 1            | 900 °С                          | *95 % $\alpha$               |
| 2            | 1100 °С                         | 45% $\gamma$ , 53% $\alpha$  |
| 3            | 1170 °С                         | *95% $\gamma$                |
| Сталь X12MФЛ |                                 |                              |
| 1            | 900 °С                          | *95 % $\alpha$               |
| 2            | 1100 °С                         | 20% $\gamma$ , 80 % $\alpha$ |
| 3            | 1170 °С                         | 60% $\gamma$ , 40% $\alpha$  |

\*В образцах после закалки от 900 °С отмечены следы остаточного аустенита и мартенсита после 1170 °С, соответственно.

Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, снижению критической скорости закалки и, как следствие, увеличению прокаливаемости, кроме того, насыщение хромом увеличивает теплостойкость, что положительно влияет на упрочнение поверхности при изнашивании.

В противоположность твердости, износостойкость сталей 95X18 и X12MФЛ возрастает при повышении температуры нагрева под закалку (рисунок 3.3 и рисунок 3.4). Этот факт подтверждает, что остаточный аустенит определенного состава и стабильности важен для обеспечения высокой износостойкости. Максимальная износостойкость достигается после закалки от 1170 °С (для стали X12MФЛ,  $\epsilon=4,1$ ; для 95X18,  $\epsilon=6$ ).

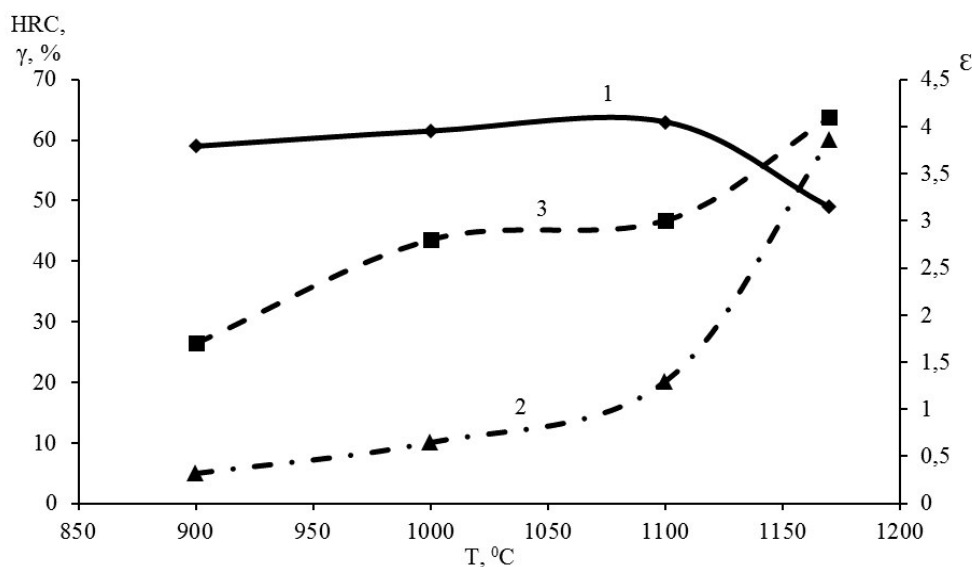


Рисунок 3.3 - Зависимость количества остаточного аустенита, твёрдости и относительной абразивной износостойкости от температуры нагрева под закалку стали X12MΦЛ: 1- твердость (HRC); 2 – количество остаточного аустенита ( $\gamma_{\text{ост}}$ , %); 3 – относительная износостойкость ( $\epsilon$ )

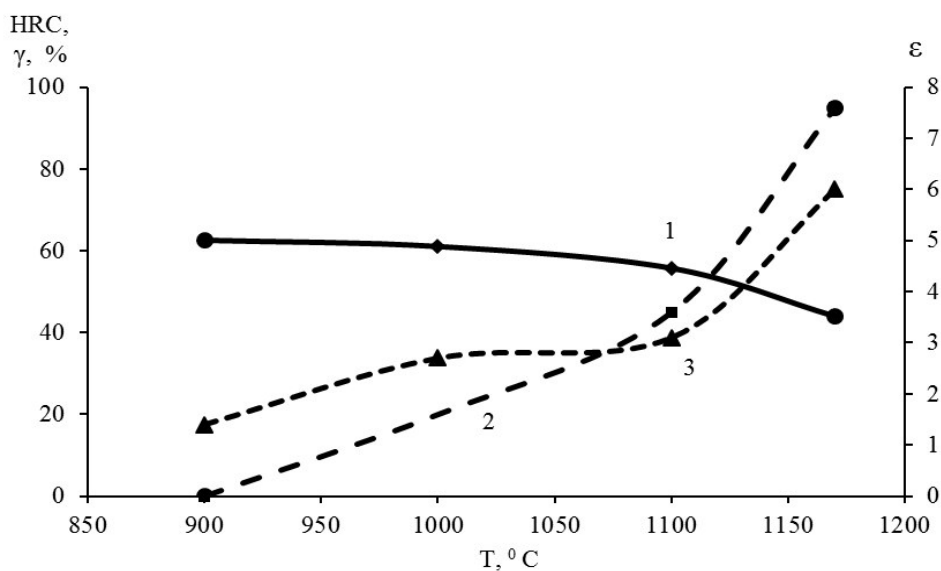


Рисунок 3.4 - Зависимость количества остаточного аустенита, твёрдости и относительной абразивной износостойкости от температуры нагрева под закалку стали 95X18: 1- твердость (HRC); 2 – количество остаточного аустенита ( $\gamma_{\text{ост}}$ , %); 3 – относительная износостойкость ( $\epsilon$ )



В условиях абразивного изнашивания стали имеют сравнительно высокие значения относительной износостойкости, например, в сравнении с высокоуглеродистой инструментальной сталью перлитного класса, имеющей после высокотемпературной закалки также частично аустенитную структуру [66], что, очевидно, связано с более высоким содержанием хрома. Основные характеристики для стали X12MФЛ приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 - Результаты испытаний образцов стали X12MФЛ на абразивное изнашивание после закалки в масло от разных температур

| Режим термообработки | Потери массы, $\Delta M$ , г | HRC | $\varepsilon$ | $H_{пов.}$ , ГПа |
|----------------------|------------------------------|-----|---------------|------------------|
| Закалка с 900 °С     | 0,2355                       | 59  | 1,7           | 10,5             |
| Закалка с 1000 °С    | 0,1424                       | 61  | 2,8           | 11,1             |
| Закалка с 1100 °С    | 0,1366                       | 63  | 3,0           | 12,0             |
| Закалка с 1170 °С    | 0,0978                       | 49  | 4,1           | 12,2             |

Для определения характера фазовых превращений и критических температур в процессе нагрева и охлаждения было проведено dilatометрическое исследование образцов исследуемых сталей. Температура аустенитизации, как и следовало ожидать, при принятой скорости охлаждения (3 °/с, охлаждение на воздухе) оказывает значительное влияние на положение температуры начала мартенситного превращения ( $M_n$ ) стали X12MФЛ: если при температуре нагрева 900 °С температура  $M_n$  составляет 300 °С, то вследствие повышения температуры нагрева образцов до 1000 °С и 1100 °С температура  $M_n$  снижается до 230 °С и 140 °С, соответственно (рисунок 3.5). Снижение мартенситной точки при повышении температуры нагрева под закалку связано с изменением химического состава аустенита. С увеличением температуры аустенитизации растет содержание углерода и хрома в аустените, в твердый раствор переходит большее количество элементов из карбидов, в частности углерод и хром, что способствует увеличению остаточного аустенита.

Аналогичное влияние температуры нагрева на температуру начала мартенситного превращения наблюдается и для стали 95X18 (см. рисунок 3.5). Так как хром снижает мартенситную точку (град/1 мас. %) примерно на 35 °С [89, 90], то из-за более высокого содержания хрома и большего количества остаточного аустенита температура начала мартенситного превращения стали 95X18 ниже, чем у стали X12МФЛ, особенно заметно отличие при температуре нагрева 1100 °С (при температуре нагрева 900 °С  $M_n = 260$  °С, а при повышении до 1100 °С  $M_n = 35$  °С). Превращение не заканчивается при комнатной температуре.

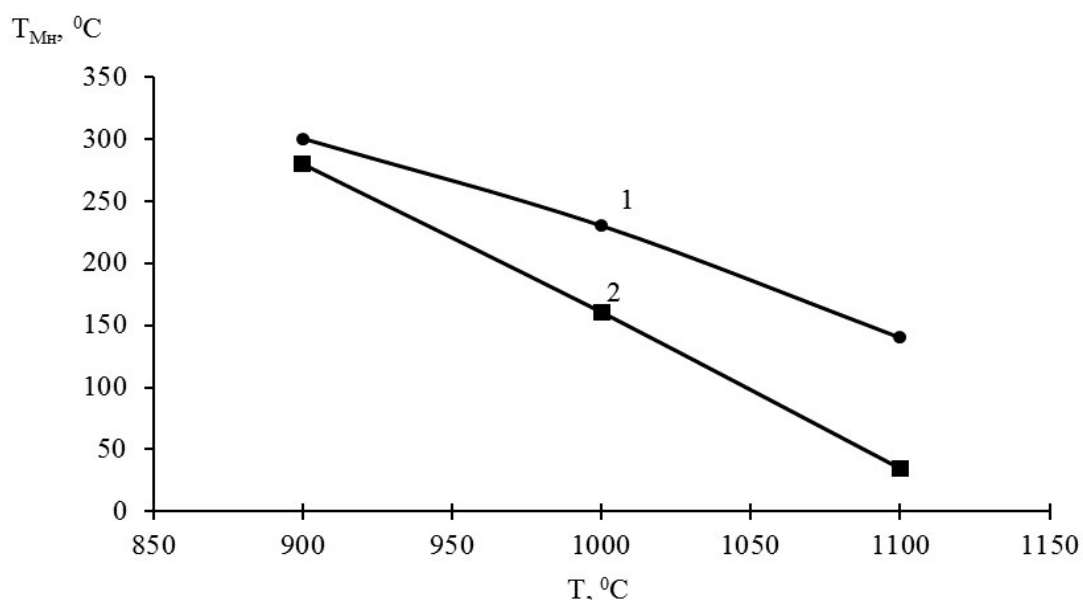


Рисунок 3.5 – Зависимость температуры начала мартенситного превращения от температуры закалки: 1 - для стали X12МФЛ; 2 – для стали 95X18

### 3.2. Вклад метастабильного аустенита в повышение износостойкости деталей машин после закалки

Повышение температуры закалки воздействует на регулируемый структурный фактор – химический состав металлической основы за счет растворения некоторого количества вторичных карбидов.

С целью прогнозирования химического и фазового состава металлической основы в данной работе сделана попытка расчётным путём оценить химический состав металлического расплава стали X12МФЛ к моменту начала эвтектического превращения, фазовый состав, количество эвтектики и характер фазовых превращений в процессе охлаждения закристаллизовавшегося металла с использованием специальной программы, разработанной на кафедре оборудования и технологии сварочного производства УГТУ-УПИ Н.В. Королевым, В.Н. Бороненковым, О.В. Пименовой и Н.М. Разиковым для прогнозирования фазового состава и структуры наплавленных сплавов с карбидным упрочнением [91]. Программа, разработанная на основе диаграммы Я.М. Потака и Е.А. Сагалевич, учитывает использование части углерода и легирующих элементов на карбидообразование и влияние элементов на образование структурных составляющих [92]. Программа дает возможность рассчитать количество и тип первичных и эвтектических карбидов в момент окончания кристаллизации, химический и фазовый состав металлической основы, формирующейся при скорости охлаждения около 30 °/сек, которая в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (550–250 °С) выше или близка к критической скорости охлаждения при закалке исследуемых сплавов.

Результаты реализации данной программы для стали X12МФЛ показаны в таблице 3.3, откуда следует, что количество карбидов составляет 13 %, а химический состав матрицы соответствует химическому составу стали 55X10МФЛ. Расчёт температур мартенситных точек по уравнениям, выведенным на основе экспериментальных исследований сталей переходного класса с 0,6 % С, показал, что температура  $M_n$  для стали 55X10МФЛ составляет около 180 °С, а температура  $M_d = 260$  °С, полученные экспериментально при растяжении близких по составу сталей [3].

Результаты микрорентгеноспектрального анализа образца стали X12МФЛ, закалённого от 1170 °С, приведены на рисунке 3.6, откуда видно

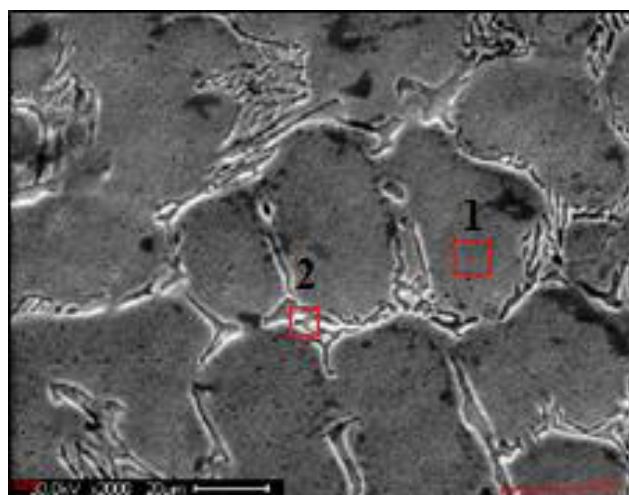
хорошее соответствие данных по химическому составу твёрдого раствора по хрому и марганцу, полученных этим способом, с расчётными по использованной программе и отвечающими стали 55X10МФЛ. Это соответствие указывает на адекватность физико-химических основ фазовых превращений, заложенных при составлении алгоритма данной программы, с реальными превращениями, формирующими структуру сталей типа X12МФЛ. Результаты расчетов хорошо совпадают с данными микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 3.6).

Таблица 3.3 - Результаты расчетов для стали X12МФЛ после закалки от 1170 °С

| Химический состав, %           |             |                       |
|--------------------------------|-------------|-----------------------|
| Элемент                        | Исходный    | Тв. раствор (матрица) |
| Углерод                        | 1,55        | 0,55                  |
| Хром                           | 11,75       | 10,37                 |
| Молибден                       | 0,5         | 0,57                  |
| Ванадий                        | 0,3         | 0,12                  |
| Марганец                       | 0,22        | 0,48                  |
| Кремний                        | 0,25        | 0,52                  |
| Железо                         | 85,68       | 87,40                 |
| Фазовый состав                 |             |                       |
| Фазы                           | %, массовые | %, объемные           |
| Эвтектический $Me_7C_3$        | 13          | 15                    |
| Состав металлической основы, % |             |                       |
| Аустенит                       |             | 71                    |
| Мартенсит                      |             | 29                    |

По результатам микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 3.7) химический состав металлической основы стали 95X18 соответствует составу стали 70X15 (температура начала мартенситного превращения = 71 °С, рассчитана по формуле Попова А.А. для сталей с содержанием 0,7 % С и

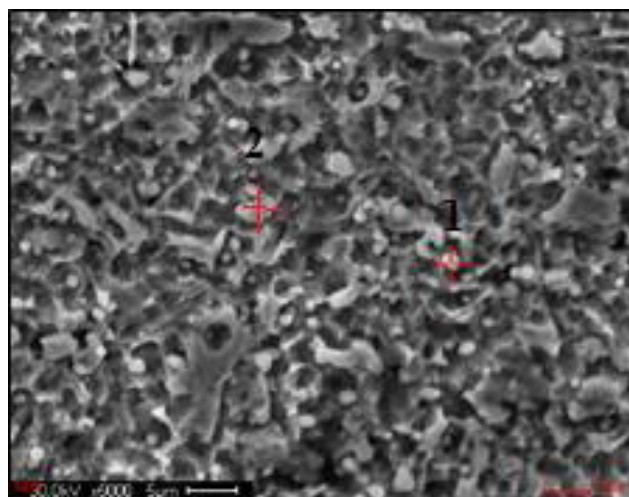
0,8 % С соответственно [93]), количество остаточного аустенита 95 % и количество карбидов  $Cr_{23}C_6$  около 5 %. Более высокая концентрация углерода в аустените, приближающееся к его содержанию в сталях, приводит и к более высокому сопротивлению абразивному изнашиванию.



| <i>Участок 1</i> |            |            |
|------------------|------------|------------|
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 01.17      | 00.68      |
| <i>V</i>         | 00.43      | 00.47      |
| <i>Cr</i>        | 10.03      | 10.73      |
| <i>Mn</i>        | 00.59      | 00.60      |
| <i>Fe</i>        | 87.79      | 87.52      |

| <i>Участок 2</i> |            |            |
|------------------|------------|------------|
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 02.30      | 01.31      |
| <i>V</i>         | 01.27      | 01.37      |
| <i>Cr</i>        | 41.42      | 43.52      |
| <i>Mn</i>        | 00.18      | 00.18      |
| <i>Fe</i>        | 54.82      | 53.63      |

Рисунок 3.6 – Микроанализ стали X12MФЛ после закалки от температуры 1170 °С: участок 1 – твердый раствор; участок 2 – эвтектические карбиды



| <i>Участок 1</i> |            |            |
|------------------|------------|------------|
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 01.80      | 00.90      |
| <i>Cr</i>        | 15.28      | 14.09      |
| <i>Fe</i>        | 73.05      | 62.69      |
| <i>Участок 2</i> |            |            |
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 02.08      | 01.06      |
| <i>Cr</i>        | 42.72      | 40.41      |
| <i>Fe</i>        | 49.98      | 44.01      |

Рисунок 3.7 – Микроанализ стали 95X18 после закалки от температуры 1170 °С: участок 1 – твердый раствор; участок 2 – эвтектические карбиды

Полученные результаты согласуются с многими известными работами: стандартная термическая обработка (закалка от 1020 °С), в процессе которой

образуется структура мартенсита, упрочненного карбидами, не обеспечивает высокого уровня износостойкости. Максимальным сопротивлением абразивному изнашиванию стали X12MФЛ и 95X18 обладают после высокотемпературной закалки ( $t_{\text{зак}} > 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ), формирующей структуры мартенсита и метастабильного остаточного аустенита вплоть до 95 % (рисунок. 3.8, 3.9), содержащего в твёрдом растворе большое количество углерода и хрома [4, 24, 46].

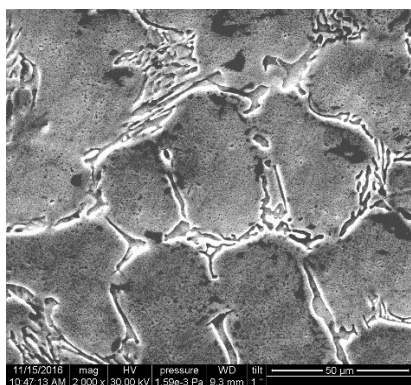
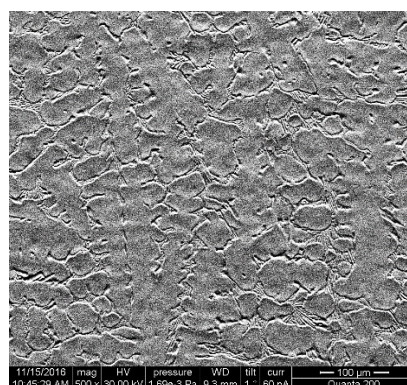
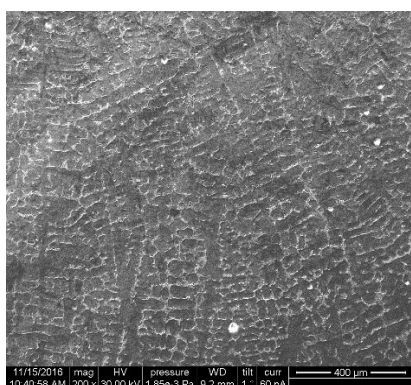
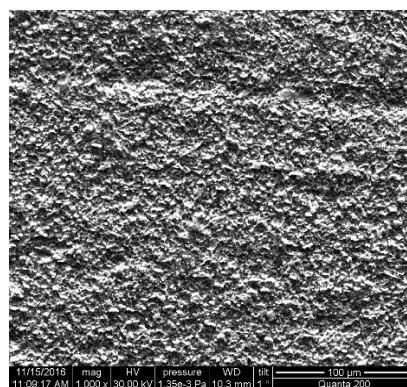
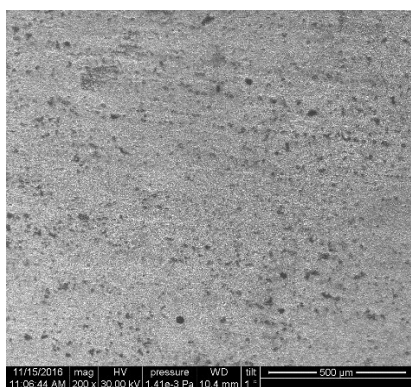


Рисунок 3.8 - Микроструктура стали X12MФЛ после закалки от температуры 1170 °С при разном увеличении: а – 400 мкм; б – 100 мкм; в – 50 мкм



-продолжение-

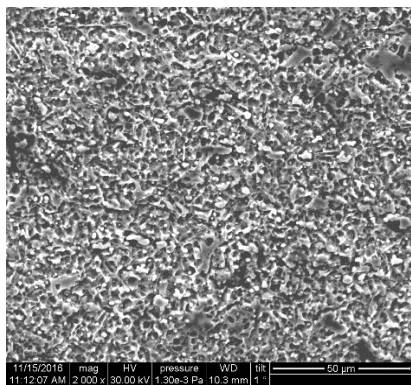


Рисунок 3.9 - Микроструктура стали 95X18 после закалки от температуры 1170 °С при разном увеличении: а – 400 мкм; б – 100 мкм; в – 50 мкм

Значения абразивной износостойкости имеют аномальную возрастающую зависимость от температуры закалки. Для стали 95X18  $\epsilon$  возрастает от 1,4 до 6,0 и от 1,7 до 4,1 для стали X12МФЛ после закалки от 900 и 1170 °С соответственно. Это объясняется увеличением количества углеродистого метастабильного остаточного аустенита и содержания углерода в нём, что следует из анализа изменения параметра решётки остаточного аустенита по мере увеличения температуры закалки (таблица 3.4). Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки в исследуемых сталях, метастабилен и превращается в высокоуглеродистый мартенсит деформации в процессе изнашивания, что придаёт сталям максимальную износостойкость. Таким образом, начиная от температуры закалки 1050 °С фактор превращения углеродистого метастабильного аустенита в мартенсит в процессе трения абразивных частиц с созданием высокого упрочнения поверхности играет большую роль в формировании износостойкой структуры, чем растворение части вторичных карбидов в аустенитно-мартенситной матрице.



Таблица 3.4–Твёрдость, температура  $M_n$ , фазовый состав металлической основы до изнашивания и на рабочей поверхности образцов после изнашивания и параметр кристаллической решётки аустенита стали 95X18 в зависимости от температуры нагрева под закалку

| $T_{\text{зак.}}, ^\circ\text{C}$ | HRC | $\gamma, \%$<br>до<br>износа | $M_n, ^\circ\text{C}$ | $\gamma, \%$ ,<br>после<br>износа | $\alpha, \%$<br>до износа | Параметр<br>решётки, $\gamma$ -<br>фазы, нм |
|-----------------------------------|-----|------------------------------|-----------------------|-----------------------------------|---------------------------|---|
| 900                               | 62  | 5                            | 300                   | 0                                 | 95                        | 0,3569                                      |
| 1000                              | 61  | 25                           | 230                   | 0                                 | 75                        | 0,3578                                      |
| 1100                              | 55  | 45                           | 140                   | 0                                 | 55                        | 0,3586                                      |
| 1170                              | 44  | 95                           | 50                    | 45                                | 5                         | 0,3597                                      |

С помощью рентгенофазового анализа был определен фазовый состав сталей (рисунок 3.10) до и после абразивного изнашивания после различных режимов термической обработки. Установлено возрастание количества углеродистого метастабильного аустенита с повышением температуры нагрева, превращающегося в мартенсит деформации в процессе изнашивания, который создает высокую степень конечного упрочнения рабочей поверхности. Микротвёрдость рабочей поверхности сталей 95X18 и X12МФЛ после изнашивания достигает 11-12 ГПа. Начиная от температуры нагрева под закалку 1100 °С, фактор превращения углеродистого метастабильного аустенита в мартенсит в процессе трения играет большую роль в создании упрочнения поверхности, чем растворение части вторичных карбидов. Чем выше микротвёрдость структуры, образующейся на поверхности, тем меньше металла участвует в создании рабочего слоя, тем с меньшего объема происходит отделение частиц износа, тем выше износостойкость. Деформация стали 95X18 после высокотемпературной закалки приводит к понижению количества аустенита с 95 % до 40 %, превращая его в мартенсит деформации, а деформация стали X12МФЛ снижает количество аустенита с 60 % до 30 %.



Рост относительной износостойкости с повышением температуры закалки подтверждает положительную роль остаточного аустенита определенного состава и его метастабильности по отношению к деформационному мартенситному превращению [94-97]. Известно, что Cr более активно снижает точку  $M_{H_1}$ , чем  $M_{d_1}$ , кроме того, в структуре с большим количеством метастабильного аустенита образование мартенсита деформации происходит легче, чем в структуре с мартенситом охлаждения. После закалки от высоких температур в процессе изнашивания образуется значительное количество мартенсита деформации с повышенным содержанием углерода.

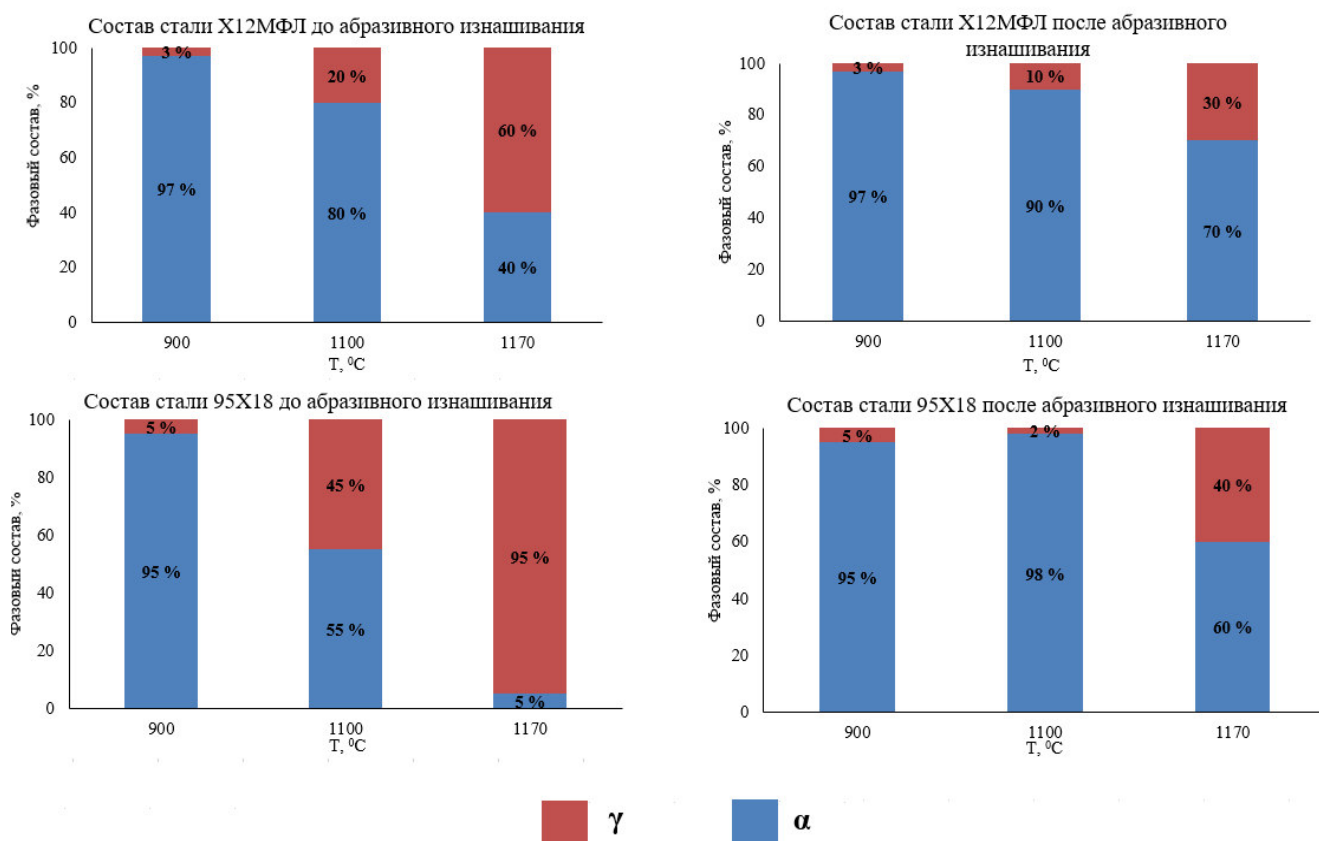
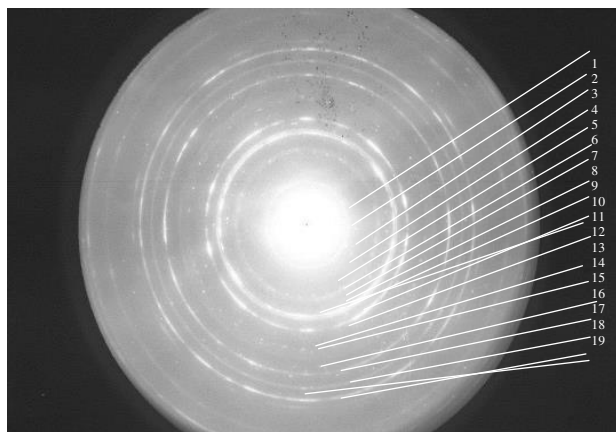


Рисунок 3.10. – Фазовый состав металлической основы сталей X12MФЛ и 95X15 после закалки от разных температур до и после абразивного изнашивания

С целью исследования структуры после абразивного изнашивания было проведено электронно-микроскопическое исследование. Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, полученных посредством

односторонней электрополировки из поверхностного рабочего слоя образцов стали Х12МФЛ после закалки от 1170 °С показало наличие остаточного аустенита, кристаллов мартенсита и карбидов типа  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . На рисунке 3.11 представлена кольцевая электронограмма рабочей поверхности образца стали Х12МФЛ после высокотемпературной закалки и испытания на абразивное изнашивание, полученная в режиме электронографа с участка фольги  $\varnothing$  0,5 мм. Расшифровка электронограммы дает наглядное представление о структуре стали. Из рисунка 3.11, б видно, что присутствуют линии сильной интенсивности  $\alpha$ -фазы с индексами (011), (002), (112), (022) и  $\gamma$ -фазы с индексами (111), (002), (022), (113), (222) и большое количество линий разной интенсивности карбидов  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  [98].



а

| № кольца | Интенсивность | $\gamma$ HKL | $\alpha$ HKL | $\text{Cr}_7\text{C}_3$ HKL |
|----------|---------------|--------------|--------------|-----------------------------|
| 1        | ср.л.         |              |              | 111                         |
| 2        | т.            |              |              | 201                         |
| 3        | т.            |              |              | 220                         |
| 4        | т.            |              |              | 400                         |
| 5        | т.            |              |              | 410                         |
| 6        | т.+разм. л.   |              |              | 401                         |
| 7        | т.            |              |              | 411                         |
| 8        | о.с.л.        | 111          |              | 331                         |
| 9        | о.с.л.        |              | 011          | 212                         |
| 10       | о.с.л.        | 002          |              | 521                         |
| 11       | т.            |              |              | 412                         |
| 12       | т.            |              |              | 710                         |
| 13       | т.            |              |              | 540                         |
| 14       | л.разм.слаб.  |              | 002          | 213                         |
| 15       | т.            |              |              | 900                         |
| 16       | о.с.л.        | 022          |              | 503                         |
| 17       | о.с.л.        |              | 112          | 10.0.1                      |
| 18       | о.с.л.        | 113          |              | 713                         |
| 19       | ср.л.         | 222          | 022          | 940                         |

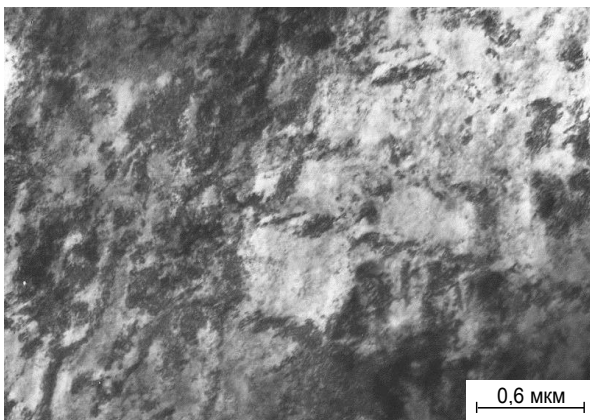
б

Рисунок 3.11. – Кольцевая электронограмма рабочей поверхности образца стали Х12МФЛ после закалки 1170 °С – а и расшифровка –б

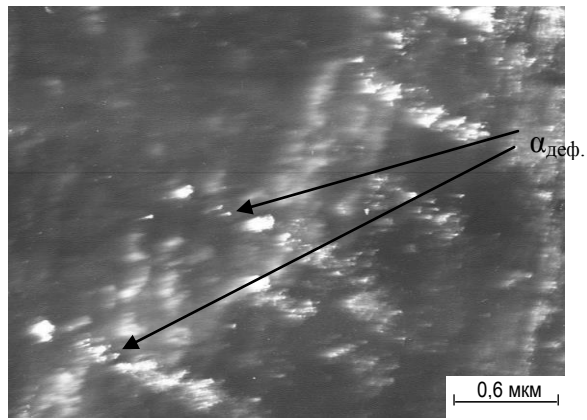
Дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяжённостью длинной оси, по-видимому, соответствующей ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, образуются параллельными периодическими рядами. Размер кристаллов мартенсита деформации в продольном и поперечном направлениях, образующихся под углами, определёнными кристаллографическими соотношениями решётки аустенита

по отношению к направлению движения частиц (показаны стрелкой на рисунке 3.12), относится к ультрадисперсным и наноразмерным величинам и составляет в локальных участках поверхности преимущественно 50–70 нм [99].

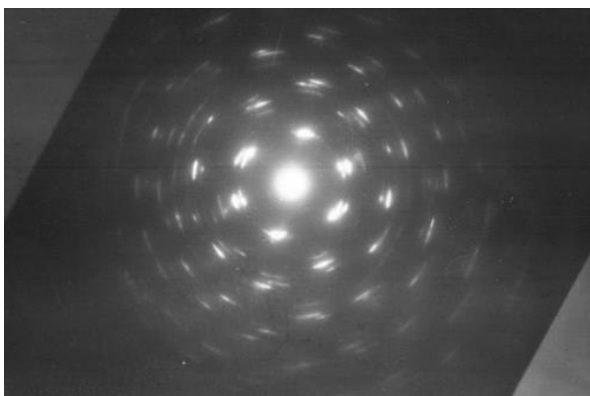
По-видимому, подобный периодический характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла (рисунок 3.12, з). Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [57]. Поскольку представленная на рисунке 3.12 микроструктура получена от одного зерна аустенита при установившемся режиме трения, то расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.



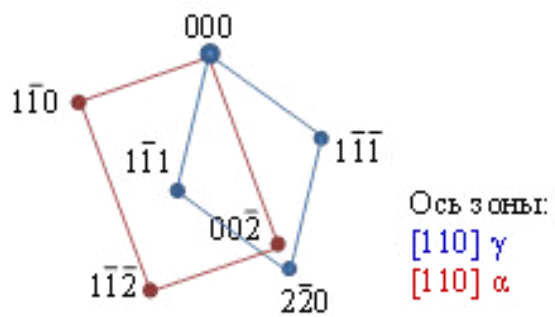
а



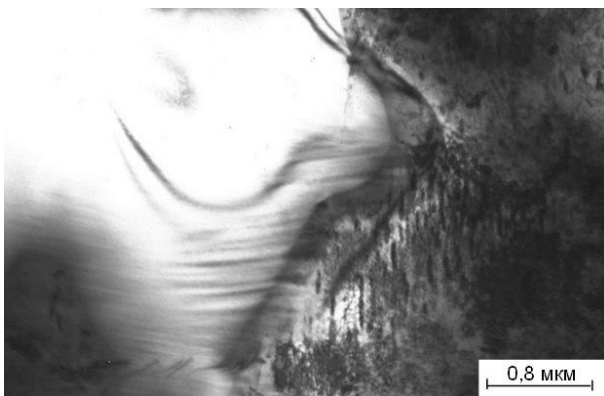
б



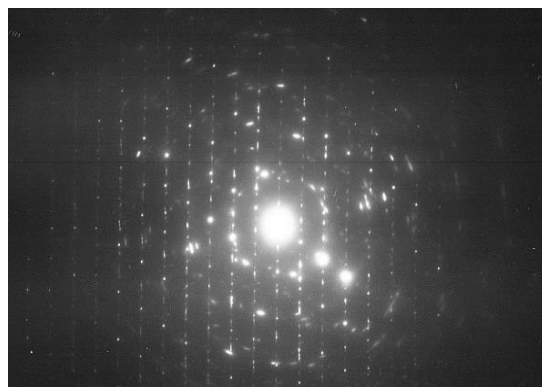
в



г



д



е

-продолжение-

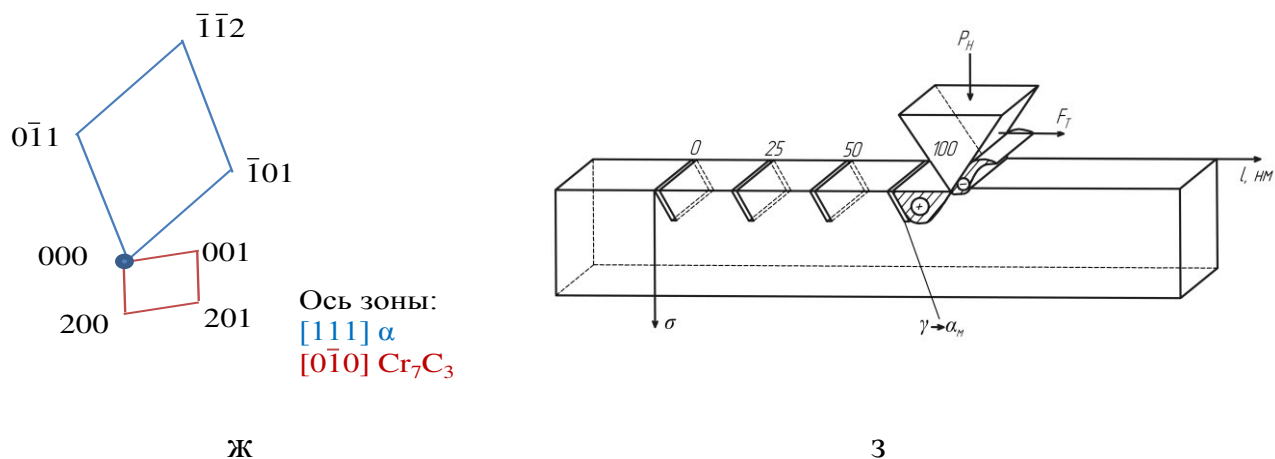


Рисунок 3.12. - Микроструктура поверхностного рабочего слоя стали X12МФЛ после закалки от 1170 °С и испытания на абразивное изнашивание: а, б – светлопольное и темнопольное изображения в рефлексе  $\alpha$ -фазы; в, е - микродифракция; г, ж – схема индицирования; д – темнопольное изображение в рефлексе  $\alpha$ -фазы; з - схема взаимодействия движущейся конической частицы абразива по поверхности метастабильной аустенитной стали с образованием кристаллов мартенсита деформации

Таким образом, процесс абразивного изнашивания формирует ультрадисперсную и нанокристаллическую мартенситно-аустенитную структуру рабочей поверхности с закономерным периодическим расположением кристаллов высокоуглеродистого мартенсита деформации и высоким уровнем фрикционного упрочнения. Важную роль в формирующейся после высокотемпературной закалки износостойкой структуре играет содержание углерода и хрома в аустените и образующемся из него мартенсите деформации при изнашивании.

Альтернативным методом регулирования соотношения мартенсита охлаждения и остаточного аустенита, начальной твердости и износостойкости сталей служит обработка холодом после высокотемпературной закалки, в результате применения которой можно получить дополнительное количество высокоуглеродистого мартенсита

охлаждения и повысить начальную твердость, сохранив некоторое количество метастабильного остаточного аустенита.

Обработка холодом образцов проводилась в 2 этапа:

- 1) закалка после нагрева при температуре 1170 °С в течение 20 минут, охлаждение в воде;
- 2) охлаждение в охлаждающей среде камеры криостата с выдержкой при заданной температуре в течение 20 минут, отогрев до комнатной температуры.

Сталь в процессе охлаждения ниже комнатной температуры имеет признаки атермической кинетики образования мартенсита охлаждения (рисунок 3.13).

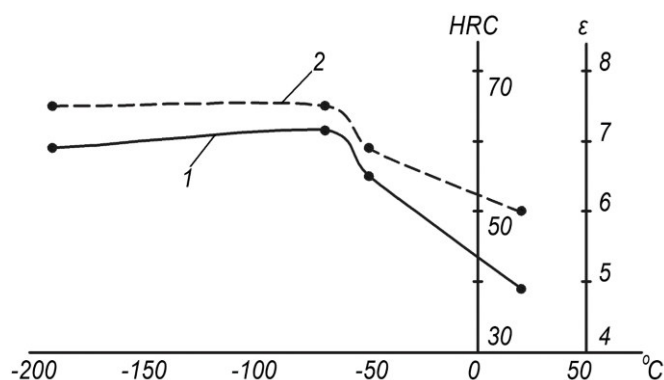


Рисунок 3.13. - Твердость, HRC (1) и относительная износостойкость (2) образцов стали 95X18 после обработки холодом

По изменению твердости в зависимости от температуры охлаждения можно предположить, что мартенситное превращение заканчивается в основном при охлаждении до -70 °С с получением мартенсита с повышенной концентрацией углерода и хрома. При понижении температуры от комнатной до -70 °С твердость стремительно растет, а при дальнейшем охлаждении до температуры жидкого азота значения твердости остаются практически неизменными (таблица 3.5). Медленный отогрев до комнатной температуры не изменяет твердости и количества мартенсита.

Таблица 3.5 – Изменение твердости сталей в зависимости от температуры охлаждения, HRC

| № | Марка  | Режим ТО <sup>1)</sup> | Твердость после ТО | Твердость после ТО+ОХ <sup>2)</sup><br>(-70 °С) | Твердость после ТО+ОХ<br>(-196°С) |
|---|--------|------------------------|--------------------|---|-----------------------------------|
| 1 | X12МФЛ | Закалка<br>1170 °С     | 42                 | 67  | 68                                |
| 2 | X12МФЛ | Закалка<br>1100 °С     | 56                 | 58  | 58                                |
| 3 | 95X18  | Закалка<br>1170 °С     | 42                 | 54  | 54                                |
| 4 | 95X18  | Закалка<br>1170 °С     | 38                 | 56  | 58                                |
| 5 | 95X18  | Закалка<br>1100 °С     | 60                 | 63  | 63                                |

<sup>1)</sup>ТО – термическая обработка

<sup>2)</sup>ОХ – обработка холодом

Соотношение мартенсита охлаждения, обогащенного углеродом и хромом, и остаточного аустенита определяли рентгеновским методом. Из рентгеновских дифрактограмм (рисунок 3.14) видно, что увеличивается содержание мартенсита охлаждения (до 70 % у стали 95X18 и до 80 % у стали X12МФЛ) с сохранением доли остаточного аустенита (до 30 % у стали 95X18 и до 20 % у стали X12МФЛ соответственно). Брэгговские пики мартенсита более широкие чем, пики аустенита. Одной из причин уширения пиков является рост микродеформаций в материале. В исследованных полифазных образцах обработка холодом приводит к неравноценному росту микродеформаций в материале. В мартенсите микродеформации нарастают более интенсивно, чем в аустените.



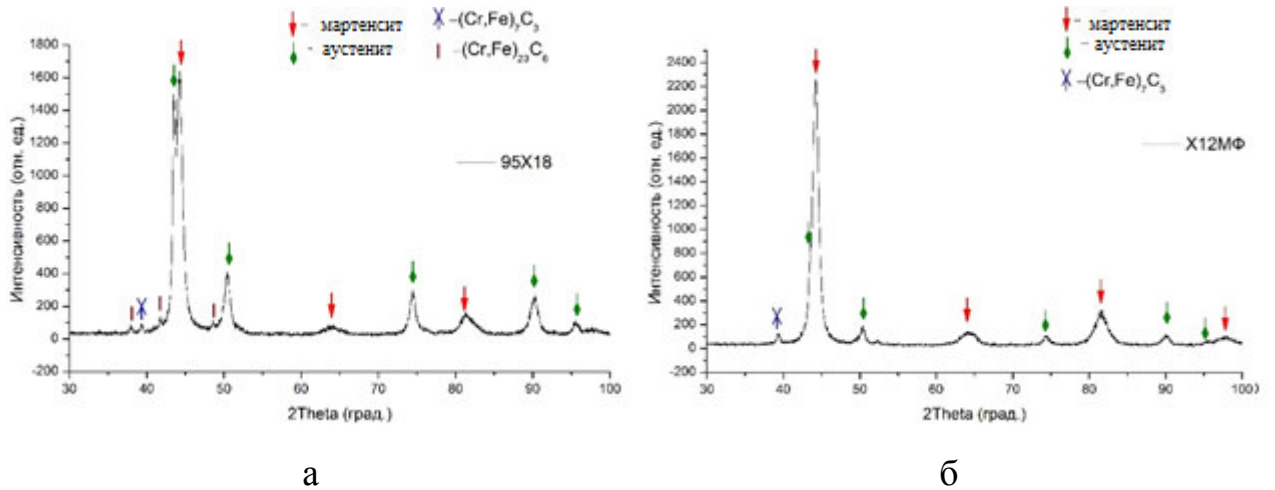


Рисунок 3.14 – Рентгеновские дифрактограммы образцов после закалки от 1170 °С и обработки холодом -70 °С: а – 95X18; б – X12МФЛ

Такой фазовый состав (таблица 3.6) обеспечивает дополнительное повышение абразивной износостойкости на 25 % по сравнению с аналогичной закалкой без обработки холодом (см. рисунок 3.13), т.к. дополнительные порции высокоуглеродистого мартенсита охлаждения, во-первых, создают повышенную начальную твёрдость и сжимающие напряжения на рабочей поверхности, и, во-вторых, стимулируют полное  $\gamma \rightarrow \alpha_M$  превращение.

Таблица 3.6 – Фазовый состав металлической основы сталей после высокотемпературной закалки и обработки холодом

| Марка стали | Фазовый состав (ОХ -70 °С)    | Фазовый состав (ОХ -196 °С)   |
|-------------|-------------------------------|-------------------------------|
| X12МФЛ      | 20 % $\gamma$ , 80 % $\alpha$ | 20 % $\gamma$ , 80 % $\alpha$ |
| 95X18       | 30 % $\gamma$ , 70 % $\alpha$ | 30 % $\gamma$ , 70 % $\alpha$ |

Сохранение в матрице сталей X12МФЛ и 95X18 остаточного аустенита, по-видимому, положительно влияет на вязкость стали [57].



### **3.3. Влияние отпуска на структуру, твёрдость и абразивную износостойкость сталей X12MФЛ и 95X18**

Фазовые и структурные превращения, происходящие в процессе отпуска закаленной от разных температур стали X12M и их влияние на абразивную износостойкость, детально изучены А.В. Макаровым [4]. Исследование влияния отпуска на структуру, твердость и абразивную износостойкость сталей X12MФЛ и 95X18, предпринятое в данной работе, результаты которого описаны ниже, обусловлено необходимостью разработки режимов термической обработки втулок цилиндров грязевых насосов с учетом изменения размеров втулок в процессе закалки и возможностью последующей корректировки размеров при отпуске с минимальным снижением абразивной износостойкости. Кроме того, в нашей работе объектом исследования служили образцы стали X12MФЛ, изготовленные из центробежно-литой трубной заготовки, обладающей иным соотношением карбидных фаз и металлической основы. Информация о поведении исследуемых сталей с различной исходной структурой при отпуске важна с точки зрения возможности изготовления деталей, работающих в условиях изнашивания при повышенных температурах, например, штампов горячей штамповки. Важную роль при выборе температуры отпуска играют и соображения о повышении конструкционной прочности закалённых гильз цилиндров грязевых насосов.

Изучение влияния двухчасового отпуска сталей проводили после обычной (1000 °С) и высокотемпературной (1170 °С) закалки в преимущественно мартенситном и аустенитном состояниях (см. таблицу 3.1), соответственно. Изменение твердости в процессе нагрева при отпуске определяется фазовым составом сплавов в состоянии после закалки.

После закалки от 1000 °С существенных изменений твердости не происходит до температуры отпуска 500 °С: твердость снижается в сплавах с высокой исходной твердостью и преимущественно мартенситной структурой

– на 1–2 единицы – от 62 до 60 HRC после отпуска при температуре 500 °С. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 550 и 600 °С вызывает прогрессирующее снижение твердости – до 53 и 42 HRC соответственно, а после отпуска при 700 °С – до 35 HRC (рисунок 3.15).

Противоположный характер зависимости твердости от температуры отпуска демонстрирует сталь Х12МФЛ после высокотемпературной (1170 °С) закалки: до температуры отпуска 500 °С – твердость практически не изменяется, оставаясь на уровне 49 HRC, а отпуск при температуре 550 °С вызывает не снижение, а рост твердости до 53 HRC. Таким образом, твердость отпущенных образцов при температуре 550 °С выравнивается после обоих режимов обработки образцов с той разницей, что закалённые от нормальной температуры образцы приобретают эту твердость при постепенном снижении значений твердости от закалённого состояния, а после высокотемпературной закалки – наоборот, в результате роста твердости при повышении температуры отпуска до 550 °С (см. рисунок 3.15, б).

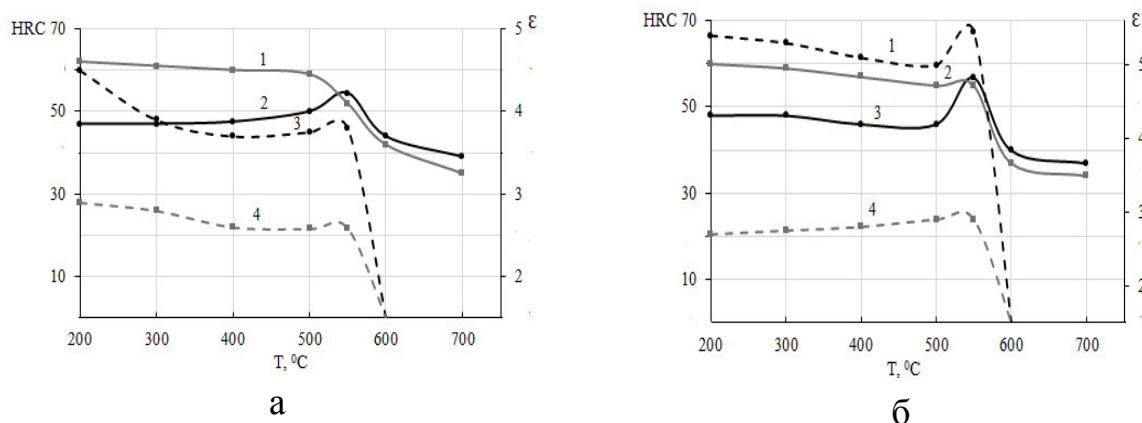


Рисунок 3.15. – Влияние температуры отпуска на твердость HRC (1, 2) и абразивную износостойкость  $\epsilon$  (3, 4) после закалки стали

Х12МФЛ – а и 95Х18 - б от температур: 1170 °С - 2, 3; 1020 °С – 1, 4

На основании имеющихся литературных данных это различие в поведении твердости при отпуске можно объяснить различным количеством остаточного аустенита в закалённом от разных температур состояниях [4]. Общая схема процессов при отпуске в хромистой и углеродистой сталях,

если не считать образования специальных карбидов при определенных концентрациях хрома, одинаковая. Легирование не меняет также механизма превращений при отпуске. Легирующие элементы влияют в стали главным образом на смещение температурных интервалов этих превращений и изменение кинетики протекающих процессов распада мартенсита и карбидообразования [100, 101]. Легирование стали почти не сказывается на скорости выделения углерода на первой стадии распада мартенсита; т.е. на «двухфазный распад»; температурные границы этой стадии почти не смещаются. Это хорошо согласуется с представлениями о механизме первой стадии распада мартенсита, согласно которой распад мартенсита рассматривается как процесс образования карбидов и весьма ограниченного их роста. Скорость этого процесса зависит в основном от степени пересыщения твердого раствора углеродом и не зависит от скорости диффузии элементов. На этой стадии отсутствует перераспределение легирующих элементов, т. е., образующиеся карбиды имеют концентрацию элементов, равную концентрации их в исходном твердом растворе. На второй стадии распада легирующие элементы значительно замедляют распад мартенсита, замедляя рост карбидных частиц и сохраняя пересыщенность  $\alpha$ -раствора углеродом, сохраняя состояние отпущенного мартенсита до температур 400–500 °С [102].

Типичный ход температурной зависимости твердости исследуемых сталей Х12МФЛ и 95Х18 с преимущественно мартенситной структурой характерен для мартенсита повышенной теплостойкости, обеспеченной высоким содержанием хрома и присутствием молибдена в твердом растворе стали Х12МФЛ. Для содержащих Сг, Мо, V сталей тетрагональная решетка мартенсита может сохраняться до 400, 450 и даже до 500 °С благодаря значительному замедлению коагуляции. Количественное изучение роста карбидных частиц при отпуске легированных сталей проведено С.З. Бокштейном [103]. Поскольку состояние стали на второй стадии распада можно рассматривать как состояние условно устойчивого равновесия между

твердым раствором и дисперсными частицами карбида, которое изменяется при повышении температуры и увеличении времени отпуска, можно сказать, что легирующие элементы сильно задерживают и замедляют смещение равновесного состояния. Поэтому определенное количество углерода сохраняется в твердом растворе до более высоких температур отпуска. До этих же температур устойчива и высокая дисперсность карбидных частиц, что определяет сохранение высокой твердости отпущенного мартенсита.

Задерживающее действие ряда элементов на скорость протекания второй стадии распада мартенсита в значительной мере обуславливается увеличением прочности связи металлических атомов в решетке  $\alpha$ -твердого раствора. Это обстоятельство уменьшает скорость разупрочнения стали. Коагуляция заключается в растворении мелких и росте более крупных частиц. Этот процесс обусловлен, во-первых, переходом атомов металла через границу твердый раствор — карбид в ту и другую сторону; во-вторых, он связан с перераспределением атомов углерода, т. е. с диффузией их внутри твердого раствора.

Поскольку коагуляция не протекает без растворения более мелких частиц, то, очевидно, скорость коагуляции должна зависеть также и от скорости перехода атомов металла через границу карбид — твердый раствор. Поэтому скорость коагуляции должна определяться также и прочностью межатомных связей в решетке карбида. Легирующие элементы, как правило, повышают температуру второго превращения при отпуске (распада остаточного аустенита) [102].

Легирование сказывается на изменении параметров тонкой структуры при отпуске, в частности увеличиваются искажения кристаллической решетки, повышаются температуры их снятия, увеличивается температурный интервал дробления блоков  $\alpha$ -фазы.

В стали X12МФЛ с 10 % остаточного аустенита после закалки от 1000 °С не наблюдается заметной склонности к дисперсионному твердению при температуре 550 °С, однако фиксируется замедление процесса разупрочнения

стали при этой температуре, что, вероятно, связано с незначительным эффектом дисперсионного твердения вследствие старения небольшого количества остаточного аустенита.

Снижение твёрдости стали после отпуска при температуре 600 °С происходит вследствие получивших развитие процессов отпуска мартенсита, распада аустенита на ферритно-карбидную смесь и коагуляции карбидов. Эти структурные факторы объясняют и резкое снижение абразивной износостойкости в результате отпуска при температуре 600 °С, которая становится меньше 1.

Аномальный ход температурной зависимости твёрдости с повышением её значений в интервале температур отпуска 500 - 550 °С, присущий стали Х12МФЛ после высокотемпературной (1170 °С) закалки, в которой перед отпуском сохраняется свыше 60 % остаточного аустенита, объясняется тем, что в этом интервале происходит дисперсионное твердение аустенита с выделением дисперсных карбидов  $M_7C_3$ , и явление вторичной закалки, что следует из увеличения количества мартенсита на рентгеновских дифрактограммах после отпуска при 550 °С с сохранением некоторого количества остаточного аустенита (рисунок 3.16, таблица 3.7).

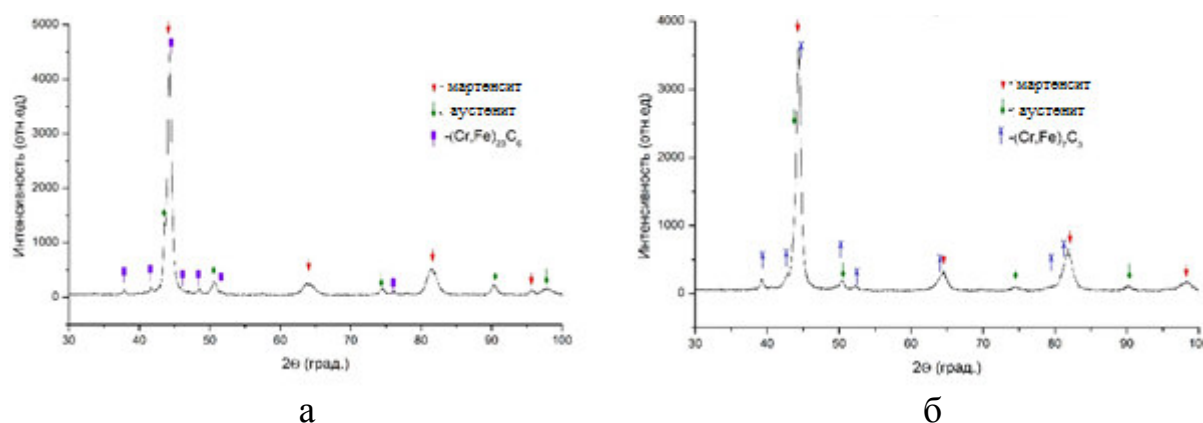


Рисунок 3.16. - Рентгеновские дифрактограммы образцов после закалки от 1170 °С и отпуска при 550 °С: а – 95X18; б – Х12МФЛ

Таблица 3.7 - Фазовый состав металлической основы сталей X12МФЛ и 95X18

| Марка стали | Режим термической обработки     | Фазовый состав                |
|-------------|---------------------------------|-------------------------------|
| 95X18       | Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С | 20 % $\gamma$ , 80 % $\alpha$ |
| X12МФЛ      | Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С | 10 % $\gamma$ , 90 % $\alpha$ |

После этого отпуска наблюдается и заметный рост абразивной износостойкости.

Более значительный эффект дисперсионного твердения аустенита, обусловленный выделением дисперсных карбидов  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$  и явлением вторичной закалки, чем в стали X12МФЛ, обнаруживает сталь 95X18, в которой после высокотемпературной (1170 °С) закалки присутствует 95 % остаточного метастабильного аустенита. Дестабилизация аустенита в результате образования карбидов в процессе отпуска при 550 °С приводит к полному превращению аустенита в мартенсит в результате изнашивания на рабочей поверхности образцов, благодаря чему после отпуска твёрдость и износостойкость образцов не уменьшаются, а даже несколько возрастают по сравнению с закалённым состоянием.

Заметных отличий в микроструктуре образцов после высокотемпературной закалки сталей X12МФЛ и 95X18 (1170 °С) и после отпуска закалённых сталей при 550 °С не обнаружено, за исключением более интенсивной травимости отпущенных образцов с высокой плотностью точечных светлых выделений карбидов (рисунок 3.17).

Таким образом, износостойкость образцов стали 95X18 после высокотемпературной закалки (1170 °С) вдвое превышает таковую для нормальной (1000 °С) закалки (см. рисунок 3.15, б).

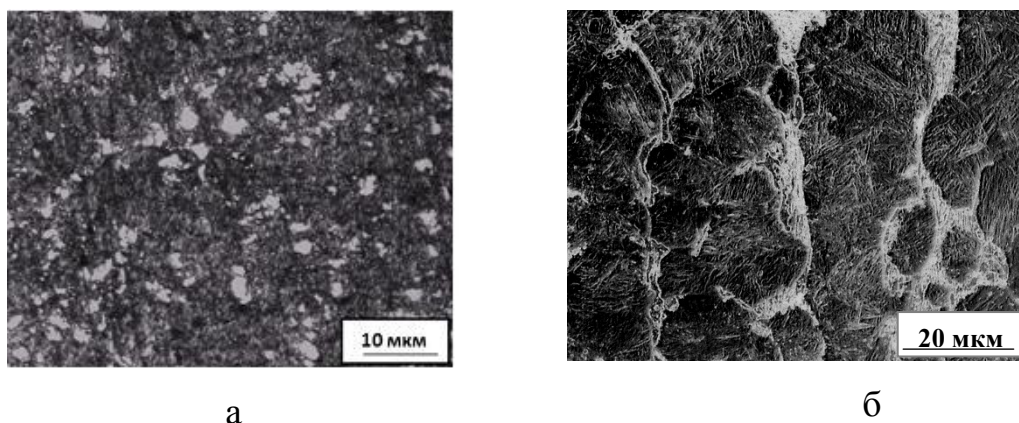


Рисунок 3.17. – Микроструктура стали после высокотемпературной закалки 1170 °С и отпуска при 550 °С: а – 95Х18; б – Х12МФЛ

### 3.4. Выводы

1. Показаны особенности формирования и определяющая роль диссипативной структуры металлической основы высокохромистых сталей Х12МФЛ и 95Х18, состоящей из углеродисто-хромистого (0,55–0,7 % С) мартенсита, остаточного метастабильного аустенита (60–95 %) и карбидов в результате реализации комплексного режима термической обработки с применением высокотемпературного нагрева под закалку (1125–1170 °С), охлаждения в масле и низкого отпуска при температуре 200 °С в течение 2 час. Для обеих сталей применение высокотемпературной закалки (1170 °С) обеспечивает получение вдвое более высокой износостойкости по сравнению с закалкой от обычной температуры (1000 °С).

2. Обработка холодом исследованных сталей после высокотемпературной закалки с охлаждением до -70 °С в течение 15 мин и низкого отпуска при температуре 200 °С в течение 2 час сталей Х12МФЛ и 95Х18 позволяет дополнительно повысить абразивную износостойкость на 25 % за счёт образования 10-15 % высокоуглеродисто-хромистого мартенсита охлаждения и повышения начальной твёрдости до 60 НРС с сохранением 20-40 % остаточного метастабильного аустенита и карбидов.

3. Влияние температуры отпуска на твёрдость и абразивную износостойкость высокохромистых сталей X12МФЛ и 95X18 зависит от температуры закалки, следовательно, от соотношения и химического состава мартенсита и остаточного аустенита.

2. Если в литой стали X12МФЛ в результате двухчасового отпуска до температуры 550 °С после обычной (1000 °С) и высокой (1170 °С) температур закалки (10 и 60 % аустенита соответственно) твёрдость и абразивная износостойкость меняются относительно слабо, то в горячекатаной стали 95X18 высокотемпературная закалка (95 % аустенита) обуславливает значительное повышение твёрдости и износостойкости стали вследствие дестабилизации аустенита в процессе дисперсионного твердения и явления вторичной закалки при отпуске 550 °С.



#### **ГЛАВА 4. ВЗАИМОСВЯЗЬ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ И ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ 260Х16М2 И 250Х25МФТ С ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬЮ**

Рекордно высокой абразивной износостойкостью из освоенных промышленностью материалов обладают инструментальные твёрдые сплавы.

Причиной такого преимущества твёрдых сплавов перед другими материалами служит структура первых, состоящая на 90–98 % из твёрдых карбидов вольфрама, титана и тантала. В этом же состоит и причина их основного крупного недостатка, заключающегося в повышенной хрупкости твёрдых сплавов, получаемых по технологии порошковой металлургии, не говоря об их высокой стоимости.

Наиболее износостойкими из широко используемых промышленностью сплавов являются износостойкие хромистые чугуны (ИЧХ). Основной структурной особенностью износостойких белых чугунов (ИБЧ) является наличие достаточно большого количества высокотвёрдых карбидов (легированного цементита и специальных карбидов), обеспечивающих высокую стойкость чугуна в условиях абразивного изнашивания. На свойства ИБЧ оказывает также влияние и металлическая основа, которая должна быть достаточно твёрдой, прочной и обеспечивать хорошее закрепление карбидных частиц.

По степени легирования и типу карбидов ИБЧ подразделяют на несколько структурных классов [45]:

- низколегированные или ледебуритные (с эвтектикой на основе легированного цементита  $M_3C$ , где М – металл);
- хромистые с карбидами  $M_7C_3$  типа  $Cr_7C_3$ , представляющие собой основную группу чугунов, легированных хромом;

- высокохромистые с карбидами  $M_{23}C_6$  или с карбидами двух типов ( $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$ );
- ванадиевые, ниобиевые и титановые с карбидами  $MC$ ;
- хромомолибденовые с карбидами  $M_7C_3$  и  $M_2C$ ;
- комплексно-легированные с несколькими видами специальных карбидов, например,  $M_7C_3$  и  $MC$ ,  $M_7C_3$  и  $M_6C$ ,  $MC$  и  $M_6C$ .

Количество карбидов определяется содержанием углерода, характером и степенью легирования и может регулироваться в пределах от 4-12 % (в чугунах с карбидами  $MC$ ) до 50 % (в низколегированных эвтектических чугунах). Наиболее распространённые марки ИБЧ имеют в структуре 20-30 % карбидов (хромистые, хромомолибденовые, комплексно-легированные чугуны).

Металлическую основу (матрицу) ИБЧ составляют аустенит и продукты его превращения. В наибольшей степени требованиям, предъявляемым к ИБЧ, отвечают мартенсит и метастабильный остаточный аустенит [104].

ГОСТ 7769-82 [105] предусматривает девять марок износостойких белых чугунов (ЧХЗТ, ЧХ9Н5, ЧХ16, ЧХ16М2, ЧХ22, ЧХ28Д2, ЧХ32, ЧГ7Х4, ЧН4Х2), которые классифицированы по химическому составу. Однако более целесообразно использовать классификацию по структуре [106].

*Чугуны ледебуритного класса.* Наиболее известными представителями чугунов этого класса являются чугуны, легированные никелем и хромом (в отношении 2,0-2,5 к 1), получившие название «нихард». Их обычно подразделяют на три вида: высокоуглеродистый (стандартный), низкоуглеродистый и высокопрочный. Стандартный (3,0-3,6 % С, 0,4-0,7 % Si, 0,4-0,7 % Mn; 1,4-2,5 % Cr, 3,4-4,75 % Ni) и высокопрочный (около 2,9 % С) чугуны отличаются только содержанием углерода и имеют твёрдость примерно 550 НВ. Твёрдость низкоуглеродистого чугуна (около 1,3 % С; 0,6

% Si; 0,5 % Mn; 1,6 % Cr; 4,5 % Ni) составляет 380÷430 НВ. Низкоуглеродистый нихард по механическим свойствам занимает промежуточное положение между чугуном и сталью ( $\sigma_B = 600-700$  МПа,  $K_C = 6-8$  Дж/см<sup>2</sup>), но он менее износостоек по сравнению со стандартным нихардом. Недостатком стандартного нихарда является низкая удароустойчивость.

Чугуны нихард применяют для деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания при умеренных ударных нагрузках и при рабочих температурах до 400 °С: шары и футеровки шаровых мельниц, валковые головки мельниц для тонкого помола угля, колена трубопроводов в пневмотранспорте песка, детали бегунов и пескомётов. Нихард можно использовать и для условий гидроабразивного изнашивания.

*Чугуны структурных классов с карбидами  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ .* Их структура обеспечивается необходимым содержанием хрома. Содержание углерода обычно составляет до 3,8 % при наличии хрома до 18 %. Замена ледебурита структурой с карбидами  $M_7C_3$  приводит к значительному повышению прочности, твёрдости и износостойкости чугуна. Максимальной износостойкостью обладают чугуны, содержащие 12-18 % Cr. Углерод повышает твёрдость чугуна, но снижает его прочность.

В условиях абразивно-коррозионного изнашивания используют чугуны с повышенным содержанием хрома (около 30 %). Для повышения прокаливаемости чугуны дополнительно легируют молибденом (до 3 %) или марганцем (3-5 % в зависимости от содержания углерода). Хромомарганцевые чугуны с мартенситно-аустенитной матрицей обладают повышенной ударно-абразивной износостойкостью. Чугуны с высоким содержанием марганца (6 % и более) имеют в структуре большое количество аустенита и отличаются повышенной ударной вязкостью. Аустенитные чугуны имеют невысокую твёрдость (25-30 HRC), но поверхность деталей из этих чугунов может наклёпываться до 42 HRC.

*Чугуны структурного класса с карбидами MC.* Из чугунов этого класса наиболее полно изучены ванадиевые чугуны. Эти чугуны обладают редким сочетанием высоких механических и эксплуатационных свойств, что позволяет использовать их для изготовления деталей, работающих при высоких нагрузках (в том числе и динамических) и в условиях интенсивного изнашивания. По прочностным свойствам эти чугуны не уступают многим конструкционным легированным сталям, обладают повышенной пластичностью, обычно не свойственной белым чугунам, но при этом сохраняют основные их преимущества [104]. Несмотря на это, чугуны этого структурного класса не рассматривались в качестве перспективного материала в данной работе по экономическим и технологическим соображениям.

*Чугуны структурного класса с карбидами MC и  $M_7C_3$ .* К этому классу относят чугуны, легированные комплексом элементов, прежде всего ванадием и хромом. Чугуны этого класса могут обладать преимуществами и хромистых, и ванадиевых чугунов. У них сочетаются повышенные механические свойства и очень высокая износостойкость, особенно ударно-абразивная. Типичными примерами таких чугунов являются ИЧ320Ф8Х9Г3 и ИЧ250Ф6Х9Г4.

Комплексно-легированные белые чугуны с мартенситно-аустенитной матрицей целесообразно использовать для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания (коронки зубьев ковшей экскаваторов, дробемётные лопатки, детали дробилок и др.), а также для деталей, интенсивно изнашиваемых грунтом (ножи шнеков и другие детали землеройных машин).

*Цель данной главы* – выбор химического состава и режима термической обработки материала для рабочих лопаток дробеметных аппаратов и для износостойких вставок комбинированных втулок буровых насосов типа «сталь-чугун».

Для достижения поставленной цели необходимо провести сравнительные исследования фазовых и структурных превращений, происходящих в процессе термообработки и при абразивном изнашивании двух структурных классов хромистых белых чугунов с карбидами  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$  – 260X16M2 и 250X25MФТ и их влияние на абразивную износостойкость.

Рабочие лопатки дробеметных аппаратов – это основной рабочий элемент очистного оборудования литейного производства для очистки отливок, поковок и штамповок от окалины, выбрасывающий дробь с большой скоростью (70–80 м/с), в результате чего она оказывает не только скалывающее, но и частично абразивное воздействие на поверхностный слой очищаемого металла.

Основным узлом дробеметного аппарата является ротор, имеющий восемь или реже четыре лопатки. Ротор закрепляется между двумя крышками и получает вращение от электродвигателя. Частота вращения рабочего колеса ротора 2000–3000 об/мин. В процессе эксплуатации лопатки ротора и импеллер подвергаются значительному износу [107]. В механическом дробемете разбрасывание дроби производится лопатками быстро вращающегося ротора; в пневматическом – давлением сжатого воздуха [5–6 кгс/см<sup>2</sup> (49–58 Н/см<sup>2</sup>)] [108]. При нормальном режиме работы один дробеметный аппарат расходует 100–130 кг дроби в час [109].

Высокая производительность дробеметных аппаратов в сочетании с полной механизацией процесса позволяет создавать поточные линии для обработки деталей несложной конфигурации [110]. Рабочие лопатки дробеметных аппаратов из чугуна и обычной стали быстро изнашиваются.

Значительно прочнее лопатки из твердых сплавов [111], однако на машиностроительных предприятиях отсутствуют научно обоснованные критерии выбора материалов и упрочняющих технологий для изготовления лопаток. Лопатки изготавливаются в литом или ковном вариантах чаще из хромистых чугунов с различным содержанием хрома – от 1 до 30 % без

термообработки или после нормализации, что не обеспечивает износостойкую структуру лопаток и приводит к неоправданно быстрому их абразивному изнашиванию и затрат на замену рабочего комплекта лопаток.

В настоящее время не существует единых представлений о химическом составе материала для лопаток дробеметных аппаратов за исключением того, что их следует изготавливать из белых хромистых чугунов, поскольку лопатки относятся к деталям, работающим в условиях интенсивного изнашивания при умеренных ударных нагрузках и при рабочих температурах до 400 °С. В некоторых случаях применяют чугун типа нихард с карбидами типа  $M_3C$ , в других – чугуны с 10-12 % Cr. В ряде работ в качестве наиболее эффективных по износостойкости рассмотрены чугуны с 15-18 % Cr с карбидами хрома типа  $M_7C_3$ , а в отдельных случаях используются и высокохромистые чугуны с 25-28 % Cr. Так, в работе [112] детально изучено влияние структуры на износостойкость чугуна ИЧ290Х23Г2М1. По-видимому, выбор того или иного чугуна обусловлен в основном конкретными условиями работы дробеметных аппаратов (скоростью и степенью абразивности используемой дроби, соотношением ударных и истирающих нагрузок, углом атаки и др.).

В данной работе с целью обеспечения долговечности лопаток дробеметных аппаратов в условиях Уралвагонзавода выбор в качестве материала для исследования износостойких белых хромистых чугунов с 16-25 % хрома обусловлен максимальной твёрдостью карбидов хрома типа  $M_7C_3$ , что приводит к значительному повышению прочности, твёрдости и износостойкости чугуна. Углерод повышает твёрдость чугуна, но снижает его прочность. Рост твёрдости и износостойкости чугунов можно обеспечить при прочих равных условиях повышением количества карбидной фазы, обусловленным увеличением концентрации хрома. Легирование молибденом необходимо для обеспечения прокаливаемости, легирование ванадием и титаном – с целью измельчения первичной структуры при кристаллизации.

Поэтому для сравнительного изучения использовали два чугуна – 260Х16М2 и 250Х25МФТ, выплавленные в 50-кг индукционной печи под руководством Г.Н. Плотникова, химический состав которых указан в таблице 2.1.

#### **4.1. Формирование фазового состава и структуры белых хромистых чугунов в процессе отливки, нормализации и закалки**

##### 4.1.1. Формирование структуры чугунов в процессе кристаллизации

Последовательность и характер фазовых превращений в процессе кристаллизации исследуемых доэвтектических чугунов проанализированы с помощью известных политермических разрезов диаграммы состояния Fe-Cr-C при 16 % и 25 % Cr и изотермических разрезов при различных температурах (рисунок 4.1) [45]. Первыми образуются дендриты аустенита, между осями которых кристаллизуется эвтектика  $\gamma+K_2$  (аустенит + вторичные карбиды). Ведущей фазой при кристаллизации эвтектики является гексагональный карбид  $(Cr, Fe)_7C_3$ . В промежутках между первичными кристаллами  $(Cr, Fe)_7C_3$  и ответвляющимися от них под небольшими углами карбидными стержнями шестигранного сечения кристаллизуется ведомая фаза – аустенит.

Введение молибдена в количестве до 2 % не изменяет морфологической картины кристаллизации. Согласно термокинетическим диаграммам превращения аустенита в высокохромистых белых чугунах, образованию продуктов превращения аустенита предшествует выделение вторичных карбидов в пересыщенном твёрдом растворе. В качестве примера рассмотрим последовательность фазовых превращений в процессе кристаллизации хромистого чугуна типа 250Х25 согласно [45].

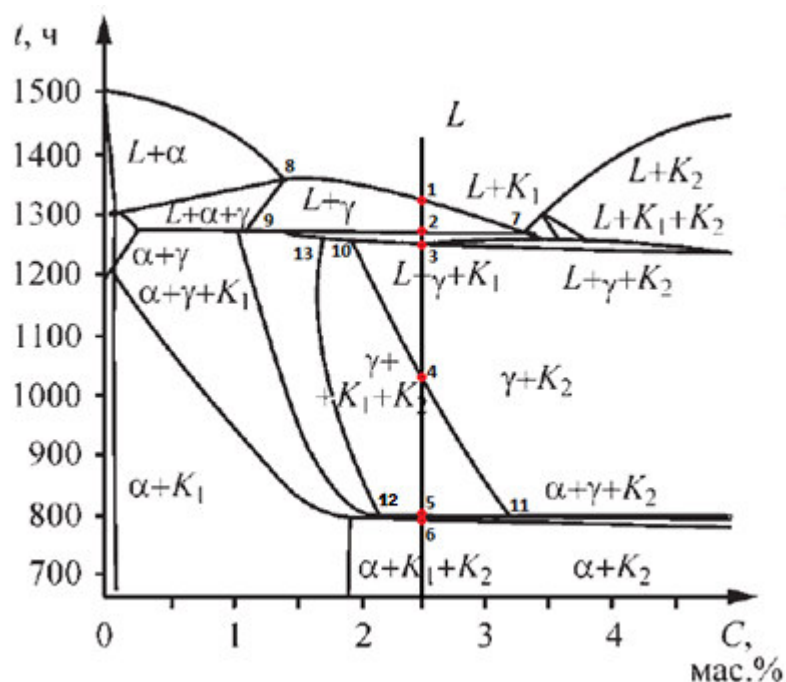


Рисунок 4.1. - Псевдобинарная диаграмма состояния Fe-C при содержании 25 % хрома:  $K_1 - (Fe, Cr)_4C$  ( $M_{23}C_6$ );  $K_2 - (Fe, Cr)_7C_3$  [45]

При медленном охлаждении (порядка  $10^{\circ}/\text{мин}$ , что примерно соответствует отливкам с приведённой толщиной стенки 50 мм) сплав проходит следующие стадии:

1. Первичной фазой, кристаллизующейся из расплава в интервале температур  $t_1 - t_2$ , выделяются кристаллы аустенита, при этом жидкая фаза обогащается, а аустенит обедняется углеродом. В интервале температур  $t_2 - t_3$  происходит эвтектическое превращение, из жидкой фазы выпадает смесь аустенита и карбидов первого типа -  $(Fe, Cr)_4C$ .

2. В интервале температур  $t_3 - t_4$ , карбиды первого типа превращаются в карбиды второго типа -  $(Fe, Cr)_7C_3$  в связи с тем, что карбиды первого типа обогатились углеродом по нижней поверхности эвтектических областей, аустенит при этом также обогащается углеродом.

3. В интервале температур  $t_4 - t_5$ , в связи с предшествовавшим увеличением содержания углерода в аустените из него выделяются карбиды обоих типов. Содержание углерода в карбидах и аустените растёт.



4. В интервале температур  $t_5 - t_6$  происходит эвтектоидное превращение, аустенит распадается на феррит и карбиды второго типа, в структуре присутствуют и карбиды первого типа.

5. Ниже температуры  $t_6$ , фазовых превращений не происходит, при охлаждении выравнивается состав карбидов.

При наличии в составе чугуна небольших количеств ванадия и титана в качестве первичной фазы в расплаве выделяются карбиды VC и TiC, а легирование 1–2 % молибдена не изменяют картины первичной кристаллизации [45].

Таким образом, в процессе медленного охлаждения отливок из чугуна 250X25МФТ в формах или при отжиге в них формируется в той или иной степени равновесная структура, состоящая из феррита и смеси карбидов ( $M_{23}C_6$ ) и  $(Fe, Cr)_7C_3$  в свободном состоянии и/или входящих в состав ферритно-карбидной смеси (ФКС). Наличие феррита в свободном состоянии или в составе ФКС является нежелательным с точки зрения получения высокой износостойкости. Поэтому целесообразно разработать технологические режимы термической обработки исследуемых чугунов, обеспечивающие необходимый фазовый состав металлической основы, содержащий регулируемое количество карбидов, мартенсита и метастабильного аустенита.

Аналогичный анализ фазовых превращений, происходящих при кристаллизации чугуна 260X16М2, проведённый по соответствующему вертикальному разрезу диаграммы состояния системы Fe-Cr-C, показал, что равновесная структура состоит из феррита и карбидов  $(Fe, Cr)_7C_3$  в свободном состоянии и/или входящих в состав ФКС.

В данном разделе работы проведено прогнозирование химического и фазового состава металлической основы исследуемых чугунов к моменту начала эвтектического превращения, фазовый состав и количество эвтектики и характер фазовых превращений в процессе охлаждения

закристаллизовавшегося металла с использованием специальной программы, описанной в главе 3.

Результаты реализации программы [91] для чугуна ИЧ260Х16М показаны в таблице 4.1, откуда следует, что количество карбидов составляет 28–32 %, а химический состав матрицы близок к составу стали 70Х12МЛ. Расчёт температур мартенситных точек по уравнениям, выведенным на основе экспериментальных исследований сталей переходного класса с 0,6–1,0 % С, показал, что температура  $M_n$  для стали 70Х12М составляет 130 °С, а температура  $M_d = 260^\circ\text{C}$ , полученная экспериментально при растяжении образцов близкой по составу стали [3].

Таблица 4.1. - Результаты расчётов для чугуна ИЧ260Х16М2

| Химический состав, %                      |             |                       |
|---|-------------|-----------------------|
| Элемент                                   | Исходный    | Тв. раствор (матрица) |
| Углерод                                   | 2,62        | 0,70                  |
| Хром                                      | 16,20       | 12,00                 |
| Молибден                                  | 2,15        | 0,85                  |
| Железо                                    | 79,03       | 86,45                 |
| Фазовый состав                            |             |                       |
| Фазы                                      | %, массовые | %, объёмные           |
| Эвтектические карбиды<br>$Me_3C + M_7C_3$ | 27          | 28                    |
| Состав металлической основы, %            |             |                       |
| Аустенит                                  |             | 54                    |
| Мартенсит                                 |             | 46                    |

Таким образом, можно говорить об удовлетворительной корреляции результатов прогнозирования химического и фазового состава металлической основы реальным данным по фазовому составу и стабильности аустенита изученного в работе чугуна в литом состоянии после

отливки заготовок лопаток дробеметных аппаратов толщиной 20 мм в формы методом точного литья.

О хорошей корреляции между максимальными значениями относительной износостойкости и эффективной микротвёрдости можно судить из данных таблицы 4.2. Чем выше микротвёрдость вторичной структуры, формирующейся на рабочей поверхности, тем более тонкий слой металла участвует в создании рабочего слоя, обеспечивающего диссипацию энергии абразивных частиц, тем с менее глубокого слоя происходит отделение частиц износа.

Таблица 4.2. - Результаты испытания на абразивное изнашивание исследуемых чугунов в сравнении со сталью 150ХНМЛ

| Марка и режим термообработки                                | Потери массы, $\Delta M$ , г после испытания на пути, м |        |                 |        | HRC  | $\epsilon$ | $H_{50из}$<br>н.<br>ГПа |
|---|---|--------|-----------------|--------|------|------------|-------------------------|
|   | Жёсткий режим   |        | Умеренный режим |        |      |            |                         |
|   | 30  | 60     | 90              | 120    |      |            |                         |
| Сталь 150ХНМЛ, закалка 850 °С, масло, отпуск 200°С, 3 ч     | 0,118   | 0,2355 | 0,042           | 0,0875 | 61   | 1,0        | 9,8                     |
| ИЧХ25МФТ нормализация 1050 °С, отпуск 450 °С, 2 час, воздух | 0,0622  | 0,1245 | 0,0071          | 0,0142 | 60,0 | 1,89       | 10,2                    |
| ИЧХ25МФТ закалка 900 °С, масло                              | 0,0441  | 0,0886 | 0,0056          | 0,0129 | 62,0 | 2,65       | 11,1                    |
| ИЧХ25МФТ закалка 1170 °С, масло                             | 0,0304  | 0,0612 | 0,0039          | 0,0079 | 56,0 | 3,53       | 11,5                    |
| ИЧХ16М2 литой   | 0,0698  | 0,1396 | 0,0083          | 0,0168 | 44   | 1,68       | 10,2                    |

продолжение таблицы 4.2

| Режим термообработки   | Потери массы, ΔМ, г после испытания на пути, м |        |                 |        | HRC | ε    | H <sub>50из</sub><br>н.<br>ГПа |
|--|--|--------|-----------------|--------|-----|------|--------------------------------|
|  | Жёсткий режим                                  |        | Умеренный режим |        |     |      |                                |
|  | 30   | 60     | 90              | 120    |     |      |                                |
| ИЧХ16М2,<br>нормализация<br>1010 °С, воздух,<br>отпуск 450 °С, 3<br>часа, воздух | 0,0650   | 0.1355 | 0,0075          | 0,0153 | 57  | 1,73 | 10,0                           |
| ИЧХ16М2,<br>Нормализация<br>1050 °С, воздух,                                     | 0,090  | 0,1768 | 0,0098          | 0,0201 | 46  | 1,33 | 9,9                            |
| ИЧХ16М2,<br>закалка 1170 °С,<br>масло  | 0,0400   | 0,0792 | 0,0048          | 0,0114 | 46  | 2.81 | 11,0                           |
| ИЧХ16М2,<br>закалка 900 °С,<br>масло   | 0,0800   | 0,1595 | 0,0080          | 0,0161 | 65  | 1,47 | 10,0                           |

В таблице 4.3 представлен фазовый состав по данным рентгеноструктурного анализа и твердость чугунов 260Х16М2 и 250Х25МФТ после литья. Выявлен один тип карбидов -  $(Cr, Fe)_7C_3$ , причём количество карбидов меньше в чугунах с пониженной концентрацией хрома. В обоих чугунах присутствует остаточный аустенит и продукты его диффузионного и мартенситного превращения. Относительно большее количество остаточного аустенита образовалось в сплаве с повышенным содержанием хрома, что обуславливает меньшую твердость этого сплава. Наибольшие значения твердости имеет чугун 260Х16М2 с мартенситной матрицей. Развитие процесса выделения вторичных карбидов в этом чугуне приводит к повышению мартенситных точек с сохранением относительно небольшого количества остаточного аустенита в литом состоянии.

Таблица 4.3 - Фазовый состав и твердость исследуемых чугунов в литом состоянии

| Сплав     | Фазовый состав      | Твердость HRC | Общее количество карбидов |
|-----------|---------------------|---------------|---------------------------|
| 260X16M2  | $\alpha+\gamma+K_2$ | 56            | 26                        |
| 250X25MФТ | $\alpha+\gamma+K_2$ | 54            | 32                        |

#### 4.1.2. Влияние нормализации на фазовый состав и структуру исследуемых чугунов

С целью определения характера и критических температур фазовых превращений в процессе нагрева и охлаждения исследуемого сплава 260X16M2 проведено дилатометрическое исследование образцов, отлитых из этого сплава.

На рисунке 4.2 приведены дилатометрические кривые сплава 260X16M2 в закалённом от 1100 °С состоянии (70 % аустенита и 30 % мартенсита в металлической основе). Анализ дилатограммы показал, что в сплаве происходит ряд структурных превращений, сопровождающихся заметными дилатометрическими эффектами. Видно, что при нагреве в интервале температур  $t = 100 - 200$  °С, происходит небольшое сужение образца. Это связано с перераспределением атомов углерода в решётке  $\alpha$ -мартенсита, образованием сегрегаций на дефектах решётки мартенсита и возникновением кластеров [113]. Эти процессы обусловлены сильным упругим взаимодействием между атомами углерода в решётке мартенсита.

В результате постепенного выделения атомов углерода из твёрдого раствора происходит уменьшение осей тетрагональной решётки мартенсита, приближением периодов  $c$  и  $a$  к периоду решётки  $\alpha$ -Fe. Это 1-я стадия распада мартенсита.

Дальнейший нагрев до температур  $t = 450 - 600$  °С приводит к расширению образца. Это связано с распадом аустенита. Выше температуры

$t = 600^{\circ}\text{C}$  наблюдается некоторый эффект сжатия, вызванный карбидными превращениями и кривая идёт вниз вплоть до точки  $A_{c1}$ . Резко выраженный перегиб, наблюдаемый из за уменьшения объёма в интервале температур  $t = 750\text{--}850^{\circ}\text{C}$ , обусловлен  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращением. Верхняя и нижняя граница этих интервалов являются критическими температурами  $A_{c1}$  и  $A_{cm}$ :  $A_{c1} = 750^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{cm} = 850^{\circ}\text{C}$ . Выше  $A_{cm}$ , вплоть до максимальной температуры нагрева печи дилатометра  $915^{\circ}\text{C}$  происходит термическое расширение смеси аустенита и не растворившихся карбидов.

В процессе относительного быстрого охлаждения (на воздухе) на дилатограмме не фиксируются объёмные эффекты, связанные с фазовыми превращениями, до температуры начала мартенситного превращения, которое вызывает резкое увеличение объёма образца. Из данной дилатограммы видно, что  $M_n = 220^{\circ}\text{C}$  и превращение не завершается при комнатной температуре.

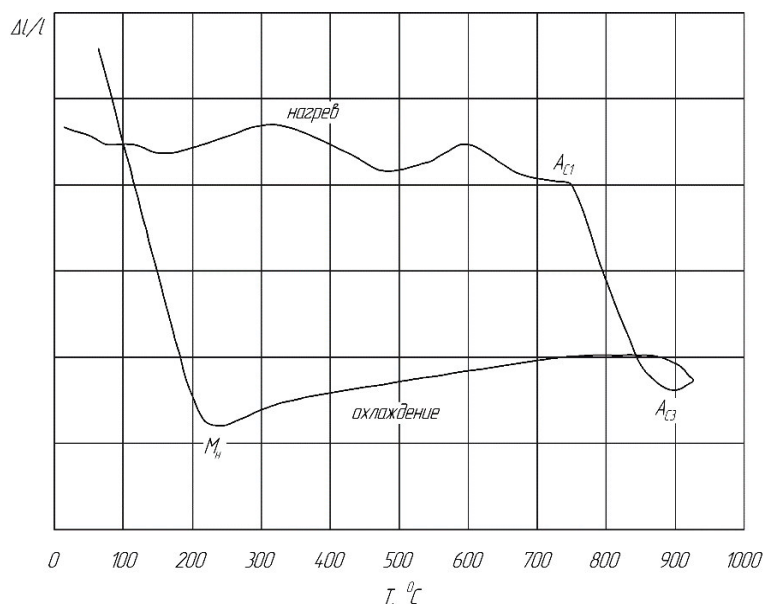


Рисунок 4.2. - Дилатограмма образца чугуна 260X16M2

На основании дилатометрического исследования минимальной температурой нагрева образцов под закалку и нормализацию выбрана температура  $900^{\circ}\text{C}$ , максимальная –  $1170^{\circ}\text{C}$ , охлаждение – в масле. Поскольку количество эвтектических карбидов в результате повышения

температуры закалки не изменяется, представляет интерес изыскание возможности целенаправленно воздействовать на регулируемый фактор – химический состав металлической основы сплавов - за счёт изменения количества вторичных карбидов, для чего необходимо иметь возможность прогнозировать химический и фазовый состав чугуна.

В таблице 4.4 приведены значения твёрдости чугуна 260X16M2, измеренные на заготовках сечением 12, 30 мм после нормализации и закалки от 850 °С, а также показано различие в твёрдости между заготовками данных сечений. Видно, что твёрдость после нормализации и закалки практически не зависит от сечения заготовок в указанных пределах, то есть от их скорости охлаждения.

Таблица 4.4. - Твёрдость заготовок чугуна 260X16M2 сечением 30 и 12 мм, после нормализации и закалки от 850 °С

| Чугун    | Твёрдость, HRC<br>заготовок сечением, мм |    |    | Δ<br>HRC12<br>-30 мм | Закалка,<br>сечение<br>12 мм |
|----------|--|----|----|----------------------|------------------------------|
|          | 12                                       | 30 | 60 |                      |                              |
| 260X16M2 | 62                                       | 61 | 61 | 1                    | 63                           |

Особенности зависимости твёрдости заготовок исследуемых чугунов различного сечения от их химического состава рассмотрены в связи с термокинетическими диаграммами превращений аустенита, полученными для близких по составу чугунов И.И.Цыпиным (рисунок 4.3) [45]. Повышение концентрации молибдена от 0,8 до 1,4 % увеличивает устойчивость переохлаждённого аустенита в интервале до температуры минимальной устойчивости по отношению к диффузионному распаду, что позволят получить в заготовках сечением 12 мм мартенситно-бейнитную структуру. Это свидетельствует о том, что устойчивость аустенита в перлитной области у этих чугунов достаточна при данных скоростях охлаждения, а уменьшение твёрдости до 48-52 HRC вызвано понижением мартенситной точки с соответствующим увеличением количества

остаточного аустенита. Металлическая основа содержит большое количество дисперсных карбидов глобулярной формы, однако встречаются и выделения, на несколько порядков превышающие по размерам основную массу карбидов. Крупные выделения, по-видимому, являются первичными карбидами. Структура образцов после нормализации от 1000 °С практически не отличается от структуры литого металла.

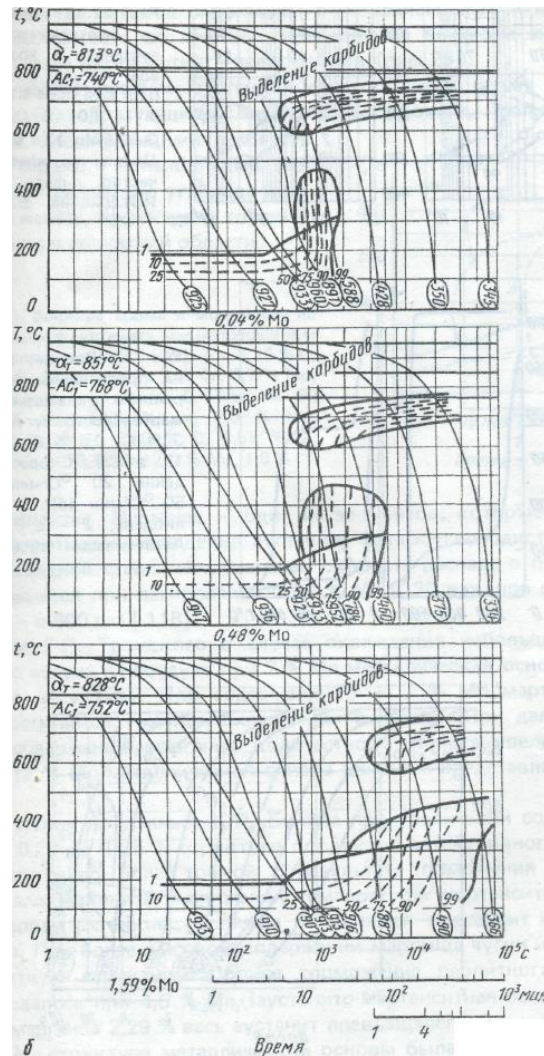


Рисунок 4.3. - Термокинетическая диаграмма белого износостойкого чугуна с 2,9 % С, 0,6 % Si, 0,7 % Mn, 17 % Cr, нагрев при 955 °С, 20 мин с различным содержанием Мо: а – 0,04 % Мо, б – 0,48 % Мо, в – 1,59 % Мо

[45]



#### 4.1.3. Взаимосвязь фазового состава, структуры и твёрдости металлической основы чугунов с их абразивной износостойкостью в зависимости от температуры закалки

Этот раздел работы методически выполнен по аналогии с комплексным подходом к выбору технологии обеспечения высокой абразивной износостойкости с использованием высокотемпературной закалки и обработки холодом, реализованной для высокохромистых сталей и описанной в главе 3. Основанием для применения аналогичных изученным сталям режимов термической обработки явилась схожесть химических составов сталей X12МФЛ и 95X18 и выбранных для исследования чугунов. Так же совпадают цели исследования, состоящие в обеспечении наибольшей абразивной износостойкости применительно к цилиндрическим втулкам насосов в литом исполнении в первом и к изготовлению втулок насосов в биметаллическом исполнении и лопаткам дробеструйных аппаратов - во втором случае.

Образцы с различной исходной структурой подвергались закалке в масле. Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850–1170 °С), выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Закаленные образцы после выдержки подвергались обработке холодом в течение 20 мин при температурах: -40, -70, -196 °С. Для обработки холодом использовались сухой лед и жидкий азот.

Из литых заготовок валковой стали перлитного (150ХНМЛ) класса после закалки от 850 °С в масле и отпуска 200 °С, 3 ч, принятой за эталон, и исследуемых чугунов после различной термообработки (нормализации с отпуском для снятия напряжений и закалки в масле от разных температур) вырезали образцы размерами 10 × 10 × 25 мм для изучения микроструктуры и испытаний на абразивное изнашивание.

С целью получения более полной информации о стойкости исследуемых сплавов в условиях абразивного изнашивания разной интенсивности испытание каждого образца проводились в двух условиях

трения по закреплённому абразиву: 1) жёстких – по свежей шлифовальной бумаге 14A32MH481 со средним размером абразивных частиц 140 мкм [80] и 2) умеренных – при повторном использовании той же шлифовальной бумаги со средним размером абразивных частиц 40 мкм. Образцы испытывались при постоянной удельной нагрузке 1 МПа на четырёх отрезках пути трения – по 30 м каждый.

Таким образом, при испытании каждого образца получено 4 значения потерь массы образца – 2 при жёстком режиме и 2 – при умеренном, что позволило сравнивать на одном графике по значению  $dM/dS$  интенсивность изнашивания в двух разных условиях. Потеря массы при испытании на износ – менее 1 %.

Абразивную износостойкость определяли по результатам двух параллельных испытаний с расчетом относительной износостойкости  $\varepsilon$  по формуле:

$$\varepsilon = \Delta M_3 / \Delta M_0,$$

где  $\Delta M_3$  – потеря массы образца-эталона из валковой стали 150ХНМЛ;  $\Delta M_0$  – потеря массы испытуемого образца, которая составляла менее 1 % на пути трения 120 м [2].

Результаты испытаний образцов стали 150ХНМ и исследуемых чугунов после закалки от различных температур на абразивное изнашивание представлены в таблице 4.2.

Принцип метастабильности аустенита эффективно используется в последнее время для повышения износостойкости высокоуглеродистых сплавов, в которых присутствует 20–30 % карбидной фазы – белых хромистых чугунов (например, ИЧ260Х17М1, ИЧ260Х17М3, ИЧ190Х18, ИЧ200Х13, ИЧ300Х18 и др.) [46,112-114]. В последних случаях речь идёт о получении определённого химического и фазового состава металлической основы с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом. Максимальная износостойкость таких сплавов достигается в результате высокотемпературной закалки с получением достаточного количества

остаточного метастабильного хромистого аустенита в металлической основе сплавов, несмотря на более низкую исходную твёрдость по сравнению с низкотемпературной закалкой. Микроструктура образцов после закалки показана на рисунке 4.4.

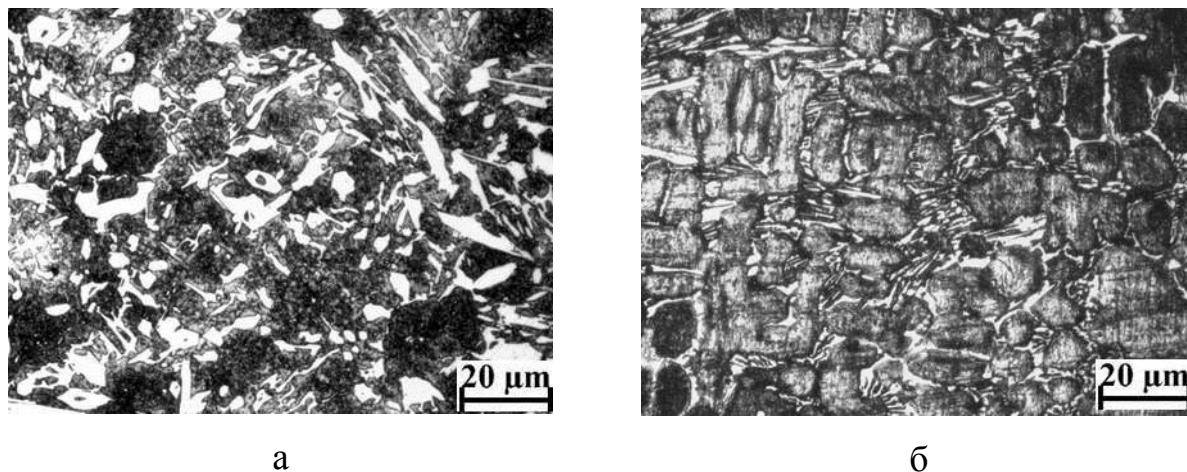


Рисунок 4.4. – Микроструктура чугунов после закалки от температуры 1170 °С: а – 250X25MФТ; б – 260X16M2

Характерно при этом, что химический состав металлической основы сплавов должен иметь содержание углерода 0,5–0,7 % и соответствующее сочетание хрома, марганца и других легирующих элементов для обеспечения условия  $-196^{\circ}\text{C} < M_{\text{н}}, M_{\text{д}} > 20^{\circ}\text{C}$  [46]. При содержании углерода, меньшем, чем 0,5 %, не достигается высокого уровня упрочнения вследствие образования мартенсита деформации, а при концентрации углерода, превышающей 0,7 %, аустенит становится слишком стабильным по отношению к деформационному мартенситному превращению.

Для чугунов 260X16M2, 250X25MФТ, изученных в данной работе износостойкость монотонно возрастает по мере повышения температуры закалки во всем изученном интервале температур нагрева под закалку (до 1170 °С), несмотря на закономерное снижение исходной твёрдости из-за насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами и значительного объёма деформационного мартенситного превращения (ДМП) (таблица 4.5).

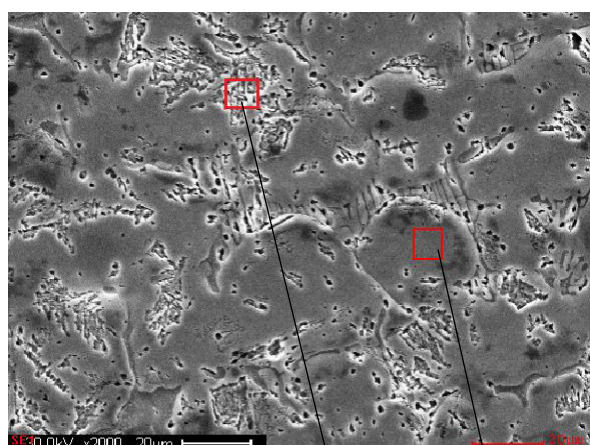
Таблица 4.5. - Фазовый состав, химический состав матрицы (по расчёту), твёрдость, микротвёрдость матрицы и рабочей поверхности и относительная износостойкость сплавов после закалки от 1170°С

| Марка чугуна | Химический состав матрицы (% по массе) (по расчёту) | Количество аустенита в матрице, % | Относительная износостойкость, $\epsilon$ | Твердость, HRC <sub>3</sub> | Микротвердость, ГПа |                |
|--------------|---|-----------------------------------|---|-----------------------------|---------------------|----------------|
|              |   |                                   |   |                             | матрицы             | на поверхности |
| 260X16M2     | 0,70 % C,<br>12,00 % Cr,<br>0,85% Mo                | 90                                | 2,81                                      | 46                          | 6,2                 | 11,0           |
| 250X25MФТ    | 0,60 % C,<br>18,00 % Cr,<br>0,35 % Mo,<br>0,16 % V  | 90                                | 3,53                                      | 56                          | 6,5                 | 11,5           |

Поскольку количество эвтектических карбидов в результате повышения температуры закалки сплавов не изменяется (общее количество карбидной фазы в исследуемых сплавах 26-32 %), целенаправленное воздействие на регулируемый структурный фактор – химический состав металлической основы сплавов – производится за счёт растворения некоторого количества вторичных карбидов литых или нормализованных чугунов.

Принцип метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности, таким образом, имеет универсальный характер и применим не только к сталям, но и к белым чугунам с карбидным упрочнением. В последних случаях речь идёт о получении определённого химического и фазового состава структурной составляющей сплава - металлической основы с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом, содержащим 0,6-0,7 % С, что обеспечивается высокотемпературной закалкой.

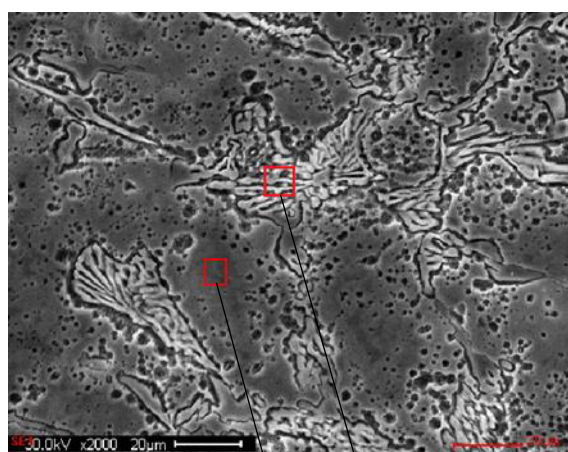
Концентрация хрома в твёрдом растворе, по данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов (рисунок 4.5), оказалась близкой к величине 11 % и 18 % для чугунов 260X16M2 и 250X25МФТ, соответственно, что коррелирует со значениями, полученными расчетным методом (см. таблицу 4.1).



а

| <i>Участок 1</i> |            |            |
|------------------|------------|------------|
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 02.05      | 01.19      |
| <i>Ti</i>        | 00.66      | 00.76      |
| <i>V</i>         | 00.66      | 00.72      |
| <i>Cr</i>        | 17.59      | 18.37      |
| <i>Mn</i>        | 00.76      | 00.77      |
| <i>Fe</i>        | 84.76      | 84.63      |
| <i>Участок 1</i> |            |            |
| <i>Element</i>   | <i>Wt%</i> | <i>At%</i> |
| <i>Mo</i>        | 01.87      | 01.06      |
| <i>Ti</i>        | 00.77      | 00.87      |
| <i>V</i>         | 01.34      | 01.44      |
| <i>Cr</i>        | 39.89      | 41.82      |
| <i>Mn</i>        | 00.93      | 00.92      |
| <i>Fe</i>        | 55.21      | 53.89      |

б



1 2  
В

| Участок 1 |       |       |
|-----------|-------|-------|
| Element   | Wt%   | At%   |
| Mo        | 00.82 | 00.48 |
| Cr        | 11.59 | 12.37 |
| Mn        | 02.57 | 02.60 |
| Fe        | 85.02 | 84.55 |

| Участок 2 |       |       |
|-----------|-------|-------|
| Element   | Wt%   | At%   |
| Mo        | 04.46 | 02.56 |
| Cr        | 43.12 | 45.69 |
| Mn        | 02.77 | 02.78 |
| Fe        | 49.65 | 48.97 |

Г

Рисунок 4.5. – Микрорентгеноспектральный анализ: а – чугун 250Х25МФТ, закалка 1170 °С; в – чугун 260Х16М2, закалка 1170 °С, б, г – состав с выделенных участков (1 – твердый раствор; 2 – эвтектические карбиды)

Наличие кристаллов мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии присуще среднеуглеродистым аустенитным сталям системы Fe–Cr–Mn–C с промежуточной величиной энергии дефектов упаковки. Температура  $M_n$  для стали такого состава находится вблизи комнатной температуры. Известно, что хромомарганцевые аустенитные стали переходного класса с содержанием углерода около 0,6 % имеют вялую кинетику образования мартенсита охлаждения и активную кинетику мартенситного превращения в процессе деформации. Это способствует существенному увеличению их износостойкости в процессе абразивного изнашивания, которая находится на уровне стали 110Г13Л. Наличие карбидов типа  $M_7C_3$  в количестве 20-30 % дополнительно повышает сопротивление изнашиванию в 1,3-3,5 раз по сравнению со сталью 150ХНМЛ. Метастабильный остаточный аустенит, превращаясь в мартенсит деформации в процессе изнашивания, вносит вклад в упрочнение рабочей поверхности. Микротвёрдость рабочей поверхности чугунов после изнашивания повышается с 6,2-6,5 до 11-11,5 ГПа, (таблицы 4.4, 4.5), что и определяет высокую износостойкость сплавов. О хорошей корреляции между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвёрдости на рабочей поверхности после

изнашивания можно судить из данных таблицы 4.4. В процессе абразивного изнашивания может происходить также деформационный динамический отпуск образующегося мартенсита охлаждения и деформации, степень развития которого уменьшается в легированном хромом и молибденом мартенсите. Увеличение степени легирования аустенита хромом и молибденом по мере повышения температуры закалки повышает теплостойкость мартенсита, способствуя росту степени деформационного упрочнения поверхности.

Из данных рисунка 4.6, на котором показана кинетика изнашивания образцов чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ, видно, что как при «жестком» режиме испытания на первых 60 м пути трения, так и при «мягком» режиме испытания на второй части пути сохраняется преимущество в износостойкости чугуна 250X25MФТ за счёт более высокого содержания карбидной фазы. Для определения режимов термической обработки, формирующего микроструктуру с наибольшей абразивной износостойкостью важно, что износостойкость обоих чугунов на всём пути испытания (см. рисунок 4.6) выше после высокотемпературной закалки с преимущественно метастабильной аустенитной матрицей, чем после обычной закалки с мартенситной матрицей (рисунок 4.7).

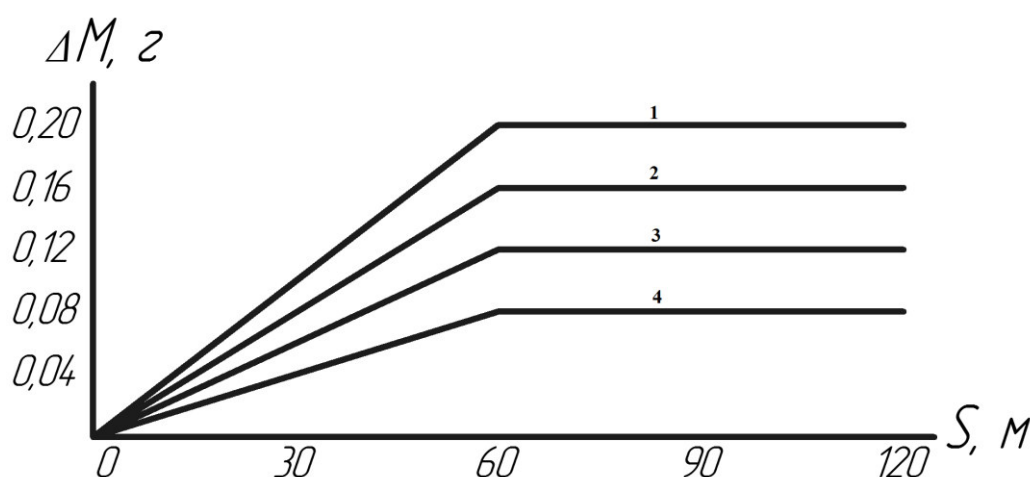


Рисунок 4.6. - Потеря массы на пути трения чугунов: 1-260X16M2, закалка 900 °C; 2-260X16M2, закалка 1170 °C; 3- 250X25MФТ, закалка 900 °C; 4- 250X25MФТ, закалка 1170 °C;



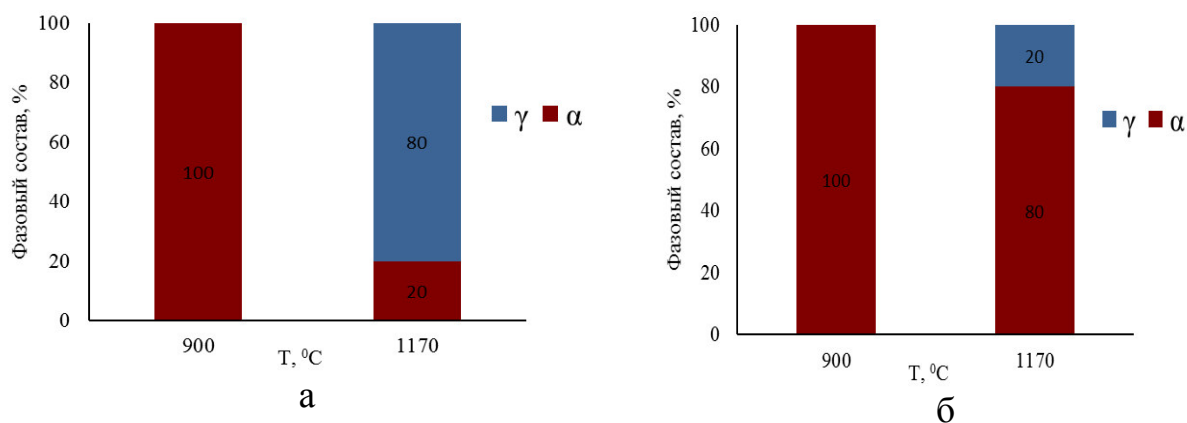


Рисунок 4.7. - Фазовый состав матрицы рабочей поверхности образцов чугуна 250X25MФТ, закалённых от 900 °С и 1170 °С: а – до испытания на абразивное изнашивание; б – после испытания на абразивное изнашивание

Различие в твёрдости чугунов после нормализации и закалки определяется устойчивостью переохлаждённого аустенита к диффузионному распаду, которая, в свою очередь, зависит от концентрации легирующих элементов в твёрдом растворе – хрома и молибдена. Максимальная твёрдость чугуна 260X16M2 после нормализации обусловлена большей устойчивостью его переохлаждённого аустенита. Зависимость значений твёрдости и фазового состава чугунов происходит от увеличения его стабильности, т.к. снижается температура  $M_d$ .

#### 4.1.4. Влияние обработки холодом на фазовый состав, твёрдость и износостойкость чугунов

Обработке холодом подвергались образцы исследуемых чугунов после закалки от температуры нагрева 1170 °С с целью получения дополнительного количества углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Увеличение количества мартенсита на 10–20 %, полученное глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки, повышает износостойкость сплавов на 20-30 %. Важную роль в обеспечении высокой



износостойкости охлаждённых до  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  образцов играет фактор повышения степени упрочнения рабочей поверхности образцов вследствие образования мартенсита деформации в процессе испытаний на изнашивание, наклёпа кристаллов мартенсита охлаждения и деформации. Суммарное количество мартенсита на рабочей поверхности испытанных образцов после глубокого охлаждения достигает 70–90 %.

Таким образом, обработка холодом чугунов с большим количеством остаточного аустенита (90-100 %) даёт возможность создать более благоприятное структурное состояние металлической матрицы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры с наличием некоторого количества углеродистого мартенсита охлаждения (~с 0,7 % углерода), по-видимому, повышается в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образования мартенсита деформации под влиянием абразивных частиц. В результате эффективная микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве 260X16M2 (после обработки холодом она возрастает до 11500 МПа), что сопровождается ростом износостойкости от 5,5 до 6,6.

Роль молибдена как основного легирующего элемента белых хромистых чугунов не сводится только к увеличению устойчивости переохлаждённого аустенита в процессе термической обработки. Молибден относительно слабо влияет на снижение точек  $M_n$  и  $M_d$  по сравнению с марганцем, а при близком положении мартенситных точек – износостойкость чугунов тесно связана со степенью упрочнения поверхности, которая, в свою очередь определяется интенсивностью образования мартенсита деформации, и количеством карбидной фазы.

## **4.2. Влияние отпуска после нормализации и закалки на фазовый состав, структуру твёрдость и абразивную износостойкость чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ**

Разработка режимов термической обработки материала для рабочих лопаток дробебетных аппаратов обусловила необходимость проведения сравнительных исследований влияния фазовых и структурных превращений, происходящих в процессе отпуска после нормализации и закалки, на структуру, твёрдость и абразивную износостойкость чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ по методике, аналогичной описанной для высокохромистых сталей в главе 3 данной работы.

Цель отпуска лопаток – снижение закалочных напряжений и сохранение диссипативной структуры при минимальном снижении абразивной износостойкости. Кроме того, информация о поведении исследуемых чугунов с различной исходной структурой при отпуске важна с точки зрения возможности изготовления деталей, работающих в условиях изнашивания при повышенных температурах, например, дробящих плит агломерационных дробилок. Важную роль при выборе температуры отпуска играют и соображения о повышении конструктивной прочности рабочих лопаток дробебетных аппаратов без существенной потери их абразивной износостойкости, а также при разработке режимов термической обработки комбинированных втулок «сталь-чугун» для буровых насосов.

Изучение влияния двухчасового отпуска на фазовые превращения чугунов проводили после нагрева при обычной (900 °С) и высокотемпературной (1170 °С) закалке в преимущественно мартенситном и аустенитном состояниях, соответственно (см. рисунок 4.4). Характер изменения твердости в процессе нагрева при отпуске определяется фазовым составом сплавов в состоянии после закалки.

После низкотемпературной закалки чугунов, как и у стали 95X18, существенных изменений твердости не происходит до температуры отпуска 500 °С. Твердость снижается в сплавах с высокой исходной твердостью и

преимущественно мартенситной структурой – на 3–4 ед. – от 63–64 до 61–60 HRC после отпуска при температуре 550 °С. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 600 и 650 °С вызывает прогрессирующее снижение твердости – до 50 и 51 HRC, соответственно. Типичный ход температурной зависимости твердости сплавов с преимущественно мартенситной структурой характерен для мартенсита повышенной теплостойкости, обеспеченной высоким содержанием хрома и присутствием молибдена в твердом растворе.

Иная зависимость твердости от температуры отпуска типична для обоих чугунов после высокотемпературной закалки (от 1170 °С): до температуры отпуска 500 °С – твердость практически не изменяется, оставаясь на уровне 50–52 HRC. Отпуск при температурах 550–600 °С вызывает не снижение, а рост твердости до 55 HRC, как и для высокохромистых сталей с эффектом дисперсионного твердения остаточного аустенита (раздел 3.4), в которых остаточный аустенит преобладает.

В интервале температур повышения твердости происходит дестабилизация обедненного по углероду и хромом аустенита по отношению к мартенситному превращению в процессе охлаждения от температуры отпуска и деформационному мартенситному превращению в процессе изнашивания.

Таким образом, твердость отпущенных образцов при температуре 550 °С выравнивается после обоих режимов обработки с той разницей, что закалённые от нормальной температуры образцы приобретают эту твердость при постепенном снижении значений твердости от закалённого состояния, а после высокотемпературной закалки – наоборот, в результате роста твердости при повышении температуры отпуска до 550 °С.

В указанном интервале происходит дисперсионное твердение аустенита с выделением карбидов  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  и явление вторичной закалки, что следует из уменьшения количества остаточного аустенита.

Отпуск при температуре 650 °С и выше приводит к заметному снижению твердости в обоих сплавах. Снижение твёрдости при температуре 650 °С происходит вследствие получивших развитие процессов отпуска мартенсита, распада аустенита на ферритно-карбидную смесь и коагуляции карбидов, но относительно меньшее снижение характерно для легированного большим количеством молибдена сплава 260X16M2 с большим содержанием остаточного аустенита. Этот сплав сохраняет более высокий уровень твердости после отпуска на максимальную температуру – 650 °С – 51 HRC.

Таким образом, способность к дисперсионному твердению в процессе отпуска после высокотемпературной закалки имеют сплавы, в которых содержится до 40–50 % остаточного аустенита. В сплавах с 10–20 % остаточного аустенита после закалки от 900 °С в результате высокотемпературной закалки, которая формирует металлическую основу с 90–100 % остаточного аустенита, изученные сплавы приобретают способность к дисперсионному твердению в интервале температур 550–600 °С, причем при температурах 600–650 °С для изученных сплавов 260X16M2 и 250X25MФТ твёрдость с аустенитной структурой металлической основы превышает твёрдость сплавов с исходной мартенситной основой. Заметные различия в структуре металлической основы сплавов, закаленных от низких и высоких температур, обнаружены после высокого отпуска (550 °С). После отпуска образцы с преимущественно мартенситной структурой имеют характерную для ферритно-карбидной смеси перлитноподобную структуру, в то время как на образцах с исходной аустенитной структурой пластинчатая структура отсутствует (рисунок 4.8).

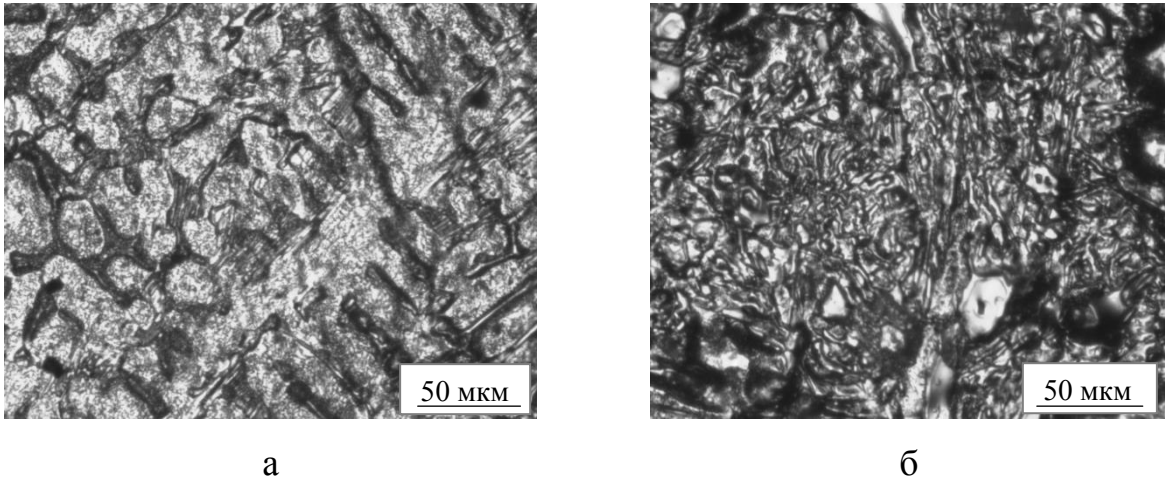
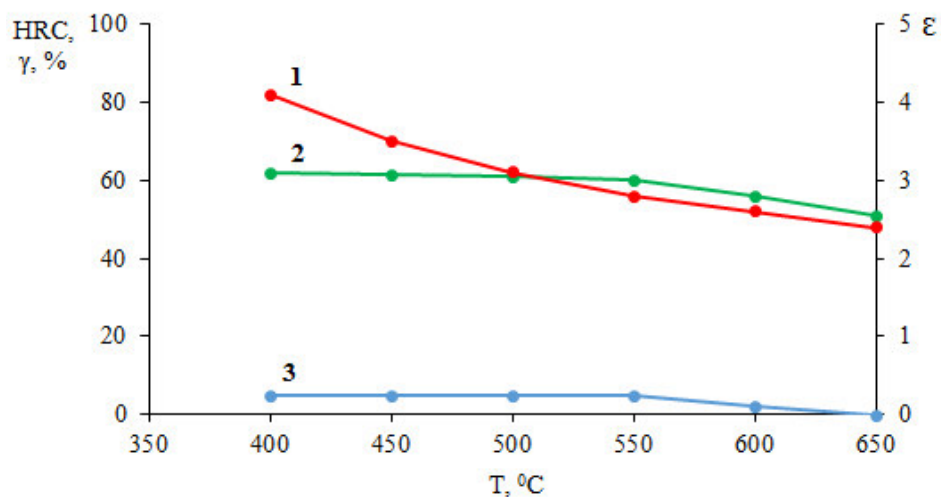
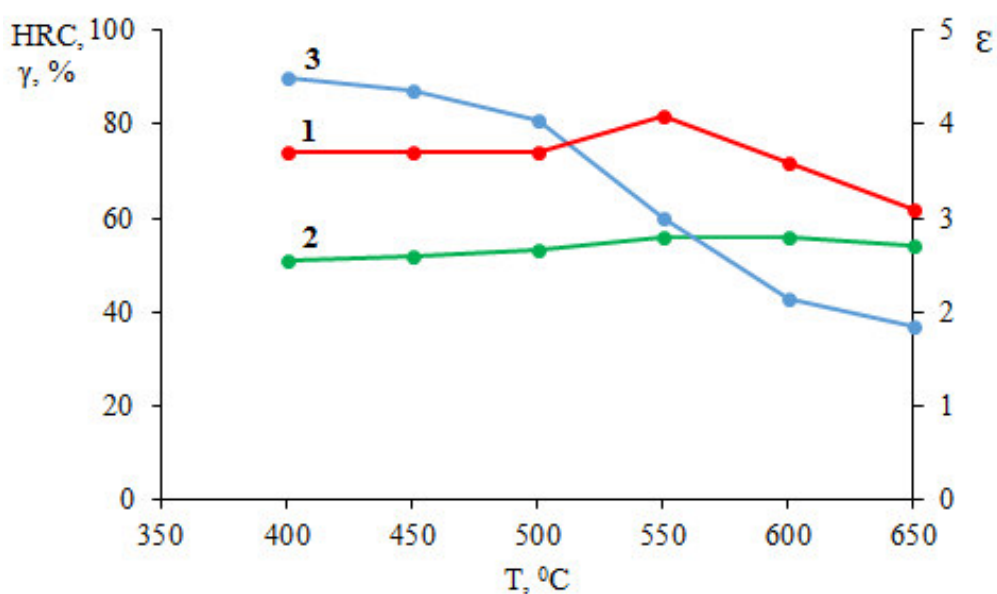


Рисунок 4.8. – Микроструктура чугунов после закалки 1170 °С с последующим отпуском при температуре 550 °С: а – чугун 260X16M2; б – 250X25MФТ

Износостойкость в процессе изнашивания исследуемых сплавов качественно коррелирует как с исходной твёрдостью перед испытанием, так, и в ещё большей степени, с микротвёрдостью на поверхности изнашивания (особенно для сплавов с исходной структурой метастабильного аустенита). Более тесная корреляция износостойкости с исходной твёрдостью перед испытанием наблюдается для сплава с исходной мартенситной структурой металлической основы: снижение твёрдости в результате отпуска мартенсита при нагреве выше 600 °С сопровождается столь же резким уменьшением износостойкости. Иной характер зависимости износостойкости от температуры отпуска присущ состоянию после высокотемпературной закалки, где эффект дисперсионного твердения остаточного аустенита достаточно ярко выражен, он сопровождается возрастанием износостойкости на 10–20 % (рисунок 4.9).



а



б

Рисунок 4.9. - Влияние температуры отпуска на твердость сплава 260X16M2- относительную износостойкость (1), HRC (2), количество остаточного аустенита (3) после закалки от температур: а – 900 °C; б – 1170 °C

Увеличение износостойкости в результате высокого отпуска при 550 °C обусловлено, главным образом, дестабилизацией аустенита по отношению к образованию мартенсита охлаждения – явлением вторичной закалки вследствие выделения карбидов  $M_7C_3$ ,  $Me_{23}C_6$ , а также активизацией мартенситного превращения на рабочей поверхности образцов в процессе абразивного изнашивания, что видно из таблицы 4.6 по результатам анализа

количества аустенита после закалки от 1170 °С и отпуска после изнашивания.

На дифрактограммах чугуна 250Х25МФТ (рисунок 4.10) видно, что после высокотемпературной закалки и высокого отпуска (550 °С) сохраняется до 25 % остаточного аустенита, который превращается в мартенсит деформации в процессе изнашивания.

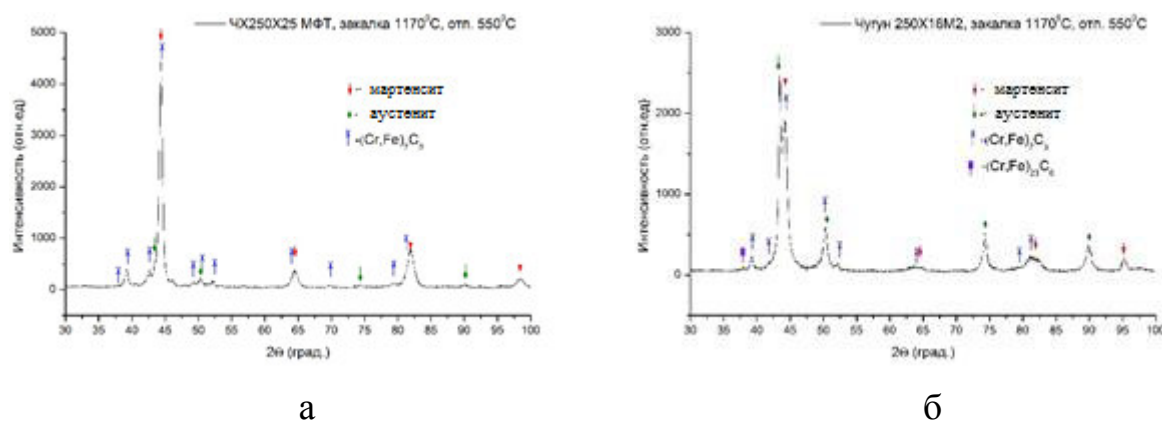


Рисунок 4.10 - Рентгеновские дифрактограммы образцов после закалки от 1170 °С и отпуска при 550 °С: а – 250Х25МФТ; б – 260Х16М

Таблица 4.6 – Фазовый состав металлической основы сплавов

| Марка     | Обработка                       | Фазовый состав                |
|-----------|---------------------------------|-------------------------------|
| 250Х25МФТ | Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С | 25 % $\gamma$ , 75 % $\alpha$ |
| 260Х16М2  | Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С | 35 % $\gamma$ , 65 % $\alpha$ |

Таким образом, изменение количества и стабильности аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению в процессе изнашивания может регулироваться повышением температуры отпуска сплавов. Изменение интенсивности образования мартенсита деформации в сплавах после закалки и отпуска является следствием результирующего действия двух основных факторов - химического (изменение химического состава твёрдого раствора в результате выделения дисперсных карбидов) и структурного (изменение условий зарождения и роста кристаллов мартенсита деформации вследствие образования в матрице кластеров, зон, дисперсных частиц). В сплавах с карбидным типом

упрочнения, которыми являются хромистые чугуны, химический фактор способствует дестабилизации, так как в результате старения матрица обедняется углеродом – наиболее сильным стабилизатором аустенита – и карбидообразующими элементами – Cr, Mo, также стабилизирующими аустенит. Повышая температуру отпуска, можно влиять на величину, плотность и распределение карбидов и тем самым изменять соотношение химического и структурного факторов, определяющих стабильность аустенита не только по отношению к образованию мартенсита охлаждения, но и мартенсита деформации.

Уменьшение стабильности аустенита по отношению к образованию мартенсита деформации в результате отпуска повышает способность сплавов к фрикционному упрочнению. Как и в закаленном состоянии, величина износостойкости находится в тесной взаимосвязи с микротвердостью рабочей поверхности после изнашивания, характеризующей не только их исходную прочность, но также и упрочнение, обусловленное мартенситными превращениями, а также деформационное упрочнение. Максимальной износостойкости соответствует и наибольшая микротвёрдость рабочей поверхности после изнашивания. Для сплава 260X16M2 максимальная износостойкость ( $\epsilon = 2,8$ ) и микротвердость ( $H_{50} > 10$  ГПа) после низкотемпературной закалки соответствует закаленному и среднеотпущенному (400 °С) состоянию, а после высокотемпературной закалки – закаленному и высоко отпущенному (550 °С) состоянию. Несмотря на менее высокую исходную микротвердость металлической основы с большим количеством метастабильного остаточного аустенита в сплавах с такой основой формируется структура с наибольшей способностью к диссипации энергии абразивных частиц и фрикционному упрочнению ( $H_{50} > 11$  ГПа). В обеспечении высокой износостойкости металлической матрицы с аустенитной структурой играет роль также повышенная способность аустенита удерживать карбиды при абразивном воздействии [114-115].



Возможно изготовление комбинированных отливок сталь–износостойкий чугун. Для этого рабочая поверхность детали защищается от абразивного износа вставками из износостойкого чугуна, а трещиностойкость детали в целом обеспечивается стальной основой. Также одним из перспективных направлений в обеспечении высокой абразивной износостойкости втулок грязевых насосов можно рассматривать применение биметаллической композиции с износостойкой вставкой из чугуна. В обоих случаях термическую обработку чугунных вставок целесообразно проводить по предложенному технологическому режиму с высокотемпературным нагревом под закалку для получения структуры метастабильного аустенита.

### 4.3. Выводы

1. Формирование диссипативной микроструктуры металлической основы хромистых чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ, состоящей из мартенсита и метастабильного остаточного аустенита, превращающегося в мартенсит деформации в процессе изнашивания с высокой способностью к фрикционному упрочнению достигается закалкой с нагревом до температур 1125-1170 °С. Такая микроструктура формируется в чугунах при охлаждении в масле или ускоренном охлаждении под струей вентилятора (воздушной закалке) и обеспечивает повышенную абразивную износостойкость по сравнению с закалкой от обычных температур (1000 - 1040 °С), несмотря на более высокую исходную твёрдость во втором случае.

2. Показано, что можно прогнозировать химический состав металлической основы исследуемых чугунов с достаточной точностью в зависимости от исходного химического состава чугуна. Так, металлическая основа чугуна 260X16M2 по химическому составу соответствует метастабильной аустенитной стали 70X12МЛ, что подтверждается микрорентгеноспектральным и рентгеноструктурным анализами.

3. Обработка холодом исследуемых чугунов после высокотемпературной закалки позволяет получить дополнительные порции углеродистого мартенсита (10–30 %) и повысить износостойкость на 20–30 % за счет формирования гетерогенной мартенситно-аустенитно-карбидной структуры металлической основы с высокой способностью к деформационному упрочнению в процессе изнашивания.

4. Максимальной износостойкости соответствует и наибольшая микротвёрдость рабочей поверхности после изнашивания. Для сплава 260X16M2 максимальная износостойкость ( $\epsilon = 2,8$ ) и микротвердость ( $H_{50} > 11$  ГПа) достигается после высокотемпературной закалки и высокого отпуска (550 °С) вследствие явления вторичной закалки.

5. В результате изучения взаимосвязи фазового состава, структуры и твёрдости чугунов с их абразивной износостойкостью можно рекомендовать по технологическим и экономическим соображениям для изготовления лопаток дробебетных аппаратов и вставок биметаллических втулок грязевых насосов чугун 260X16M2 с высокотемпературным нагревом под закалку и охлаждением сжатым воздухом с высоким отпуском.

## **ГЛАВА 5. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПО НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ И ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЦИЛИНДРОВЫХ ВТУЛОК БУРОВЫХ НАСОСОВ ИЗ СТАЛИ Х12МФЛ**

В результате проведённого в работе исследования в качестве материала для изготовления втулок буровых насосов выбрана сталь Х12МФЛ и предложен режим её комплексной термической обработки, включающий высокотемпературную закалку, который обеспечивает повышение абразивной износостойкости этой стали, в 3-4 раза превышающий стойкость валковой стали 9Х5МФС. В этой главе описаны результаты разработки промышленной технологии, основанной на использовании полученных в работе результатов по термической обработке втулок буровых насосов из стали Х12МФЛ, формирующей микроструктуру рабочей поверхности втулок, состоящую из высокоуглеродистого мартенсита, карбидов и остаточного метастабильного аустенита. Такая микроструктура обладает высокой способностью к фрикционному упрочнению и эксплуатационной стойкостью, что обеспечивает увеличение межремонтного срока работы изделий. Разработка промышленной технологии изготовления и термической обработки втулок насосов выполнена под руководством В.С. Палеева и к.т.н. Г.Н. Плотникова.

Цилиндровые втулки диаметром 250 мм, толщиной стенки до 25 мм и массой около 100 кг являются ответственным, тяжело нагруженным узлом насоса буровых установок, испытывающим в эксплуатации циклические нагрузки при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным абразивным воздействием промывочной жидкости, представляющей собой глинистый раствор на водной основе с плотностью до 2000 кг/м<sup>3</sup> и содержанием частиц с микротвёрдостью свыше 12000 МПа до 3 % по объёму. Сложный характер нагружения обуславливает быстрый выход втулок из строя вследствие гидроабразивного изнашивания и появления недопустимо больших зазоров в узле трения «втулка-поршень».

Буровые установки, выпускаемые предприятием ОАО «Уралмашзавод», являются одним из основных видов продукции предприятия, востребованным нефтегазовой промышленностью, поэтому эксплуатационная долговечность и себестоимость этих машин служит основными условиями обеспечения их конкурентоспособности.

На ОАО «Уралмашзавод» было опробовано в изготовлении и эксплуатации в промышленных условиях несколько вариантов материалов и технологий изготовления, приведенных в главе 1. Данные варианты оказались технологически трудными в изготовлении и экономически нецелесообразными, а втулки насосов, изготовленные с применением указанных материалов и технологий, показали в большинстве случаев недостаточную эксплуатационную стойкость (200-300 час).

В связи с этим для сравнительного изучения в качестве перспективного материала для втулок буровых насосов были предложены высокохромистые серийные стали ледебуритного класса X12МФЛ и 95X18, первая – в качестве основной, а вторая – для втулок в коррозионно-стойком исполнении. В связи с этим отработка технологий изготовления втулок проводилась на образцах стали X12МФЛ, исследовалась в литом исполнении на образцах, изготовленных из центробежно литых трубных заготовок, поскольку считается, что литые материалы с эвтектическими карбидами могут иметь более высокую абразивную износостойкость по сравнению с кованым вариантом, который изучался в работе для сравнения. Кроме того, втулки, изготовленные из литых заготовок, не склонны к росту зерна в условиях скоростного высокотемпературного нагрева вследствие присутствия сетки карбидной эвтектики, формирующейся в процессе кристаллизации трубной заготовки стали X12МФЛ (см. рисунок 3.2).

Кроме того, в связи с предложенными в результате проведённых исследований, описанных в главах 3 и 4 данной работы, комплексных режимов термической обработки, включающих высокотемпературную закалку, практическая реализация этого режима для производства массивных

втулок затруднительна в связи с вероятным ростом зерна, окалинообразованием и обезуглероживанием при нагреве до высоких температур, высокой энергоёмкостью процесса, стойкостью печного оборудования. Естественно было использовать нагрев втулок одним из методов не объёмной, а поверхностной закалки.

Среди промышленных методов поверхностной закалки с помощью высокоинтенсивных методов – закалки ТВЧ, с плазменным и лазерным нагревом – наиболее эффективным и технологичным методом служит нагрев токами высокой частоты (ТВЧ). Выбором режима нагрева и охлаждения можно сформировать на рабочей поверхности требуемую структуру при работе на трение, поэтому закалка поверхности с помощью ТВЧ является одним из самых эффективных способов, соответствующих требованиям современного серийного производства. Несмотря на то, что нагрев при высокочастотной закалке в нашем случае необходимо проводить до более высокой температуры для получения метастабильного аустенита, перегрева металла не происходит. Это объясняется тем, что время высокочастотного нагрева очень короткое, и зерно в стали не успевает вырасти. С другой стороны, благодаря более высокой температуре нагрева и более интенсивному охлаждению твердость после закалки ТВЧ получается выше примерно на 2-3 единицы по Роквеллу. Это обеспечивает более высокую прочность и износостойкость поверхности детали.

Наряду с этим действует еще один важный фактор, способствующий повышению эксплуатационной прочности деталей, закаленных с помощью ТВЧ. Это появление на поверхности сжимающих напряжений благодаря образованию мартенситной структуры. Чем меньше глубина закаленного слоя, тем в большей мере проявляется действие таких напряжений [111].

Кроме этого, высокочастотная закалка дает и другие важные преимущества: высокую производительность; легкость регулирования толщины закаленного слоя; минимальное коробление; почти полное отсутствие окалины; возможность автоматизации всего процесса; облегчение условий труда;

возможность размещения закалочной установки в потоке механической обработки.

Использование метода поверхностной закалки ТВЧ для закалки внутренней цилиндрической поверхности втулок насосов потребовало создания специальной установки с генератором, обеспечивающим необходимую мощность и частоту тока для прогрева на глубину до 3 мм, что было достигнуто изготовлением индуктора соответствующих размеров для перемещения его внутри втулки [111].

Экспериментальный подбор технологии закалки с помощью ТВЧ с водо-воздушным охлаждением или струей сжатого воздуха, проведённый в заводских условиях под руководством В.С. Палева и Г.Н. Плотникова, позволил получить глубину закалённого слоя до 3,5 мм (рисунок 5.1) с благоприятным в свете полученных в работе результатов фазовым составом и распределением микротвёрдости по поперечному сечению втулок (рисунок 5.2).



Рисунок 5.1. – Макроструктура поперечного сечения втулки насоса из стали X12MФЛ после закалки рабочей поверхности с помощью ТВЧ <sup>X 3</sup>

Микроструктура закалённого слоя втулки представляет собой сетку эвтектических карбидов, окружающую ячейки металлической основы, которая состоит из мелких вторичных карбидов и, по данным рентгеновского фазового анализа, мартенсита и остаточного аустенита (рис. 5.2, 5.4)

Из рисунка 5.3 видно, что максимальные значения микротвёрдости образца, изготовленного из закалённой ТВЧ втулки, достигают 9,5 ГПа, что соответствует расстоянию 0,9-1,5 мм от рабочей поверхности, а затем происходит снижение значений вплоть до 4 мм, что соответствует общей глубине закалённого слоя. Непосредственно на рабочей поверхности наблюдается слой глубиной 0,2 мм с несколько пониженной микротвёрдостью – 8 ГПа, что соответствует твёрдости около 57 HRC, глубже которого происходит рост микротвёрдости. Этот поверхностный слой, микроструктура которого представлена на рисунок 5.2, по данным рентгеноструктурного анализа, содержит остаточный аустенит в количестве до 40 %, что происходит, если температура нагрева поверхности достигала примерно 1125 °С (см. рисунок 5.3).

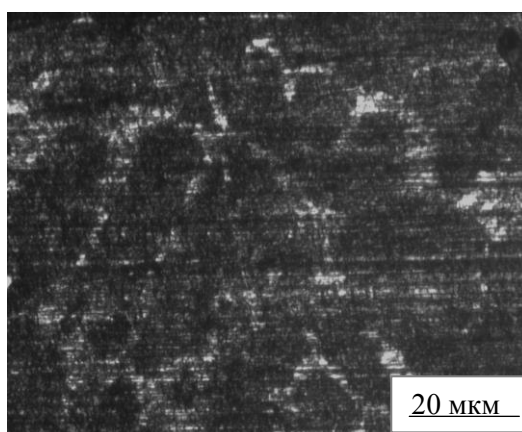


Рисунок 5.2. – Микроструктура поверхностного слоя втулки из стали X12MФЛ после высокотемпературной закалки ТВЧ

Эффективная глубина слоя с микротвёрдостью свыше 7 ГПа, принимаемая обычно для изделий, испытывающих высокие давления на поверхности [105], составляет 2,5 мм. Испытание образцов, изготовленных с рабочей частью, соответствующей поверхностному слою втулки (рисунок 5.4), показало, что аустенит метастабилен и в значительной степени превращается в мартенсит деформации (количество остаточного аустенита составляет около 10 % (рисунок 5.4), а относительная износостойкость образцов составляет 3,0.

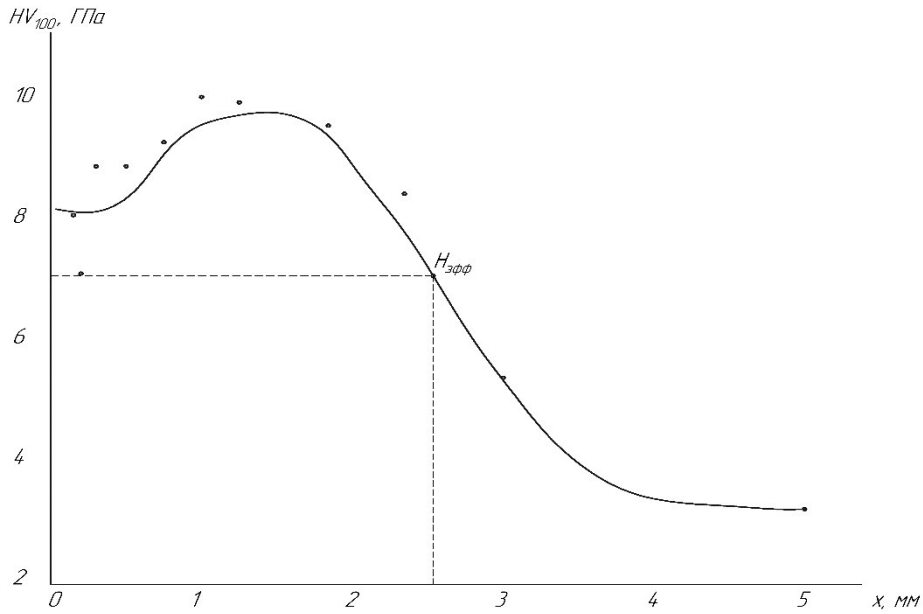
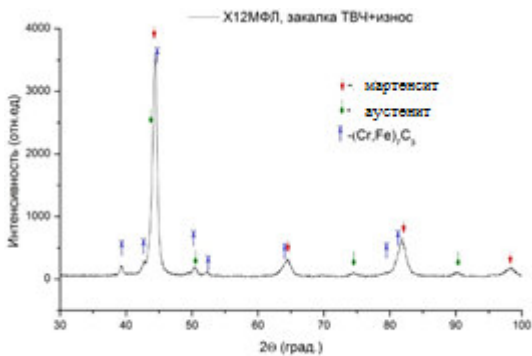


Рисунок 5.3. – Распределение микротвердости по сечению втулки из стали X12МФЛ после высокотемпературной закалки ТВЧ



| Марка  | Обработка   | Фазовый состав              |
|--------|-------------|-----------------------------|
| X12МФЛ | ТВЧ         | 40% $\gamma$ , 60% $\alpha$ |
| X12МФЛ | ТВЧ + износ | 15% $\gamma$ , 85% $\alpha$ |

а

б

Рисунок 5.4. - Дифрактограмма рабочей поверхности образца стали X12МФЛ, изготовленного из внутренней поверхности втулки после закалки ТВЧ и отпуска, испытанного на абразивное изнашивание – а; фазовый состав стали после закалки ТВЧ и отпуска до и после испытания на абразивное изнашивание - б



## 5.1 Выводы

По предложенной в работе технологии с использованием высокотемпературной закалки с нагревом ТВЧ и последующим низким отпуском обработана опытно-промышленная партия втулок насосов, которая проходит промышленные испытания в условиях ЯНАО. В настоящее время втулки показали высокую эксплуатационную стойкость – отработали более 800 часов и находятся в работоспособном состоянии (см. приложение к работе).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показана определяющая роль структуры металлической основы в обеспечении наибольшей абразивной износостойкости сталей ледебуритного класса 95X18 и X12МФЛ. Структура металлической основы этих сталей с максимально высокой способностью к фрикционному упрочнению и, как следствие, наилучшим сопротивлением абразивному изнашиванию, состоит из метастабильного углеродисто-хромистого аустенита в количестве 25-90 %, мартенсита охлаждения с содержанием углерода 0,55-0,7 %, и карбидов  $M_{23}C_6$  в стали 95X18 и  $M_7C_3$  в стали X12МФЛ.

2. Структура с максимальным сопротивлением абразивному изнашиванию сталей 95X18 и X12МФЛ формируется в результате закалки от температур 1125-1170 °С в масле или в процессе поверхностного нагрева ТВЧ до этих температур с охлаждением струёй сжатого воздуха.

3. Впервые установлено, что мартенсит, образующийся на рабочей поверхности стали X12МФЛ в процессе абразивного изнашивания, имеет нанокристаллическое строение и периодическое распределение.

4. Обработка холодом исследованных сталей после высокотемпературной закалки с охлаждением до -70 °С позволяет дополнительно повысить абразивную износостойкость на 25 % за счёт образования 10-15 % высокоуглеродисто-хромистого мартенсита охлаждения с сохранением 15-30 % остаточного метастабильного аустенита и карбидов.

5. Показано, что влияние температуры отпуска на твёрдость и абразивную износостойкость сталей X12МФЛ и 95X18 зависит от температуры закалки, следовательно, от соотношения и химического состава мартенсита и остаточного аустенита. Высокий отпуск после высокотемпературной закалки обуславливает повышение твердости и износостойкости.

6. В результате комплексного режима термической обработки с применением высокотемпературного нагрева при температурах 1125-1170 °С и охлаждения в масле или сжатом воздухе в процессе закалки, формирующей диссипативную структуру металлической основы с метастабильным аустенитом, абразивная износостойкость белых хромистых чугунов – ИЧХ25МФТ и ИЧХ16М2 значительно возрастает по сравнению со стандартной термообработкой (закалка от 1000 °С в масло). Последующая обработка холодом при -70 °С даёт возможность дополнительно увеличить износостойкость чугунов на 20–25 % за счёт формирования структуры металлической основы, которая состоит из высокоуглеродистого мартенсита охлаждения, остаточного метастабильного аустенита и карбидамов.

7. По разработанной технологии с использованием высокотемпературной закалки методом ТВЧ обработана опытная партия втулок насосов из стали Х12МФЛ, которая проходит промышленные испытания в условиях ЯНАО. В настоящее время опытные втулки отработали более 800 часов, т.е. превысили по эксплуатационной стойкости биметаллические втулки со вставкой из чугуна ЧХ20М и находятся ещё в работоспособном состоянии.

**Перспективы дальнейшей разработки темы исследования** состоят в разработке экономнолегированных сплавов и специальных режимов их термообработки при сохранении достаточной пластичности и высокой прочности поверхности материала для снижения себестоимости деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания и динамического нагружения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Коршунов, Л.Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л.Г. Коршунов // Контактная прочность метастабильных металлических сплавов. Межвуз. сб. – Свердловск: УПИ, 1972. – № 210. – С.72–86.
2. Филиппов, М.А. Износостойкие стали для отливок: монография / М.А. Филиппов, А.А. Филиппенков, Г.Н. Плотников – Екатеринбург, изд. УГТУ-УПИ, 2009. – 358 с.
3. Филиппов, М.А. Стали с метастабильным аустенитом. / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.
4. Макаров, А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.01. – Челябинск, 2009. – 424 с.
5. ГОСТ 27674-88 Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения. – М. Госстандарт, 1989. – 19 с.
6. Хрущов, М.М. Трение и износ в машинах. / М.М. Хрущов – М.: Издательство АН СССР, 1953. – 136 с.
7. Костецкий, Б.И. Износостойкость деталей машин. / Б.И. Костецкий – М.: Машгиз, 1950. – 520 с.
8. Костецкий, Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. / Б.И. Костецкий – Киев: Техника, 1979 – 390 с.
9. Крагельский, И.В. Трение и износ / И.В. Крагельский. – 2-е изд. – М: Машиностроение, 1968 – 480 с.
10. Коршунов, Л.Г. Испытания металлов на износостойкость при трении / Л. Г. Коршунов, М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт – В кн. Металловедение и термическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1991. – Т. 1. – С. 387-413.

11. Погодаев, Л.И. Современные представления о критериях эрозионной стойкости материалов / Л.И. Погодаев // Трение, износ, смазка. – 2016. – №66. – С. 1-31.
12. Hornbogen, E. Microstructure and wear Metall. / E. Hornbogen // Aspects of wear Pap Met. Bad Pyrmont. 1979. – P 23-49.
13. Любарский, И.М. Роль структурных поверхностных слоев в процессе трения твердых тел / И.М. Любарский, В.А. Белый – Минск: Наука и техника, 1969. – 38 с.
14. Боуден, Ф.П. Трение и смазка твердых тел / Ф.П. Боуден, Д.М. Тейбор. – М: Машиностроение, 1968. – 543 с.
15. Дерягин, Б.В. Молекулярная теория трения и скальжения / Б.В. Дерягин // Журнал физической химии. – 1934. – Т.5. – № 9. – С. 1165-1176.
16. Дерягин, Б.В. Адгезия твердых тел. / Б.В. Дерягин, Н.А. Кротова, В. П. Смилга. – М: Наука, 1976. – 115 с.
17. Бартнев, Г.М. Прочность и механизмы разрушения / Г.М. Бартнев. – М: Химия, 1984. – 280 с.
18. Кузнецов, В.Д. Физика резания и трения металлов и кристаллов / В.Д. Кузнецов. – М: Наука, 1977. – 310 с.
19. Костецкий, Б.И. Фундаментальные основы поверхностной прочности материалов при трении / Б.И. Костецкий. – Киев: Знание, 1980. – 28 с.
20. Дубинин, А.Д. Энергетика трения и износа деталей машин / А.Д. Дубинин. – Киев: Машгиз, 1963 – 139 с.
21. Иванова, В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов / В.С. Иванова. – М: Москва, 1992. – 167 с.
22. Пенкин, Н.С. Износостойкость гуммированных деталей машин в абразивных средах: автореф...дис. докт. техн. наук: 05.02.04. – Москва, 1978. – 46 с.

23. Попов, В.С. Структурные изменения в нестабильно аустенитных сталях при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1971. – №9. – С. 54-55.
24. Попов, В.С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко. – М.: *Металлургия*, 1971. – 160 с.
25. Филиппова, Л.Т. Влияние состава и структуры на износостойкость стали при абразивном изнашивании / Л.Т. Филиппова, Я.Е. Гольдштейн // *Материаловедение и термическая обработка металлов.* – 1979. – № 2. – С. 10-13.
26. Виноградов, В.Н. Абразивное изнашивание / В.Н. Виноградов, Г.М. Сорокин, В.А. Колокольников. – М.: *Машиностроение*, 1990. – 224 с.
27. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер – 2-е изд. перераб. и доп. – М.: *МИСИС*, 1999. – 408 с.
28. Артингер, И. Инструментальные стали и их термическая обработка. / И. Артингер – М.: *Металлургия*, 1982. – 312 с.
29. Сорокин, Г.М. Взаимосвязь износостойкости и механических свойств стали / Г.М. Сорокин // *Вестник машиностроения* – 1990. – № 11. – С. 9-13.
30. Тененбаум, М.М. Сопротивление абразивному изнашиванию / М.М. Тененбаум. – М.: *Машиностроение*, 1976. – 271 с.
31. Гаврилова, Л.Д. Разработка экономлегированных износостойких наплавочных сплавов для деталей бурового оборудования: автореф...дис. канд. техн. наук – Москва, 1986. – 27 с.
32. Попов, Д.А. Анализ влияния структурных составляющих железоуглеродистых сплавов на их износостойкость при взаимодействии с абразивной средой / Д.А. Попов, А.И. Символоков // *Воронежский научно-технический вестник.* – 2015. – № 3 (13). – С. 79-89.

33. Богачев, И.Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И.Н. Богачев, Р.И. Минц. – М.: Машиностроение, 1964. – 144 с.
34. Попов, В.С. Рентгеноструктурные исследования превращений в рабочей поверхности сплавов при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Ю.И. Тищук // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1975. – № 1. – С. 107-111.
35. Попов, С.М. Исследование износостойкости стали в абразивной среде / С.М. Попов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1982. – № 10. – С. 44-45.
36. Хрущев, М.М. Абразивное изнашивание / М.М. Хрущев, М.А. Бабичев. – М.: Наука, 1970. – 170 с.
37. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / А.Ю. Геллер. – 5-е изд. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
38. Любарский, И.М. Металлофизика трения / И.М. Любарский, Л.С. Палатник. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
39. Геллер, Ю.А. О влиянии карбидной фазы на свойства хромистых штамповых сталей / Ю.А. Геллер, В.Ф. Моисеев, А.О. Аранович, К.Я. Левина // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 1971. – №1. – С. 145-148.
40. Tofaute W., Kuther C., Buttinghause A., *Arch. Eisenhüttenwes*, 9, 607, 1936
41. Гольдшмидт, Х. Дж. Сплавы внедрения / Х. Дж. Гольдшмидт. – М.: Металлургия, 1971. – 423 с.
42. Крылова, С.Е. Оптимизация составов и режимов термической обработки среднелегированной стали для условий сложного износа: автореф...дис. канд. техн. наук: 05.16.01. – Оренбург, 2009 – 17 с.
43. Pippan, R. The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation / R. Pippan, F. Wetcher, M. Hafok, A. Vorhauer, I. Sabirov // *Adv. Eng. Mater.* – 2006. – V.8 (11). – P.1046-1056.

44. Зиньковский, М.М. Безопасность производственных процессов в черной металлургии / М.М. Зиньковский – М.: Металлургия, 1979 – 168 с.
45. Цыпин, И.И. Белые износостойкие чугуны / И.И. Цыпин – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
46. Филиппов, М.А. Структурные факторы повышения износостойкости белого хромистого чугуна / М.А. Филиппов, П. Лхагвадорж, Г.Н. Плотников // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 11. – С. 10-13.
47. Займовский, В.А. Поведение остаточного аустенита при деформации / В.А. Займовский, Г.Я. Лемберский, О.В. Самедов, С.Г. Хаютин // Физика металлов и металловедение. – 1973. – Т.35. – В. 3. – С. 555-561.
48. Счастливец, В.М. Остаточный аустенит в легированных сталях: монография / В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина – Екатеринбург: УрО РАН, 2014. – 236 с.
49. Гудремон, Э. Специальные стали / Э. Гудремон – пер. с нем. – М.: Металлургия, 1959. Т.1 – 819 с.
50. Сорокин, Г.М. Основы выбора сталей по результатам испытаний на изнашивание / Г.М. Сорокин, С.Н. Бобров // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – № 2 – С. 28-30.
51. Садовский, В.Д. Остаточный аустенит в закаленной стали: монография / В.Д. Садовский, Е.А. Фокина – М: Наука, 1986. – 113 с.
52. Tamura I. // Metal Science. 1982. V. 16. N 5. 245-253 p.
53. Olson G.B., Cohen M. // Acta Met. 1972. V. 28. N 1., 107-118 p.
54. Maxwell, P.C. Stress-assisted and strain-induced martensites in Fe-Ni-C alloys / P.C. Maxwell, A. Goldber, J.C. Shyne // Met. Trans. 1974. – Vol. 5 – No. 6. – P.1305-1318.
55. Спиридонов, В.Б. Морфология мартенсита в стали X17H4M2Д / В.Б. Спиридонов, Ю.А. Скаков, В.Н. Иорданский // Физика металлов и металловедение. – 1964. – Т. 18. – В. 6. – С. 924 – 934.



56. Попов, С.М. Превращения в поверхностном слое сталей при абразивном износе / С.М. Попов, В.С. Попов // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1973. – № 3. – С. 60-62.
57. Бернштейн, М.Л. Структура деформированных металлов / М.Л. Бернштейн – М.: Металлургия, 1977. – 490 с.
58. Post, S.B. Stability of austenite in stainless steels / С.В. Post, W.S. Eberly // Transactions of the A.S.M. – 1947. – Vol. 39. – P.868 – 890.
59. Малинов, Л.С. Связь между параметрами распада аустенита при деформации и механическими свойствами хромомарганцевых сталей / Л.С. Малинов, В.И. Коноп, К.Н. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1997. - № 6. – С. 110-114.
60. Коршунов, Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей / Л.Г. Коршунов // Физика металлов и материаловедение. – 1992. – №8. – С. 3-21.
61. Богачев, И.Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И.Н. Богачев, Р.И. Минц – М.: Металлургия, 1959. – 111 с.
62. Геллер, Ю.А. О превращении остаточного аустенита инструментальных сталей под напряжением / Ю.А. Геллер, С.А. Касымов, В.Ф. Моисеев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1974. – №7. – С. 131-133.
63. Паварс, А.Е. Модифицирование стали X12M / А.Е. Паварс, А.Н. Попандопуло, П.И. Амброза, А.Ф. Вишкарев, В.В. Савинов // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1982. – № 11. – С. 36-38
64. Геллер, Ю.А. Влияние молибдена на свойства нержавеющей инструментальных сталей / Ю.А. Геллер, Е.Я. Раузина // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1967. – №3. – С. 135-139.
65. Богачев, Н.Н. Влияние количества остаточного аустенита на износостойкость стали 9Х18 при трении / Н.Н. Богачев, Л.Г. Коршунов, А.А.

Рудаков, В.В. Истомин // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1976. – № 1. – С. 34-39.

66. Филиппов, М.А. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМ / М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, Ю.В. Худорожкова, В.В. Легчило // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2013. – №11. – С. 14-16.

67. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

68. Петросян, П.П. Термическая обработка стали холодом / П.П. Петросян – М.: Машгиз, 1957. – 96 с.

69. Блантер, М.Е. Теория термической обработки / М.Е. Блантер – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.

70. Коршунов, Л.Г. Структурная нестабильность и трибологические свойства сталей при трении скольжения. В кн. Проблемы повышения контактной прочности металлических сплавов. Вестник УГТУ-УПИ. № 2 (32). Екатеринбург, 2004. С. 118-129.

71. Korshunov, L.G. Ultrafine Structures Formed upon Friction and their Effect on the Tribological Properties of Steels / L.G. Korshunov, A.V. Makarov, N.L. Chernenko // The Physics of Metals and Metallography. – 2000. – V.90. – S.1. – P. 48-58.

72. Иванова, В.С. Синергетика в металловедении / В.С. Иванова // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 7 (601). – С. 12-19.

73. Коршунов, Л.Г. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии / Л.Г. Коршунов, Ю.Н. Гойхенберг, Н.А. Терещенко, А.И. Уваров, А.В. Макаров, Н.Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84. – В. 5. – С. 137–149.

74. Schmidt, I. Reibungsinduzierter Martensit in austenitischen Fe-Mn-C – Stählen / I. Schmidt // Zeitschrift für Metallkunde. – 1984. – Bd. 75. – H. 10. – S. 747-754.
75. Коршунов, Л.Г. Структурные превращения в зоне фрикционного контакта и их влияния на износостойкость метастабильных сплавов железа: автореф...дис. докт. наук: 05.16.01. – Свердловск, 1991. – 40 с.
76. Блинов, В.М. Износостойкость высокоазотистых немагнитных хромомарганцевых сталей / В.М. Блинов, О.А. Банных, И.Л. Пойменов // Металлы. – 1982. – № 6. – С. 142-145.
77. Макаров, А.В. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя азотсодержащих высокохромистых сталей при абразивном воздействии и трении скольжения / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, В.М. Счастливцев, Н.Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 1998. – Т. 86. – № 4. – С.104-114.
78. Филиппов, М.А. Влияние термической обработки на износостойкость при абразивном изнашивании высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей / М.А. Филиппов, Т.А. Белозерова, В.М. Блинов, М.А. Костина, Е.В. Вальков // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 4. – С. 29-33.
79. Белозерова, Т.А. Повышение износостойкости высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей со структурой метастабильного аустенита: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. – Екатеринбург, 2004. – 159 с.
80. ГОСТ 6456-82 Шкурка шлифовальная бумажная. Технические условия. – М: Госстандарт, 1982. – 12 с.
81. Гервасьев, М.А. Структура и износостойкость валковых сталей с 5 % хрома / М.А. Гервасьев, Ю.В. Худорожкова, М.А. Филиппов // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – №10. – С. 16-20.

82. ГОСТ 9013-59 Металлы. Методы измерения твердости по Роквеллу – М: Госстандарт, 1959. – 9 с.
83. ГОСТ 23677-79 Твердомеры для металлов. Общие технические требования – М: Госстандарт, 1979. – 10 с.
84. ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников – М.: Госстандарт, 1976. – 35 с.
85. Утевский, Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Л.М. Утевский – М.: Metallurgy, 1973. – 584 с.
86. Филиппов, М.А. Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ при закалке / М.А. Филиппов, М.А., Гервасьев, Г.Н. Плотников, А.С.Жилин, С.М. Никифорова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 11 (725). – С. 5-9
87. Филиппов, М.А. Использование остаточного аустенита для повышения абразивной износостойкости высокохромистых сталей / М.А. Филиппов, М.А., Гервасьев, С.М. Никифорова, М.С. Хадыев, М.А. Рыжков, С.Х. Эстемирова // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 434-439
88. Nikiforova S.M. Heat treatment of wear resistant steels for mud pumps / M.A. Filippov, A.S. Zhilin, M.A. Filippov, A.S. Zhilin // Solid State Phenomena. – 2016. – № 870. – P. 181-184
89. Зюзин, В.И. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки, количество остаточного аустенита и стойкость его при отпуске / В.И. Зюзин, В.Д. Садовский, С.И. Баранчук // М: Metallurg – 1939. – № 10-11. – С. 75-80.
90. Chiswik, H.H. Influence of nickel, molybden, cobalt and silicon on the kinetics and  $A_r$  temperatures of the austenite to martensite transformation in steels / H.H. Chiswik, A.B. Greninger // Trans. ASM. – 1944. – Vol. 32. – P. 483-520.
91. Korolev N.V. Mathematical Model of Prediction of Phase Composition, Structure and properties of Weld Metal / N.V. Korolev,

V.N.Boronenkov, O.V.Pimenova // Proc. Seventh International Conference of Computer Technology in Welding. – San Francisco, 1997. – P. 310-319

92. Бороненков, В.Н. Моделирование структуры, свойств и процессов межфазного взаимодействия в системе металл – оксидный расплав – газ / В.Н. Бороненков, М.И. Зиниград, Л.И. Леонтьев, З.А. Пастухов, М.П. Шалимов, С.М. Шанчуров. – Екатеринбург: УрО РАН. – 2010. – 450 с.

93. Филиппов, М.А. Особенности кинетики мартенситных превращений сталей переходного класса на основе углеродистого марганцевого аустенита при охлаждении и деформации / М.А. Филиппов, В.Е. Луговых, Е.С. Студенок, М.Е. Попцов // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 16. – В. 3. – С. 578-584.

94. Потехин, Б.А. Вклад мартенситного превращения при деформации в пластичность метастабильных аустенитных сталей / Б.А. Потехин // Физика металлов и металловедение. – 1979. – Т. 48. – В. 5. – С. 1065-1075

95. Коршунов, Л.Г. Износостойкость и структурные превращения высокохромистых инструментальных сталей при трении / Л.Г. Коршунов, И.Н. Веселов, М.С. Хадыев // Межвузовский сборник «Термическая обработка и физика металлов» Свердловск, УПИ, 1979, вып. 5, С. 101-110.

96. Установщиков, Ю.И. Структура и свойства высокоазотистых сплавов Fe 18%Сг, содержащих до 2 % Ni / Ю.И. Установщиков, А.В. Рац, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, Е.И. Морозова // Металлы. – 1998. – № 2. – С.38 - 43.

97. Шадров, Н.Ш. Влияние молибдена, ванадия, ниобия на абразивную износостойкость высокохромистого чугуна / Н.Ш. Шадров, Л.Г. Коршунов, В.П. Черемных // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – № 4. – С. 33-36.

98. Горелик, С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.

99. Никифорова, С.М. Новые режимы обработки высокохромистых сталей с высокой износостойкостью для насосов буровых установок / С.М. Никифорова, М.С. Хадыев, А.С. Жилин, М.А. Филиппов, М.А. Рыжков, Н.Н. Озерец // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 10. – С. 33-37
100. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин – М.: Наука, 1977. – 238 с.
101. Белоус, М.В. Превращения при отпуске стали / М.В. Белоус, В.Т. Черепин, М.А. Васильев – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
102. Курдюмов, Г.В. Явления закалки и отпуска стали / Г.В. Курдюмов – Металлургиздат, 1960. – 64 с.
103. Бокштейн, С.З. Структура и механические свойства легированной стали / С.З. Бокштейн – М.: Металлургиздат, 1954. – 280 с.
104. Косицына, И.И. Закономерности формирования структуры и свойств высокопрочных аустенитных сталей разных систем легирования с карбидным упрочнением: автореф...дис. докт. наук: 05.16.01. – Екатеринбург, 2004. – 40 с.
105. ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. – М. Госстандарт, 1982. – 28 с.
106. Цыпин, И.И. Износостойкие отливки из белых легированных чугунов / И.И. Цыпин – М.: НИИмаш, 1983. – 56 с.
107. Яковлев, А.Д. Оборудование для получения лакокрасочных покрытий / А.Д. Яковлев – М: Химия, 1982. – 192 с.
108. Некрасов, С.С. Технология материалов. Обработка конструкционных материалов резанием / С.С. Некрасов, Г.М. Зильберман // М: Машиностроение, издание третье, 1974. – 288 с.
109. Вайнер, А.В. Оборудование гальванических цехов / А.В Вайнер – М: Машгиз, 1958. – 80 с.
110. Куликов, В.И. Легированный чугун // В кн. Машиностроение. Энциклопедия. Т. II-2. Стали, чугуны. / Под. ред. О.А. Банных и Н.Н. Александрова М.: Машиностроение, 2001. С. 601-675.

111. Самойлович, Ю.А. Повышение эксплуатационного ресурса втулки бурового насоса термоциклической обработкой материала втулок / Ю.А. Самойлович // Сталь. – 2017. – № 4. – С. 44-49.

112. Косицына, И.И. Влияние структуры на свойства белых хромистых чугунов / И.И. Косицына, В.В. Сагарадзе, А.В. Макаров // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 4. – С. 7–10.

113. Комаров, О.С. Связь микроструктуры со свойствами высохромистых чугунов / О.С. Комаров, В.М. Садовский, Н.И. Урбанович, С.В. Григоров // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 20-23.

114. Nanga Nyongha, S. Comportment et transformations martensitiques de deux aciers inoxydables austenitiques: effets de la temperature, de la vitesse et du chargement: These de Doctorat / Stephanie Nanga Nyongha. – Mines ParisTech, France, 2008. – 201 p.

115. Филиппов, М.А. Роль метастабильного аустенита в обеспечении износостойкости и усталостной прочности металлических сплавов / М.А. Филиппов, А.А. Рудаков // В сб. Развитие идей академика В.Д. Садовского. Екатеринбург, 2008.С. 311-329



Общество с ограниченной ответственностью  
**«Уралмаш Нефтегазовое  
 Оборудование Холдинг»**

(ООО «Уралмаш НГО Холдинг»)

**Филиал в Екатеринбурге**

Россия, 620012, г. Екатеринбург, пл. 1-й Пятилетки,  
 ОГРН 1107746487848,  
 тел. +73432701200, факс +73432701201  
 e-mail: Ekt1@Uralmash-NGO.com,  
 www.uralmash-ngo.com

от 17. 11. 16 № 37 - 518  
 на \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

### Отзыв

На научно-исследовательскую работу Никифоровой С.М. по изучению структуры и износостойкости высокохромистых сталей X12МФЛ и 95X18, выполненную в рамках сотрудничества между Институтом материаловедения и металлургии УрФУ и

ООО «Уралмаш НГО Холдинг»

В период 2013-2016гг. проведено комплексное исследование влияния температуры закалки при объемном и поверхностном нагреве ТВЧ и последующего отпуска на структуру, твердость, способность к упрочнению и абразивному износу высокохромистых сталей X12МФЛ и 95X18 с целью выбора материала и разработки режимов термической обработки цилиндрических втулок буровых насосов.

В работе использовались структурные методы анализа – металлографический, рентгеновский, просвечивающая электронная микроскопия. Износостойкость закаленных поверхностей исследовали при абразивном воздействии по закрепленному абразиву на специальной установке.

В работе изучены особенности формирования структуры металлической основы в результате комплексного режима термической обработки высокохромистых сталей мартенситно-карбидного класса X12МФ и 95X18 с применением высокотемпературного нагрева под закалку и последующей обработки холодом. Основа состоит из высокоуглеродистого мартенсита охлаждения и остаточного метастабильного аустенита с некоторым количеством карбидов, и обладает высокой способностью к фрикционному упрочнению в результате образования



нанокристаллического мартенсита на рабочей поверхности при изнашивании и, как следствие, наибольшей абразивной износостойкостью.

Впервые показано, что мартенсит на поверхность изнашивания в высокохромистых сталях имеет нанокристаллическое строение и периодически-равномерное волновое распределение при царапании и микрорезании в процессе абразивного изнашивания, что и обеспечивает высокое сопротивление поверхности абразивному износу.

Показано соотношение фазовых составляющих – высокоуглеродистых мартенсита охлаждения и карбидов после высокотемпературной закалки с объемным или поверхностным нагревом ТВЧ до 1050-11250С, обеспечивающих максимальную абразивную износостойкость высокохромистых сталей 95Х18 и Х12МФЛ. Показана также возможность дополнительного повышения абразивной износостойкости исследуемых сталей на 20% в результате обработки холодом до минус 700С.

Результаты исследований и рекомендации Никифоровой С.М. по выбору стали и по термической обработке используются в настоящее время специалистами филиала ООО «Уралмаш НГО Холдинг» в Екатеринбурге при изготовлении опытной партии цилиндрических втулок буровых насосов для работы на буровой установке, находящейся в эксплуатации.

Советник директора филиала  
ООО «Уралмаш НГО Холдинг»

Ст. консультант



А.И. Ильных

Г.Н. Плотников