

На правах рукописи

НИКИФОРОВА Светлана Михайловна

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

05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Екатеринбург – 2017

Работа выполнена на кафедре металловедения Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

**Научный руководитель:** доктор технических наук, профессор  
**Филиппов Михаил Александрович**

**Официальные оппоненты:** **Яковлева Ирина Леонидовна**, доктор технических наук, старший научный сотрудник, ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (г. Екатеринбург), главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения отдела материаловедения;

**Гузанов Борис Николаевич**, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Российский государственный профессионально-педагогический университет» (г. Екатеринбург), заведующий кафедрой инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии

**Ведущая организация:** ОАО «Уральский институт металлов»,  
г. Екатеринбург

Защита диссертации состоится «30» ноября 2017 г в 15:00 ч на заседании диссертационного совета Д 212.285.04 на базе ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <http://lib.urfu.ru/mod/data/view.php?id=51&rid=271520>

Автореферат разослан « \_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2017 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета

Селиванова Ольга Владимировна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

*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 и 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

микроструктурой 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 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 другими 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, установлено, что изучаемые стали и сплавы обладают особым сочетанием свойств. Им характерны: высокая прочность поверхности материала в сочетании с достаточной трещиностойкостью, которые достигаются 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, обеспечивающее 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** явилась разработка и совершенствование режимов термической обработки сталей и чугунов для производства насосов буровых установок, а также лопаток дробемётных аппаратов, гарантирующих высокое сопротивление абразивному изнашиванию.

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 260X16М2 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 исследования** 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 (1100–1170 °С), (в масле или 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 дробеметных установок и биметаллических втулок грязевых насосов буровых установок рекомендуется чугун 260Х16М2

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 диссертационного 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 испытания и анализа материалов: изнашивание при абразивном воздействии по закрепленному абразиву, просвечивающая электронная микроскопия, металлография, рентгеноструктурный, дилатометрический, растровая электронная микроскопия с микрорентгеноспектральным анализом.

#### ***На защиту выносятся основные положения и результаты:***

1. Установленные закономерности формирования структуры металлической основы в результате использования комплексного режима термической обработки высокохромистых сталей 95X18, X12МФЛ и чугунов 260X16M2, 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.

***Степень достоверности 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.); XIII 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.), и на 1-й 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 научных работах, 3 из которых – в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК.

**Личный вклад автора** состоит в подготовке объектов исследования, проведении экспериментов, обсуждении и анализе полученных результатов.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы из 115 источников и 1 приложения. Работа изложена на 137 страницах, содержит 42 рисунка и 18 таблиц.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулирована цель и задачи исследования, научная новизна и практическая значимость, положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация полученных результатов.

В **первой главе** представлен подробный аналитический обзор по теме диссертации, в результате которого обоснована цель и определены задачи диссертационного исследования.

Во **второй главе** описаны объекты исследования, их химический состав, режимы термической обработки, использованные в работе методы анализа структуры, фазового состава и свойств.

Образцы с различной исходной структурой подвергались закалке в масло. Температуру нагрева образцов под закалку варьировали в широком диапазоне (850 – 1170 °С), выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Часть закаленных образцов подвергались обработке холодом в течение 20 мин при температурах: -40, -70, -196 °С в камере криостата. С целью

изучения влияния отпуска на фазовый состав и износостойкость исследуемых материалов образцы после закалки от 1000 и 1170 °С отпускали при температурах 200-700 °С с шагом 50–100 °С, в течение 2 часов.

Структуру, фазовый состав, способность к упрочнению и стойкость материалов в условиях абразивного изнашивания изучали комплексом методов. *Испытание на абразивное изнашивание* проводилось по закрепленному абразиву на лабораторной установке по методике схожей с известной методикой М.М. Хрущева. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг. Абразивную износостойкость определяли по результатам двух параллельных испытаний. *Измерение твердости* проводилось на стандартных образцах по методу Роквелла по шкале С (ГОСТ 9013-59), *микротвердости* - на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76). *Металлографический анализ* проводился с помощью оптического микроскопа Olimpus JX51 при увеличениях 200–500 крат. *Рентгеноструктурный фазовый анализ* проводился на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu (излучение:  $\text{CuK}\alpha$ , угловой диапазон 35-120°, шаг 0.02°, время в точке 1,5 сек.). *Электронно-микроскопическое исследование* состояло в изучении тонкой структуры стали и фазового состава на микроскопе ЭМВ-100Л. *Дилатометрический анализ* проводился на высокотемпературном дилатометре «LinseisL78» прямого измерения. *Микрорентгеноспектральный анализ* - на растровом электронном микроанализаторе Philips SEM 535 с приставкой JeolJSM – 6490LVc системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350.

В **третьей главе** изложены результаты исследования влияния температуры нагрева под закалку (900 °С, 1000 °С, 1100 °С и 1170 °С) сталей X12МФЛ и 95X18 на их структуру, износостойкость, химический и фазовый состав металлической основы. Рассмотрено влияние метастабильного

аустенита на твердость, фрикционное упрочнение рабочей поверхности и износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Температура нагрева под закалку оказывает влияние на структуру обеих сталей. Повышение температуры нагрева вызывает постепенное растворение вторичных карбидов  $M_7C_3$  в стали X12МФЛ и  $M_{23}C_6$  в стали 95X18. Это приводит к увеличению количества остаточного аустенита в стали X12МФЛ от 0 до 60 % и в стали 95X18 от 0 до 95 % при температурах закалки 900 °С и 1170 °С соответственно (Таблица 1).

Прогрессирующее по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом вызывает снижение твердости HRC (Рисунок 1).

В противоположность твердости, износостойкость сталей возрастает при повышении температуры нагрева под закалку (Рисунок 1). Этот факт подтверждает, что остаточный аустенит определенного состава и стабильности важен для обеспечения высокой износостойкости.

Таблица 1 – Фазовый состав металлической основы сталей X12МФЛ 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 X12МФЛ		
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.

Для обеих сталей применение высокотемпературной закалки (1170 °С) обеспечивает получение вдвое более высокой износостойкости по сравнению с закалкой от обычной температуры (1000 °С).

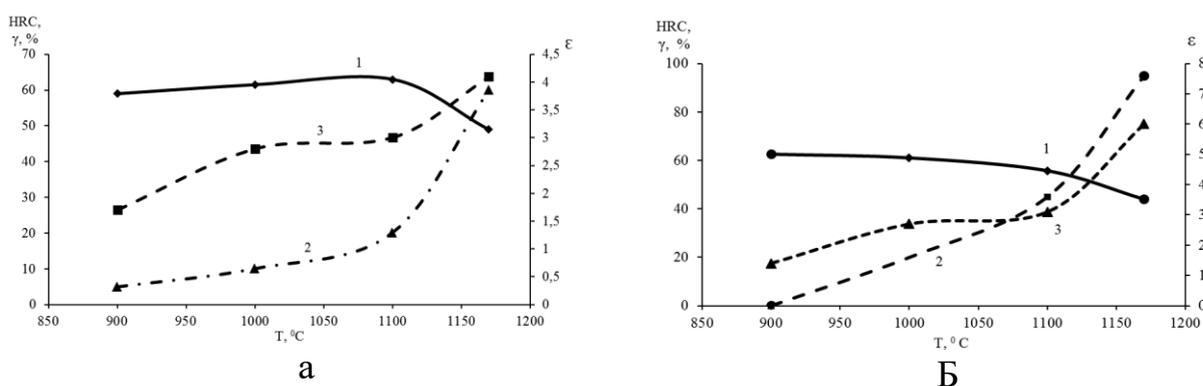


Рисунок 1 – Зависимость количества остаточного аустенита, твёрдости и относительной абразивной износостойкости от температуры нагрева под закалку стали X12MФЛ (а) и 95X18 (б): 1– твердость (HRC); 2 – количество остаточного аустенита ( $\gamma_{ост}$ , %); 3 – относительная износостойкость ( $\epsilon$ )

С целью прогнозирования химического и фазового состава металлической основы сделана попытка расчётным путём оценить химический состав металлического расплава стали X12MФЛ 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 сварочного производства УрФУ Н.В. Королевым, В.Н. Бороненковым, О.В. Пименовой и Н.М. Разиковым для прогнозирования фазового состава и структуры наплавленных сплавов с карбидным упрочнением. Программа, разработанная на основе диаграммы Потака-Сагалевиц, учитывает использование части углерода и легирующих элементов на карбидообразование и влияние элементов на образование структурных составляющих. В таблице 2 представлены результаты реализации программы, откуда следует, что количество карбидов составляет 13 %, а химический состав матрицы соответствует химическому составу стали 55X10MФЛ. 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 55X10MФЛ составляет около 180 °С, а температура  $M_d = 260$  °С.

Таблица 2 – Результаты расчётов для стали X12МФЛ

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

Из результатов микрорентгеноспектрального анализа образца стали X12МФЛ, закалённого от 1170 °С (Рисунок 2) видно хорошее соответствие данных по химическому составу твёрдого раствора по хрому и марганцу, полученных этим способом, с расчётными по использованной программе и отвечающими составу стали 55X10МФЛ. По результатам микрорентгеноспектрального анализа металлическая основа стали 95X18 (см. рисунок 2) соответствует химическому составу стали 70X15 (температура начала мартенситного превращения = 71 °С), количество остаточного аустенита 95 % и количество карбидов  $Cr_{23}C_6$  около 5 %.

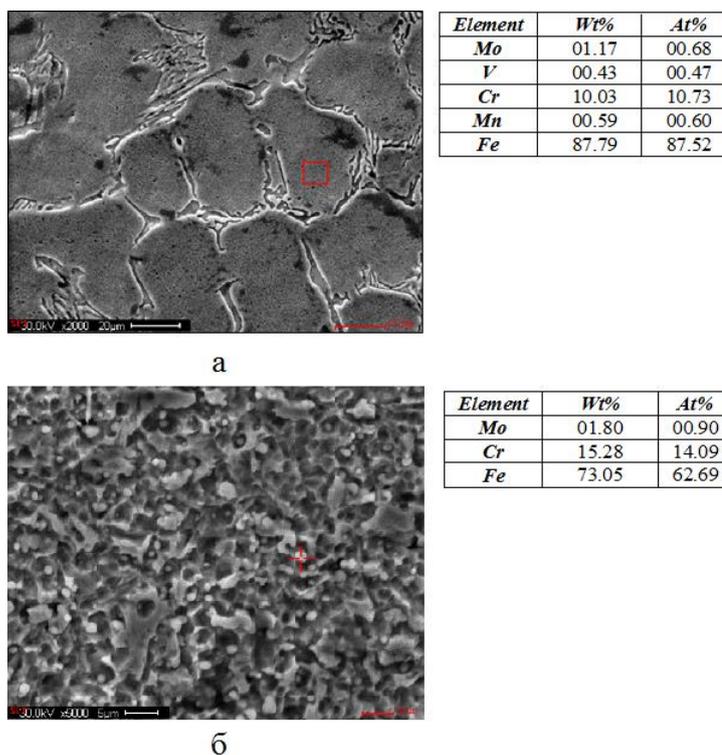


Рисунок 2 – МРСА сталей после закалки от 1170 °С: а – X12MФЛ; б – 95X18

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. Фрикционное воздействие на сталь 95X18 после закалки от 1170 °С приводит к понижению количества аустенита с 95 % до 40 %, превращая его в мартенсит деформации, а фрикционное воздействие на сталь X12MФЛ снижает количество аустенита с 60 % до 30 %.

Процесс абразивного изнашивания формирует ультрадисперсную и нанокристаллическую мартенситно-аустенитную структуру рабочей поверхности с закономерным периодическим расположением кристаллов высокоуглеродистого мартенсита деформации (Рисунок 3) и высоким уровнем фрикционного упрочнения. По-видимому, подобный волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен возникновением циклических пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном

микрообъёме металла (см. рисунок 3). Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении, что сопровождается микро-трип-эффектом. Расположение кристаллов мартенсита деформации одинаковой длины правильными параллельными рядами в разных треках от абразивных частиц на поверхности образцов можно объяснить действием пульсирующего поля напряжений при одном ориентационном соотношении кристаллических решёток аустенита и мартенсита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

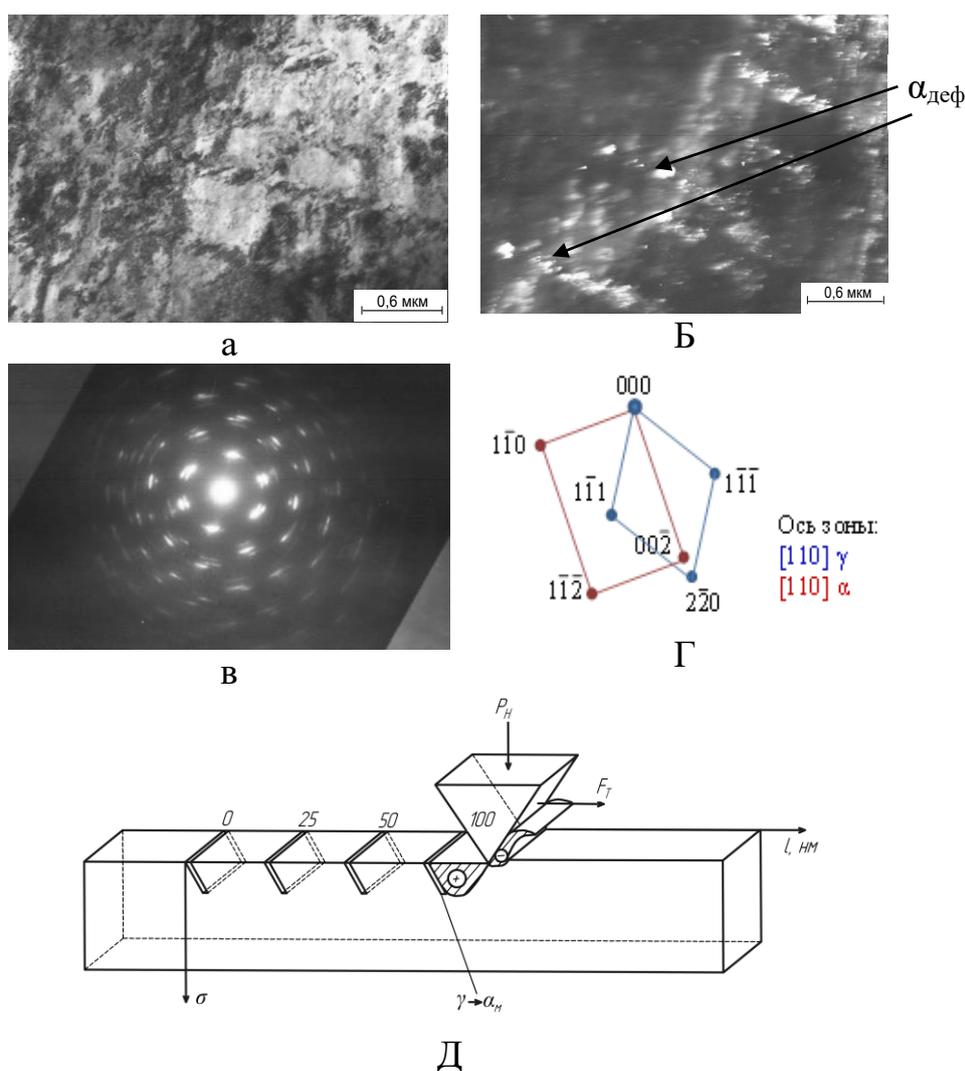


Рисунок 3 – Микроструктура поверхностного рабочего слоя стали X12MФЛ после закалки от 1170 °С: а, б – светлопольное и темнопольное изображения

в рефлексе  $\alpha$ -фазы; в – микродифракция; г – схема индицирования; д - схема взаимодействия движущейся конической частицы абразива по поверхности метастабильной аустенитной стали с образованием кристаллов мартенсита деформации

Важную роль в формирующейся после высокотемпературной закалки износостойкой структуре играет содержание углерода и хрома в аустените и образующемся из него мартенсите деформации при изнашивании.

Обработка холодом исследованных сталей после высокотемпературной закалки с охлаждением до  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 20 мин позволяет дополнительно повысить абразивную износостойкость на 25 % (Рисунок 4) за счёт образования 10-15 % высокоуглеродисто-хромистого мартенсита охлаждения и повышения начальной твёрдости до 60 HRC с сохранением 20-40 % остаточного метастабильного аустенита и карбидов.

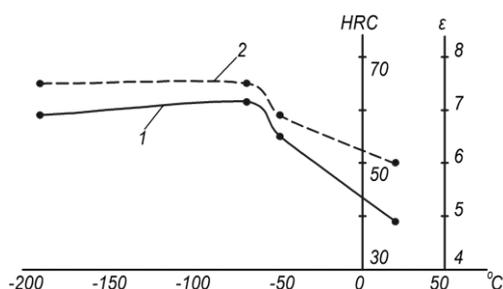


Рисунок 4 – Твердость, HRC (1) и относительная износостойкость (2) образцов стали 95X18 после обработки холодом

Изучено влияние двухчасового отпуска после обычной ( $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и высокотемпературной закалки ( $1170\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) на структуру, твердость и абразивную износостойкость. Влияние температуры отпуска на твердость и износостойкость высокохромистых сталей X12МФЛ и 95X18 зависит от температуры закалки, следовательно, от соотношения и химического состава мартенсита и остаточного аустенита.

Если в литой стали X12МФЛ в результате двухчасового отпуска до температуры  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  после обычной ( $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и высокой ( $1170\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) 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 в процессе отпуска при температуре 550 °С (Рисунок 5).

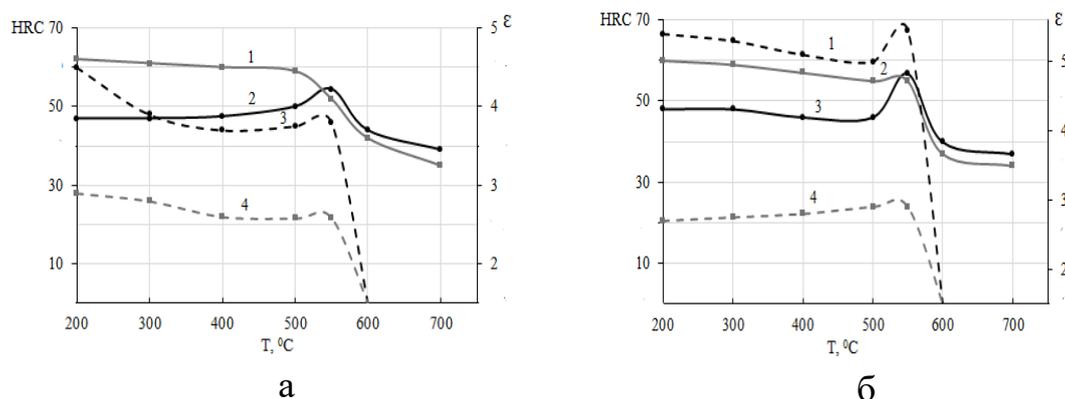


Рисунок 5 – Влияние температуры отпуска на твердость HRC (1, 2) и абразивную износостойкость  $\epsilon$  (3, 4) после закалки стали X12MFL – а и 95X18 – б от температур: 1170 °С – 2, 3; 1000 °С – 1, 4

**В четвертой главе** описаны результаты исследования по выбору химического состава и режима термической обработки материала для рабочих лопаток дробебетных аппаратов и износостойких вставок комбинированных втулок буровых насосов типа «сталь-чугун».

Исследовано влияние температуры нагрева под закалку на твердость и износостойкость в условиях абразивного изнашивания. По мере повышения температуры закалки во всем изученном интервале (900–1170 °С), несмотря на закономерное снижение исходной твердости из-за насыщения аустенита углеродом и легирующими элементами и значительного объема деформационных мартенситных превращений (ДМП), износостойкость возрастает. Повышение температуры увеличивает степень растворения специальных карбидов и легирования твердого раствора углеродом, хромом и молибденом, что приводит к понижению температуры начала мартенситного превращения и, как следствие, – к закономерному увеличению количества остаточного аустенита, особенно выше температуры нагрева 1000 °С.

Характер структуры металлической основы играет ведущую роль в обеспечении износостойкости при абразивном изнашивании чугунов. После низкотемпературной закалки мартенсит охлаждения с меньшим количеством

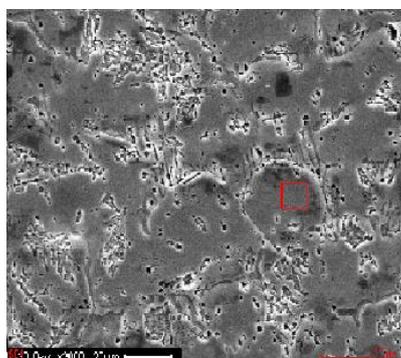
углерода не обеспечивает максимальной относительной износостойкости. Это подтверждается измерением микротвёрдости рабочей поверхности после высокотемпературной закалки и изнашивания – микротвёрдость чугуна 260X16M2 возрастает до 11,5 ГПа при повышении температуры закалки от 900 до 1170 °С (Таблица 3).

Таблица 3 – Результаты испытания на абразивное изнашивание исследуемых чугунов

Марки сплавов и режимы термической обработки	Путь трения, м		HRC	ε	H <sub>50изн.</sub> ГПа
	30	60			
ИЧХ25МФТ, закалка 900 °С, масло	0,0441	0,0886	64	2,65	11,1
ИЧХ25МФТ, закалка 1170 °С, масло	0,0255	0,0519	65	4,53	11,5
ИЧХ16М2 литой	0,0698	0,1396	44	1,68	10,2
ИЧХ16М2, закалка 1170 °С, масло	0,0460	0,0900	46	2,61	11,0
ИЧХ16М2, закалка 900 °С, масло	0,0800	0,1595	65	1,47	10,0

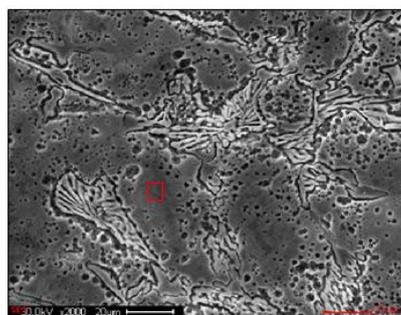
Поскольку количество эвтектических карбидов в результате повышения температуры закалки сплавов не изменяется (общее количество карбидной фазы в этих сплавах 28–30 %), целенаправленное воздействие на регулируемый структурный фактор – химический состав металлической основы сплавов – производится за счёт растворения некоторого количества вторичных карбидов. С использованием специальной программы для прогнозирования фазового состава и структуры наплавочных сплавов с карбидным упрочнением расчётным путём оценили химический состав основы исследуемых сплавов. Результаты реализации данной программы для изученных сплавов показали, что металлическая основа чугуна 260X16M2 соответствует по химическому составу, стали 70X12МЛ (температура M<sub>н</sub> находится в интервале 80–85 °С), количество остаточного аустенита 53 %, общее количество карбидов преимущественно (Сг, Fe)<sub>7</sub>С<sub>3</sub> – около 27 %, а чугуна 250X25МФТ – составу стали 60X18МЛ, температура M<sub>н</sub> = 125–130 °С, количество остаточного аустенита 50 %, общее количество карбидов

преимущественно  $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$  – около 30 %. Результаты расчёта углерода, хрома и молибдена в металлической матрице были проверены с помощью микроанализатора, что показало их хорошее совпадение (Рисунок б).



а

Element	Wt%	At%
Mo	02.05	01.19
Ti	00.66	00.76
V	00.66	00.72
Cr	11.12	11.92
Mn	00.76	00.77
Fe	84.76	84.63



б

Element	Wt%	At%
Mo	00.82	00.48
Cr	17.59	18.37
Mn	02.57	02.60
Fe	85.02	84.55

Рисунок б – МРСА чугунов после закалки от 1170 °С: а – 250Х25МФТ;  
б – 260Х16М2

Закалка чугунов в масло служит эффективным методом повышения их износостойкости. Путем повышения температуры нагрева под закалку у хромистых чугунов типа 260Х16М2 можно, существенно не меняя количество эвтектических карбидов, регулировать химический и фазовый состав металлической основы и её способность к упрочнению в процессе абразивного изнашивания.

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.

Изучение влияния двухчасового отпуска на фазовые превращения чугунов проводили после температур нагрева при обычной (900 °С) и высокотемпературной (1170 °С) закалке в преимущественно мартенситном и аустенитном состояниях, соответственно. 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 после отпуска при температурах 600–650 °С для изученных сплавов 260Х16М2 и 250Х25МФТ 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). Установлено увеличение износостойкости в результате высокого отпуска при 550 °С, которое обусловлено 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 (Рисунок 7).

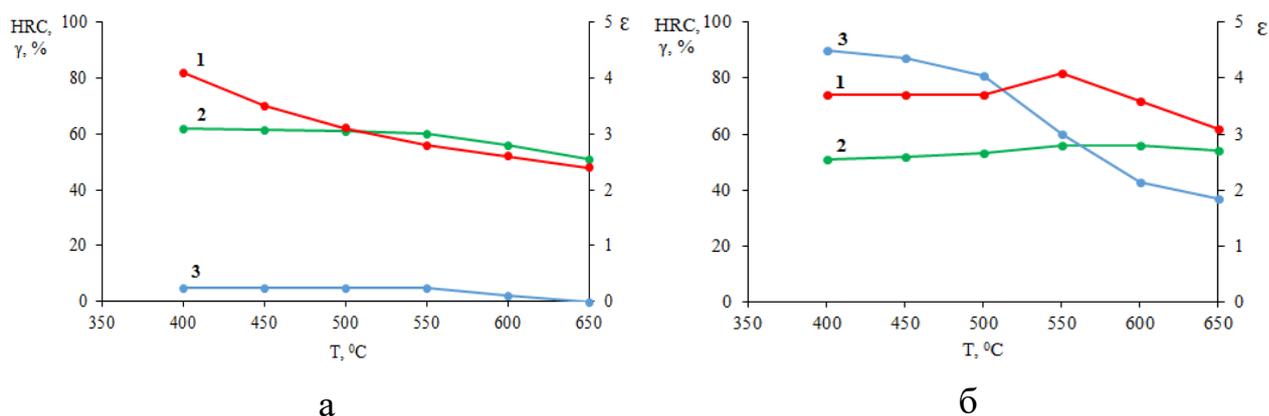


Рисунок 7 – Влияние температуры отпуска сплава 260Х16М2 на относительную износостойкость (1), твердость (HRC) (2), количество остаточного аустенита (3) после закалки от температур: а – 900 °С; б – 1170 °С

**В пятой главе** описаны результаты разработки промышленной технологии, основанной на использовании полученных в работе результатов

по термической обработке втулок буровых насосов из стали X12МФЛ, формирующей микроструктуру рабочей поверхности втулок, состоящую из высокоуглеродистого мартенсита, карбидов и остаточного метастабильного аустенита.

Практическая реализация высокотемпературной закалки для производства массивных втулок затруднительна, поэтому было предложено использовать метод поверхностной закалки. Наиболее эффективным и технологичным методом служит нагрев токами высокой частоты (ТВЧ). Экспериментальный подбор технологии закалки с помощью ТВЧ с воздушно-воздушным охлаждением или струей сжатого воздуха, проведённый в заводских условиях под руководством В.С. Палеева и Г.Н. Плотникова, позволил получить глубину закалённого слоя до 3,5 мм с благоприятным в свете полученных в работе результатов фазовым составом (углеродистый мартенсит, остаточный метастабильный аустенит в количестве до 40 % и карбиды) и распределением микротвёрдости по поперечному сечению втулок (Рисунок 8).

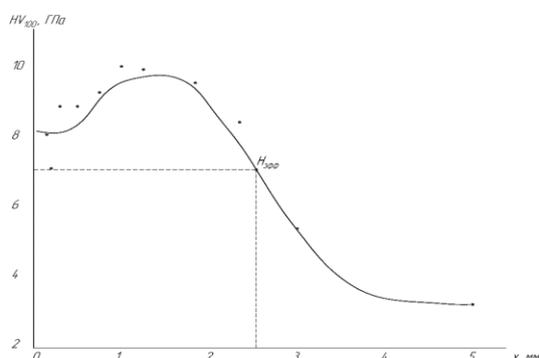


Рисунок 8 – Распределение микротвёрдости по сечению втулки из стали X12МФЛ после высокотемпературной закалки ТВЧ

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Показана определяющая роль структуры металлической основы в обеспечении наибольшей абразивной износостойкости сталей 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 1100–1170 °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 карбидов.

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 (Ямало-ненецкий автономный округ). 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.

## **СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ**

### **Статьи, в рецензируемых научных журналах, определенных ВАК:**

1. Никифорова С.М. Термообработка износостойких сталей для насосов буровых установок / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, Г.Н. Плотников, А.С. Жилин, С.В. Беликов // Известия высших учебных заведений. Нефть и газ. – 2015. – № 4. – С. 116-120 (0,38 п.л./0,15 п.л.).

2. Никифорова С.М. Формирование структуры износостойких сталей 150ХНМЛ и Х12МФЛ при закалке / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, Г.Н. Плотников, А.С. Жилин // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 2015. – № 11 (725). – С. 5-9 (0,33 п.л./0,1 п.л.).

3. Nikiforova S.M. Heat treatment of wear resistant steels for mud pumps / S.M. Nikiforova, M.A. Filippov, A.S. Zhilin // Solid State Phenomena. – 2016. – № 870. – P. 181-184 (0,25 п.л./0,1 п.л.).

### **Публикации в других изданиях:**

4. 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 (0,3 п.л./0,08 п.л.).

5. Никифорова С.М. Прочность поверхности и износостойкость высокоуглеродистых сплавов / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, М.С. Хадыев, А.С. Жилин, В.В. Легчило, Н.Е. Гаранов // XIII Международная конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС – 2014»: тезисы докладов. Екатеринбург, 2014. – С. 11-12 (0,1 п.л./0,02 п.л.).

6. Никифорова С.М. Формирование структуры на основе метастабильного аустенита в сталях втулок буровых насосов / С.М. Никифорова, Н.Е. Гаранов, А.С. Жилин, Г.Н. Плотников, М.А. Филиппов // XV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых: сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 172-173 (0,1 п.л./0,04 п.л.).

7. Никифорова С.М. Сравнительный анализ износостойкости сталей 150ХНМ и Х12М / С.М. Никифорова, Н.Е. Гаранов, Г.Н. Плотников, А.С. Жилин, М.А. Филиппов // XV Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых: сборник научных трудов. Екатеринбург: УрФУ, 2014. – С. 260-261 (0,1 п.л./0,04 п.л.).

8. Никифорова С.М. Повышение износостойкости быстроизнашивающегося оборудования и инструмента термической обработкой / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, М.С. Хадыев, А.С. Жилин, Н.Е. Гаранов // Урал Индустр, 2014. – С. 621-623 (0,15 п.л./0,05 п.л.).

9. Никифорова С.М. Сравнительный анализ механических свойств сталей 150ХНМ и Х12М / С.М. Никифорова, Г.Н. Плотников, А.С. Жилин, М.А. Филиппов // XVI Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых: сборник материалов и докладов. Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 144-145 (0,1 п.л./0,035 п.л.).

10. Никифорова С.М. Влияние термообработки на структуру износостойких сталей насосов буровых установок / С.М. Никифорова, А.С. Жилин, Г.Н. Плотников, М.А. Филиппов // XVI Международная научно-

техническая Уральская школа-семинар металлосведов – молодых ученых: сборник материалов и докладов. Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 144-145 (0,1 п.л./0,03 п.л.).

11. Никифорова С.М. Использование остаточного аустенита для повышения абразивной износостойкости высокохромистых сталей / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, М.С. Хадыев, М.А. Рыжков, А.С. Жилин, С.Х. Эстемирова // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2016. – № 3. – С. 434-439 (0,4 п.л./0,11 п.л.).

12. Никифорова С.М. Разработка высокоуглеродистых сталей со структурой метастабильного аустенита с использованием работ А.А. Попова по мартенситному превращению / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, А.С. Жилин // XXIII Уральская школа металлосведов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова «Актуальные проблемы физического металлосведения сталей и сплавов»: сборник материалов. Тольятти, 2016. – С. 201-202 (0,1/0,03).

13. Никифорова С.М. Формирование структуры инструментальных хромистых сталей, износостойких при абразивном изнашивании / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, М.А. Гервасьев, М.С. Хадыев, С.Б. Михайлов, А.С. Жилин, С.Х. Эстемирова // XXIII Уральская школа металлосведов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова «Актуальные проблемы физического металлосведения сталей и сплавов»: сборник материалов. Тольятти, 2016. – С. 201-202 (0,05/0,01).

14. Никифорова С.М. Формирование износостойкой структуры хромистых чугунов / С.М. Никифорова, М.А. Филиппов, А.С. Жилин, С.Х. Эстемирова, М.Н. Разиков, А.В. Коромыслов, С.О. Морозов // XVII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов – молодых ученых: сборник материалов. Екатеринбург: УрФУ, 2016. – С. 93-94 (0,09 п.л./0,03 п.л.).

15. Никифорова С.М. Формирование износостойкой структуры сталей X12MФЛ и 95X18 при термической обработке / С.М. Никифорова, А.В.

Макаров, А.С. Жилин, М.С. Хадыев, Н.Н. Озерец, А.Л. Осинцева // XVII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлосведов – молодых ученых: сборник материалов. Екатеринбург: УрФУ, 2016. – С. 93-94(0,2 п.л./0,07 п.л.).