

На правах рукописи



Шарапова Валентина Анатольевна

**НАУЧНО ОБОСНОВАННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ  
УПРОЧНЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ  
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ЗА СЧЕТ ТРИП-ЭФФЕКТА  
В СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**

Специальность 2.6.1. Metalловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

Автореферат  
диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Екатеринбург – 2025

Работа выполнена в ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина».

Научный консультант Филиппов Михаил Александрович, доктор технических наук, профессор.

Официальные оппоненты Калинин Григорий Юрьевич, доктор технических наук, доцент, НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей", научно-производственный комплекс №3, начальник лаборатории, г. Санкт-Петербург;

Пышминцев Игорь Юрьевич, доктор технических наук, доцент, Акционерное общество «Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности», генеральный директор, г. Челябинск;

Салищев Геннадий Алексеевич, доктор технических наук, профессор, ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», НИУ «БелГУ», лаборатория объемных наноструктурных материалов, руководитель, г. Белгород.

Ведущая организация федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа.

Защита состоится «27» мая 2025 года в 14:00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.324.03 на базе ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», по адресу: 455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38, МГТУ, малый актовый зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова» и на сайте <http://www.magtu.ru/>.

Автореферат разослан «   » \_\_\_\_\_ 2025 года.

Ученый секретарь  
диссертационного совета



Полякова Марина Андреевна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы исследования.** На сегодняшний день мировой рынок продукции машиностроения определяется эффективностью работы, надежностью машин, безопасностью условий труда, а также требованиями класса экологичности. Решение проблемы повышения износостойкости снимает центральные вопросы обеспечения надежности деталей и ресурса оборудования в машиностроении, а также приводит к экономии затрат труда, сырья, снижению аварийности, защите окружающей среды, без чего невозможно поддерживать общий технический уровень и конкурентоспособность.

При выборе материалов следует учесть, что к настоящему времени резервы повышения эксплуатационных свойств сплавов в значительной мере исчерпаны. Одновременно практика ставит задачи обеспечения работоспособности деталей машин при все более высоком уровне рабочих параметров, а также их способности адаптироваться под неблагоприятные условия непосредственно в процессе эксплуатации. Решать такие задачи позволяет использование структурной метастабильности сплавов за счет расширения номенклатуры материалов, либо разработки новых режимов термообработки. Например, в ходе эксплуатации стержневой детали из ТРИП-стали она будет обладать свойством поверхностного упрочнения в условиях абразивного износа, так как самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита деформации, и формирование сжимающих напряжений с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя обеспечивают повышение износостойкости, замедляя отрыв частиц металла с поверхности стержня.

Метастабильный аустенит – структура диссипативного типа, которая во время контактно-фрикционного взаимодействия трансформирует энергетическое воздействие деформационного процесса в  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение, может быть в значительных количествах сформирован высокотемпературной закалкой поверхности и в высокоуглеродистых сплавах, широко применяемых для серийного производства деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания (втулки и крышки буровых и водоотливных насосов, лопасти дробеструйных аппаратов). Это объясняет важность решения проблемы упрочнения рабочей поверхности за счет микро-ТРИП-эффекта в метастабильном аустените и разработки новых режимов высокотемпературной закалки деталей из серийных широко применяемых сталей и чугунов, а также подходов к прогнозированию и оценке резервов структуры в отношении эксплуатационной стойкости, внедрение которых вносит значительный вклад в расширение эффективного использования сплавов и технологий их термической обработки для металлургической и машиностроительной отраслей промышленности.

**Степень разработанности темы исследования.** Метастабильность аустенита исследовали И. Н. Богачёв, В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Л. Г. Коршунов, Л. С. Малинов, Б. А. Потехин, А. В. Макаров, С. В. Гладковский, Г. Шуман, И. Шмидт. В основном это была качественная оценка роли метастабильности аустенита при упрочнении и релаксации напряжений в процессе деформационного мартенситного превращения (ДМП). Количественный прогноз и варьирование фазового состава методами термической обработки в материалах, удовлетворяющих принципу метастабильности

аустенита, рассмотрены недостаточно. В структуре высокоуглеродистых сплавов наряду с мартенситом закалки, карбидами и другими фазами формируется аустенит определенного химического состава, однако морфология и структура мартенсита деформации, образующегося при абразивном изнашивании, изучены мало.

В основу диссертации положено развитие принципа Богачева-Минца, адаптированного к метастабильности аустенита в сплавах разных систем легирования, ранжированных по количеству метастабильного аустенита после высокотемпературной закалки.

**Цель работы.** Поиск и научное обоснование новых технологических решений по реализации ТРИП-эффекта в метастабильном аустените сталей и хромистых чугунов для повышения износостойкости и долговечности агрегатов, эксплуатируемых в условиях совместного действия трения, абразивных частиц и циклических динамических нагрузок.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1. Исследовать роль метастабильного аустенита, как фактора повышения прочностных свойств, характеристик ударной вязкости и релаксационной стойкости в аустенитной ТРИП-стали.

2. Провести сравнительный анализ влияния высокотемпературной закалки на реализацию микро-ТРИП-эффекта для повышения абразивной износостойкости поверхности высокоуглеродистых сталей перлитного и ледебуритного классов.

3. Изучить влияние температуры закалки, формирующей в структуре резервы для существенного фрикционного упрочнения в процессе эксплуатации и повышения абразивной износостойкости сталей систем железо-углерод-хром и железо-углерод-марганец сравнительно со сталью системы железо-азот-хром (0X18A1.2).

4. Проанализировать влияние высокотемпературной закалки на формирование структуры метастабильного аустенита с реализацией микро-ТРИП-эффекта на поверхности изнашивания в графитизированной стали 135СГЛ.

5. Исследовать резервы повышения износостойкости в процессе эксплуатации деталей из хромистых чугунов, формируемые нетрадиционными режимами высокотемпературной закалки и обработкой холодом, и сравнить их с экономнолегированным чугуном типа нихард.

6. Математическая оценка резервов повышения абразивной износостойкости в процессе эксплуатации варьированием химического состава сплава и фазового состава после традиционной и высокотемпературной закалки.

7. Предложить режим термической обработки для повышения абразивной износостойкости поверхности в процессе эксплуатации деталей из широко применяемых конструкционных и износостойких материалов с учетом сравнительного анализа применимости высокотемпературной закалки для реализации ТРИП-эффекта в сталях различных структурных классов и хромистых чугунах. Выполнить полупромышленную апробацию предложенного режима термической обработки.

#### **Научная новизна.**

На основе использования результатов запатентована аустенитная ТРИП-сталь 03X14N11K5M2ЮТ гарантированной сверхвязкости, которая в закаленном от 1050 °С состоянии имеет высокую ударную вязкость, конструкционную прочность и низкую склонность к хрупкому разрушению вплоть до криогенных температур

( $KCV^{20} = 3,69$  МДж/м<sup>2</sup>,  $KCV^{-196} = 1,93$  МДж/м<sup>2</sup>). Указанная сталь имеет рекордную пластичность: подвергается волочению с диаметра 14,3 до 2,77 мм, то есть за 15 переходов «в холодную» без промежуточных нагревов. С другой стороны, значительно упрочняется: после деформации и старения стальная проволока диаметром 0,3 мм имеет  $\sigma_b = 2520$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 2120$  МПа при поперечном сужении  $\psi = 40$  %.

Доказано, что аустенит в стали 03X14H11K5M2ЮТ является термически стабильным в широком интервале температур от жидкого гелия до 500 °С. Предложена обработка (по режиму закалка 1050 °С + деформация + старение 500 °С, 1 ч), при которой сталь в состоянии максимального упрочнения обладает высоким сопротивлением релаксации напряжений при длительных нагревах до температуры 400 °С, что подтверждено актом внедрения от ООО «Медтехника», г. Казань.

Впервые экспериментально установлена роль влияния легирования кобальтом (5,0 ~ 1,0 мас. %) на изменение последовательности, состава и температурных интервалов выделения высокотемпературной  $\chi$ -фазы в закаленной стали 03X14H11K5M2ЮТ.

Впервые экспериментально с применением электронной микроскопии на закаленных сталях перлитного и ледебуритного классов показано, что благодаря высокотемпературной закалке рабочей поверхности уже после первого однократного фрикционного воздействия образуется деформационный нанокристаллический высокоуглеродистый мартенсит с размером кристаллов 10 – 100 нм. В структуре чередуются кристаллы мартенсита, стойкого против абразивного изнашивания, и аустенита, склонного к фрикционному упрочнению. Вторичная диссипативная структура поверхности обладает способностью к релаксации напряжений в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, сопровождающегося ТРИП-эффектом, впервые показанным в высокоуглеродистой стали.

Комплексными исследованиями с применением профилометрии на примере сталей 0X18A1.2, 100X18, 135СГЛ было выявлено, что после низкотемпературной закалки отделение частиц износа происходит со вдвое большего по глубине слоя поверхности, чем после высокотемпературной закалки. В результате абразивная износостойкость поверхности снижается, т.к. механизм царапания сменяется микрорезанием, что подтверждается увеличением параметров шероховатости.

Впервые экспериментально установлена и научно обоснована роль высокотемпературной закалки в масле экономно легированного чугуна типа нихард (300X2H4), а также износостойких хромистых чугунов (260X16M2 и 250X25MФТ). Износостойкие хромистые чугуны – 260X16M2 и 250X25MФТ – отличаются разным типом карбидного упрочнения –  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ . Закалка в масло и при обдувке воздухом образцов чугуна 260X16M2 сечением до 30 мм, в интервале температур от 1125 – 1170 °С, а также высокий отпуск 550 °С дают пониженную исходную твердость до испытания, но формируют резервы в структуре для последующего образования самотрансформируемого слоя высокой микротвердости на рабочей поверхности в результате развития деформационного мартенситного превращения. По технологическим и экономическим соображениям чугун 260X16M2 рекомендован для изготовления лопаток дробебетных аппаратов и износостойких вставок биметаллических втулок грязевых насосов. Обработанные по предложенной технологии детали показали хорошую эксплуатационную стойкость: на 25% выше стали X12MФЛ.

Описана количественная зависимость  $f(\Delta\varepsilon) = 2,1e^{-0,05\alpha}$  между фазовым составом после высокотемпературной закалки и способностью к упрочнению поверхности сталей и хромистых чугунов со структурой метастабильного аустенита, заключающаяся в оценке скорости прироста относительной износостойкости при испытании поверхности на абразивное изнашивание.

#### **Теоретическая значимость.**

С учетом обнаруженных закономерностей протекания фазовых и структурных превращений по данным эксперимента в сталях перлитного и ледебуритного классов и износостойких хромистых чугунах было показано увеличение износостойкости с ростом температуры закалки и прирост (до трехкратного) износостойкости по мере развития деформационного мартенситного превращения на рабочей поверхности, сопровождаемого ТРИП-эффектом.

Научно обоснованы нетрадиционные режимы термической обработки, включающие высокотемпературную закалку и обработку холодом серийных составов сталей и чугунов. Подтвержден ТРИП- и ТВИП-эффект в высокоуглеродистой стали, обобщен вклад фазовых превращений метастабильного аустенита в повышение комплекса физико-механических свойств и сопротивление абразивному изнашиванию поверхности.

#### **Практическая значимость работы.**

Впервые были разработаны режимы термической обработки для ряда высокоуглеродистых сплавов (в том числе сталей 70X2ГСМЛ и графитизированной 135СГЛ), при использовании которых в рабочем слое образуется вторичная структура повышенной износостойкости.

Исследование диссипативных структур имеет большое значение для научных основ материаловедения, так как оно помогает лучше понять природу сложных систем и их поведение при изнашивании. На основе проведенного исследования определено влияние концентрации основных легирующих элементов:  $HV_{50изн} = 383 - 234 \cdot \%C - 50 \cdot \%Mn - 24 \cdot \%Cr + 3,5 \cdot \%Ni - 40 \cdot \%Mo + 91 \cdot \%Si$ , обеспечивающих воспроизводимый рост уровня микротвердости ( $HV_{50изн}$ ) на рабочей поверхности, возрастающего непосредственно в процессе испытания.

Предложенные критерии ( $HV_{50изн}$  и  $\Delta\varepsilon$ ) формируют систему оценивания, констатирующую взаимосвязь фрикционного упрочнения, релаксации напряжений и эксплуатационных свойств ряда промышленно используемых сталей (100X18, 150XНМЛ, X12МФЛ) и чугунов (300X2Н4, 260X16М2, 250X25МФТ), а также сталей 0X18A1.2, 70X2ГСМЛ, 135СГЛ для прогноза их износостойкости и срока службы в отливках.

Отработаны режимы термической обработки для формирования самотрансформирующегося в процессе изнашивания слоя рабочей поверхности для сталей аустенитного, перлитного, ледебуритного классов и высокохромистых чугунов. Изготовлена опытная партия износостойких вставок из высокоуглеродистых сплавов разных систем легирования, проведены успешные полупромышленные испытания на предприятии ООО «УЗТЕРМО», г. Екатеринбург, что подтверждено актом от 21 ноября 2023 г. за исх. №170-23.

С привлечением специалистов филиала ООО «Уралмаш НГО Холдинг» проведены промышленные испытания опытной партии втулок буровых насосов из стали Х12МФЛ в климатических условиях региона ЯНАО. Втулки были термообработаны по разработанной технологии: высокотемпературная ТВЧ-закалка с обдувом сжатым воздухом и последующий низкий отпуск. Втулки показали высокую эксплуатационную стойкость – отработали более 960 часов и были ещё в работоспособном состоянии, таким образом в 1,8 раза превысив эксплуатационный срок в тех же условиях серийной партии втулок из чугуна ИЧХ20М, что подтверждено актом от 17 ноября 2016 г. за № 37-518.

**Материалы и методы исследования.** Для проведения исследования были изготовлены образцы из сталей и чугунов с послезакалочной структурой остаточного аустенита различной степени стабильности и количества, химический состав которых приведен в таблице 1. Опытные плавки сталей Х12МФЛ, 150ХНМЛ, 95Х18 и чугунов 300Х2Н4, 260Х16М2, 250Х25МФТ выплавлены ОАО «Уралмашзавод», остальные – в УрФУ на кафедре «Литейное производство». Сплавы выбирали в зависимости от количества метастабильного аустенита, фиксируемого высокотемпературной закалкой: от 100% деформационно-метастабильных ТРИП-сталей до 100% стабильных 120Г18 и стали Гадфильда.

Таблица 1 – Химический состав сплавов, % (масс.)

Сплав	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	V	Co	Al	Ti	N
03X14H11K5M2ЮТ	0,03	0,19	14,6	11,2	2,6	0,21	—	4,5	0,8	0,3	—
03X14H11KM2ЮТ	0,03	0,08	15,7	10,5	2,7	0,3	—	0,7	1,0	0,4	—
03X14H11M2ЮТ	0,03	0,07	14,8	11,1	1,75	0,2	—	0,0	0,8	0,3	—
0X18A1.2*	0,04	0,42	18,42	—	—	0,4	—	—	—	—	1,22
70X2ГСМЛ	0,72	1,13	1,95	—	0,45	0,87	—	—	—	—	—
150ХНМЛ	1,50	0,6	1,1	1,1	0,2	0,25	—	—	—	—	—
95Х18	0,95	0,8	18	—	—	0,8	—	—	—	—	—
Х12МФЛ	1,55	0,22	11,75	—	0,5	0,25	0,3	—	—	—	—
100Х18	0,98	0,55	18,36	0,3	—	0,35	—	—	—	—	—
120Г18	1,22	17,9	0,35	—	—	0,68	—	—	—	—	—
135СГЛ	1,35	1,1	—	—	—	1,5	—	—	—	—	—
300Х2Н4	3,12	0,6	2,11	4,26	—	0,65	—	—	—	—	—
250Х25МФТ	2,50	—	25,0	—	1,0	—	—	—	—	1,0	—
260Х16М2	2,62	—	16,2	—	2,15	—	—	—	—	—	—
110Г13Л	1,1	13	0,2	0,25	—	0,3	—	—	—	—	—

\*Образцы предоставлены ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова. S, P<0,03%

Структуру, фазовый состав и свойства стали изучали комплексно различными методами: прочностные свойства в соответствии с требованиями ГОСТ 25503-97, износостойкость – по ГОСТ 30480-97. Твердость и микротвердость – по ГОСТ 9013-59 и ГОСТ 2999-75. Микроструктурные исследования – на оптическом микроскопе OLYMPUS JX-51 и Альтами.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с помощью программного комплекса Shimadzu на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu. Анализ текстуры проводился на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA LMS. Для определения модуля упругости сплава был использован метод динамического механического анализа на приборе DMA EPLEXOR 100N. Предел текучести, предел упругости, временное сопротивление, относительное удлинение, относительное сужение после разрыва определяли при испытании на растяжение на напольной разрывной машине Instron 3380 в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Электронно-микроскопический анализ выполняли на микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-200СХ. Фрактографический анализ поверхности изломов ударных образцов методами растровой электронной микроскопии и рентгеноспектральный микроанализ проводили на микроскопе Jeol JSM – 6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350.

В ходе дилатометрического анализа определяли критические точки фазовых превращений, для этого использовали высокотемпературный дилатометр «LinseisL78», для измерений изготавливали 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.

Износостойкость образцов оценивали по ГОСТ 30480-97 при трении по закреплённому абразиву. Методика реализована на специальной установке: образцы с рабочей поверхностью  $10 \times 10$  мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумажной шкурке 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе со скоростью 0,158 м/с. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа). Контртело для сталей – валковая сталь 9Х5МФС после закалки от 900 °С и низкого отпуска на твердость 60 HRC, для чугунов – сталь У7 со структурой сорбита и твердостью 37 HRC. При сравнении с азотистой сталью – аустенитная сталь 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воду с твердостью 22 HRC. Результаты испытаний приведены как средние потери массы образцов по двум испытаниям.

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

1. Закономерности формирования структуры и свойств в аустенитных ТРИП-сталях типа 03X14N11K5M2ЮТ после высокотемпературной закалки, обеспечивающие максимальное упрочнение без потери пластичности и высокую ударную вязкость вплоть до криогенных температур.

2. Формирование диссипативной структуры самотрансформируемого тонкого слоя глубиной до 10 мкм рабочей поверхности с образованием в процессе изнашивания структуры мартенсита деформации, образующегося в виде регулярных рядов параллельных наноразмерных кристаллов при движении абразивных частиц уже во время начального однократного акта изнашивания.

3. Применение высокотемпературной закалки высокоуглеродистых сплавов, в том числе поверхностной закалки ТВЧ с нагревом до 1125 – 1170 °С как способа термической обработки тонкого слоя рабочей поверхности для формирования структурных резервов местастабильного аустенита со способностью к активному фрикционному упрочению за счет деформационного мартенситного превращения в процессе изнашивания и развитию в процессе эксплуатации микро-ТРИП-эффекта.



4. Критерий «прирост абразивной износостойкости» для оценки износостойкости сталей и хромистых чугунов по их способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности, влияющий на выбор материала с оптимальной абразивной износостойкостью и режим аустенитизации с целью получения при закалке структуры метастабильного аустенита требуемого состава и количества для реализации ТРИП-эффекта.

**Степень достоверности результатов работы** обеспечивается тем, что эксперименты выполнены на сплавах различного легирования комплексом современного металлофизического оборудования с использованием современных методов сбора и обработки исходной информации, полученные результаты сопоставимы с результатами других авторов.

**Личный вклад автора** состоит в обосновании выбора направления исследований, формулировании цели и задач работы, методологии и методов их решения, участии в проведении теоретических и экспериментальных исследований, анализе, обсуждении и научном обобщении результатов, формулировке выводов и выносимых на защиту положений, написании научных статей, содержащих основные результаты работы.

**Апробация работы.** Основные положения диссертационной работы доложены на 14 международных и всероссийских конференциях и школах: XXII Уральская школа металловедов-термистов (г. Оренбург, 2014 г.); «MRDMS-2016» (г. Екатеринбург, 2016 г.); XXIII Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова (г. Тольятти, 2016 г.); XXIV Уральская школа металловедов-термистов (г. Магнитогорск, 2018 г.); «12th ICMRDMS» (г. Екатеринбург, 2018 г.); «4th ICIE 2018» (г. Москва, 2018 г.); «International Russian Conference on Materials Science and Metallurgical Technology» (г. Владивосток, 2018 г.); «5th ICIE 2019» (г. Сочи, 2019 г.); «14th ICMRDMS» (г. Екатеринбург, 2020 г.); «ICMTMTE 2020» (г. Севастополь, 2020 г.); «15th ICIMM 2020» (г. Нижний Тагил, 2020 г.); «The 16th ICIMM 2021» (г. Нижний Тагил, 2021 г.); XXVI Уральская школа металловедов-термистов (г. Екатеринбург, 2022 г.); «Физическая мезомеханика. MESO 2023» (г. Томск, 2023 г.).

**Публикации.** По теме диссертационной работы опубликованы 35 печатных работ, из них 11 статей в ведущих рецензируемых журналах из Перечня ВАК, 4 статьи опубликованы в рецензируемых научных изданиях, индексируемых Web of Science и Scopus, имеется 2 патента на изобретения.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, восьми глав, заключения, библиографического списка и приложения. Работа изложена на 252 страницах, содержит 110 рисунков, 14 таблиц, 5 формул и библиографический список из 205 источников, имеется 1 приложение на 4 страницах.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность выбранной темы, определены цель и задачи исследования, научная новизна и практическая ценность работы.

**В первой главе** приведены химический состав, режимы выплавки и термической обработки сплавов, а также методы исследований.

Во второй главе рассмотрены преимущества метастабильного аустенита в ТРИП-сталях специального назначения, а также механизмы ДПМ и релаксации напряжений. Изучены стали трех групп легирования: на базе низкоуглеродистой коррозионностойкой аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ, экономно легированная кобальтом 03X14H11KM2ЮТ и без кобальта 03X14H11M2ЮТ.

В сталях с пониженным содержанием кобальта после закалки в структуре отмечается небольшое количество  $\delta$ -феррита, о наличии которого также свидетельствует появление слабой намагниченности. Присутствие  $\delta$ -феррита в стали 03X14H11KM2ЮТ сдерживает рост зерна аустенита при нагреве под закалку (рис. 1).

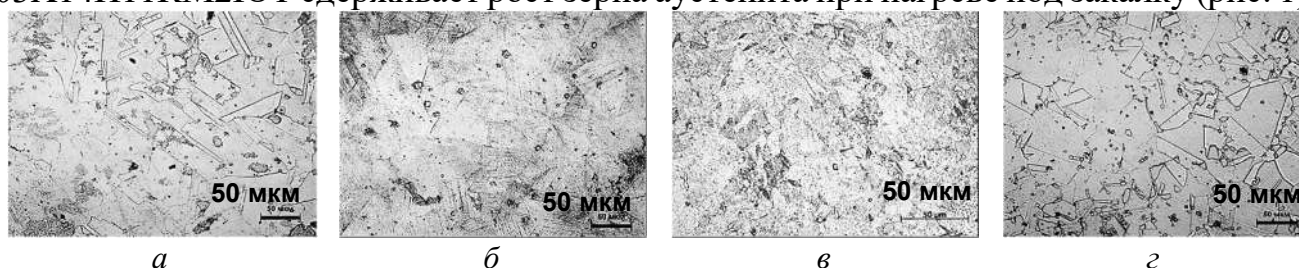


Рисунок 1 – Микроструктура закаленных от разных температур сталей

03X14H11K5M2ЮТ (а, б) и 03X14H11KM2ЮТ (в, з): а, в – закалка от 800 °С; б, з – 1100 °С

Фазовый рентгеноструктурный анализ (РСФА) всех закаленных от 800 до 1000° С сталей показал, что кроме основной фазы, которой является аустенит, в структуре можно отметить присутствие небольшого количества технически нежелательной охрупчивающей  $\chi$ -фазы, доля которой уменьшается с повышением температуры нагрева под закалку. Это растворение приводит к обогащению твердого раствора ферритообразующими элементами (хромом, молибденом, алюминием и др.), что является причиной возникновения  $\delta$ -феррита за счет  $\gamma \rightarrow \delta$  превращения. В стали, содержащей повышенное (4,0 – 5,0 мас. %) количество кобальта, после закалки от 1100 °С  $\delta$ -феррит не фиксируется. На расшифровках электронограмм видно, что выделяющаяся из аустенита интерметаллидная фаза расшифровывается как  $\chi$ -фаза с кубической решеткой (рис.2).

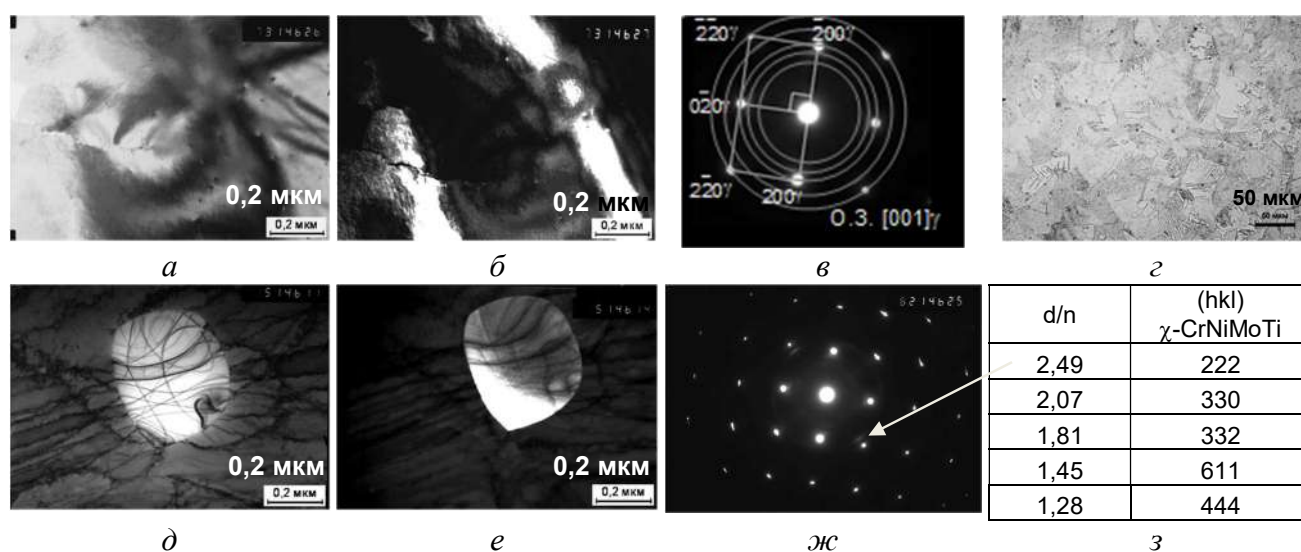


Рисунок 2 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) стали 03X14H11M2ЮТ: а, д – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе (200)  $\gamma$ ; в, ж – микродифракция, з – микроструктура; е – темнопольное изображение в рефлексе (222)  $\chi$ -CrNiMoTi; з – расшифровка

Микрорентгеноспектральный анализ закаленных от 1000 °С образцов показал, что в структуре присутствуют две фазы: высокотемпературная интерметаллидная  $\chi$ -фаза с повышенным содержанием хрома, никеля, молибдена и алюминия, а также карбонитридная фаза (Ti,Fe,Ni)(C,N). Следует отметить, что в кобальтсодержащих сталях обнаруженная высокотемпературная интерметаллидная  $\chi$ -фаза переменного состава, кроме указанных элементов, содержит еще и кобальт. Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава  $\chi$ -фазы:  $(\text{Fe,Ni})_{42,0}\text{Cr}_{13,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Al}_{1,0} \rightarrow (\text{Fe,Ni})_{39,0}\text{Cr}_{14,0}\text{Mo}_{2,0}\text{Co}_{2,0}\text{Al}_{1,0}$  (согласно атомным процентам по данным МРСА).

Выбор температуры нагрева под закалку обусловлен, с одной стороны, растворением избыточных нежелательных интерметаллидных фаз и получением однофазной аустенитной структуры, а с другой – отсутствием интенсивного роста зерна. С учетом этих факторов, в дальнейшем нагрев под закалку проводили от температуры 1000 – 1050 °С в воду.

После закалки от 1000 °С механические свойства (табл. 2) всех указанных марок стали характеризуются высокими значениями пластичности ( $\delta = 52 - 64$  %,  $\psi = 76 - 86$  %) и вязкости ( $\text{KCV} = 2,26 - 3,69$  МДж/м<sup>2</sup>), а также низкими значениями прочности, предела текучести и твердости.

Таблица 2 – Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 1000 °С

Марка	Фазовый состав, %		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, МДж/м <sup>2</sup>		Ap/Aз*	
	$\alpha$	$\gamma$						20°С	минус19°С	20°С	минус19°С
03X14H11 K5M2ЮТ	-	100	280	555	2,0	60	83	3,69	1,93	2,33	0,58
03X14H11 KM2ЮТ	~ 5-10	95-90	345	585	1.7	52	78	2,58	1,80	1,70	0,37
03X14H11 M2ЮТ	~ 10-15	98	240	520	2.2	64	86	-	-	-	-

Фрактографический анализ изломов показал, что процесс разрушения закаленных образцов развивается по внутризеренному механизму с образованием вязких ямок, размер которых определяется уровнем энергоемкости разрушения. При этом более высоким значениям ударной вязкости ( $\text{KCV} = 3,69$  МДж/м<sup>2</sup>) соответствуют более крупные и глубокие энергоемкие ямки (рис. 3, а, в).

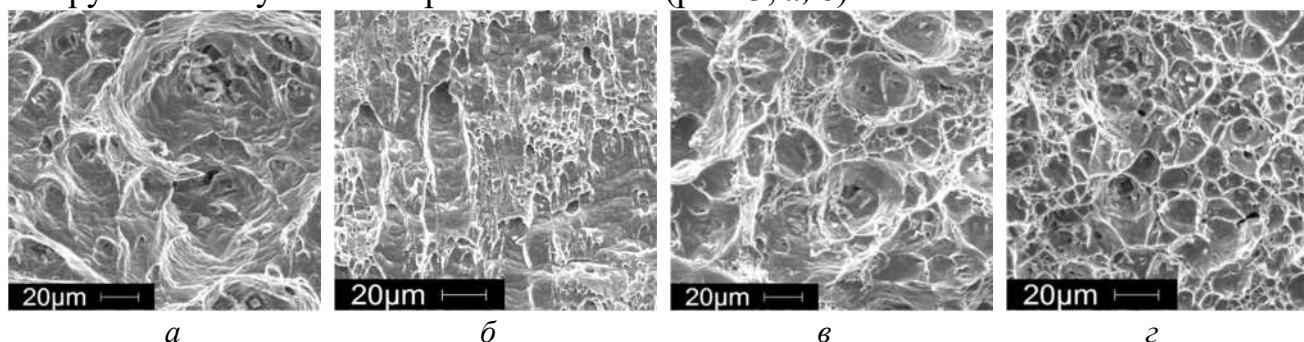


Рисунок 3 – Микростроение поверхности изломов ударных образцов при 20 °С: а – 03X14H11K5M2ЮТ, б – 03X14H11KM2ЮТ; при -196 °С: в – 03X14H11K5M2ЮТ, г – 03X14H11KM2ЮТ

Для оценки количества дополнительно образующегося мартенсита деформации был проведен рентгеноструктурный анализ поверхности изломов ударных образцов сталей, который показал, что в изломах стали с кобальтом в результате ударных испытаний при 20 °С и -196 °С зафиксировано от 11 % до 16 % и от 80 % до 90 % мартенсита деформации, соответственно. По-видимому, образование значительного количества мартенсита деформации в изученных метастабильных сталях способствует росту энергоемкости разрушения за счет мартенситного превращения при ударных испытаниях и сохранению повышенных значений ударной вязкости при понижении температуры испытаний от комнатной до температуры жидкого азота (табл. 2). Для того, чтобы отделить количество мартенсита деформации, полученного в результате ударного нагружения при -196 °С от возможного мартенсита охлаждения, в магнитоизмерительном комплексе при охлаждении до температур жидкого гелия с последующим отогревом до комнатной температуры измеряли магнитный момент в поле напряженностью 8 кА/м. Необратимых изменений фазового состава сталей не произошло независимо от легирования кобальтом. Точки мартенситного превращения зафиксировано не было. Весь образовавшийся в исследуемых сталях в результате ударного нагружения мартенсит является мартенситом деформации.

Электронно-микроскопические исследования подтвердили существование высокотемпературной интерметаллидной фазы в образцах сталей обеих групп, закаленных от 1000 °С и состаренных при 500 °С, наличие в теле аустенитных зерен частиц вторых фаз размером около 130 нм, которые (по данным также и рентгенографического анализа) были идентифицированы как первичные не растворившиеся при закалке выделения нежелательной  $\chi$ -фазы (рис. 4), а также образование низкотемпературной упрочняющей интерметаллидной фазы NiAl после старения при температуре 500 °С, дисперсные выделения которой распределены внутри зерен.

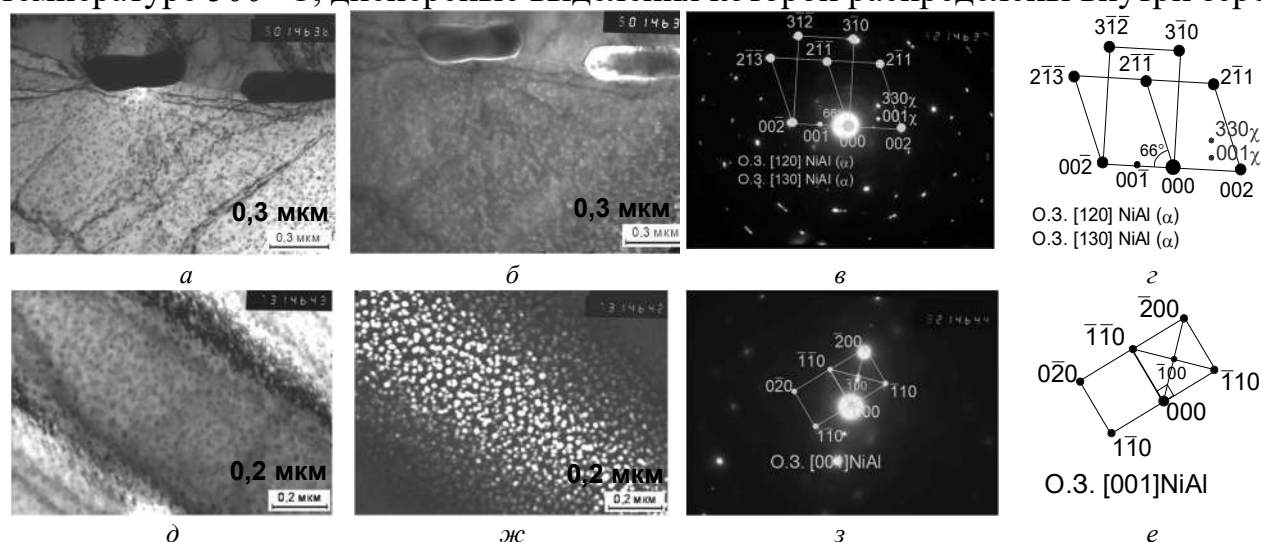


Рисунок 4 – Электронные микрофотографии закаленных (от 1000 °С) и состаренных при 500 °С образцов стали 03X14H11M2ЮТ: *а*, *д* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (001)  $\chi$ -фазы; *ж* – темнопольное изображение в рефлексе ( $\bar{1}10$ )NiAl; *в*, *з* – микродифракция; *г*, *е* – схема расшифровки

Однако, процессы старения в аустените после закалки во всех исследуемых сталях протекают слабо и не приводят к существенному повышению прочностных

свойств, что указывает на неперспективность проведения данной технологической операции после закалки.

Реализация фазовых превращений и изменения физико-механических свойств в результате ТРИП-эффекта в метастабильном аустените деформированных сталей первоначально имитировалась на образцах после закалки от 1000 °С в воду при растяжении и кручении в магнитоизмерительном комплексе Remagraph C-500. Для определения степени метастабильности аустенита по изменению величины намагниченности проводились испытания на кручение стандартных образцов вплоть до разрушения. Увеличение намагниченности с ростом степени деформации свидетельствует о протекании мартенситного превращения. Более интенсивный прирост магнитных свойств для стали 03X14N11KM2ЮТ с наличием  $\delta$ -феррита в исходном состоянии характеризует большую склонность сталей с пониженным содержанием кобальта к мартенситообразованию, что обусловлено изменением механизма деформации. Исследованные стали после закалки от 1000 °С в воду были протянуты без промежуточных отжигов с диаметра ( $d_0$ ) 8,0 на ( $d_x$ ) 0,88 мм. Истинная деформация ( $e=2\ln d_0/d_x$ ) при этом составила более 4. Как показали исследования холоднодеформированных волочением образцов, аустенит указанных сталей является деформационно-метастабильным и при холодной пластической деформации претерпевает мартенситное превращение. Отметим, что при средних степенях обжатия количество мартенсита деформации отличается в зависимости от содержания кобальта, а при высоких степенях деформации различие выравнивается и для  $e = 4$  составляет 93..98 %, что можно также объяснить присутствием в закаленном состоянии  $\delta$ -феррита в сталях с пониженным содержанием кобальта и различием механизма деформирования (табл. 3). При протекании  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  превращения, кобальт подавляет образование  $\alpha$ -мартенсита и усиливает процесс формирования  $\varepsilon$ -мартенсита. Процесс микродвойникования в кобальтсодержащих сталях препятствует процессу образования мартенсита деформации, и количество мартенсита деформации на начальных стадиях обжатия увеличивается незначительно. В сталях бескобальтового состава  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение происходит при меньших степенях обжатия.

Таблица 3 – Количество мартенсита деформации ( $\alpha$ ) в зависимости от степени истинной деформации ( $e$ ) сталей типа 03X14N11K5M2ЮТ с различным содержанием кобальта

e	$\alpha$ , %		
	4,5 % Co	0,7 % Co	0 % Co
0	0	5,0	2,0
1,15	25,8	45,1	71,4
2,99	84,3	89,2	87,8
4,15	92,9	98,3	97,7

В процессе волочения наряду с повышением прочностных характеристик наблюдалось снижение пластических свойств. В результате деформации ( $e \sim 3,2$ ) пластичность стали 03X14N11K5M2ЮТ характеризуемая относительным сужением  $\psi$ , понизилась с 78 до 43 %, а стали 03X14N11KM2ЮТ – с 76 до 21 %. Терморентгенографический анализ (рис. 5) показал, что в структуре деформированных образцов при комнатной температуре присутствуют две фазы: ГЦК-фаза (аустенит) и ОЦК



(ОЦТ – мартенсит деформации, а для стали 03X14Н11KM2ЮТ и  $\delta$ -феррит). При этом мартенсит деформации (рис. 5, *a*) существует до температуры 600 °С, сохранение ОЦК-фазы в стали 03X14Н11KM2ЮТ до более высокой температуры свидетельствует о наличии в структуре  $\delta$ -феррита, который распадается в интервале температур 600 – 700 °С, очевидно по реакции  $\delta \rightarrow \chi + \gamma$ . Температурный интервал существования  $\chi$ -фазы, выделившейся из аустенита для сталей с кобальтом составляет 700 – 1000 °С. Сравнение терморентгенограмм сталей двух групп показало, что в стали 03X14Н11KM2ЮТ с пониженным содержанием кобальта появление  $\chi$ -фазы наблюдается при более низкой температуре, данный факт можно связать с распадом  $\delta$ -феррита.

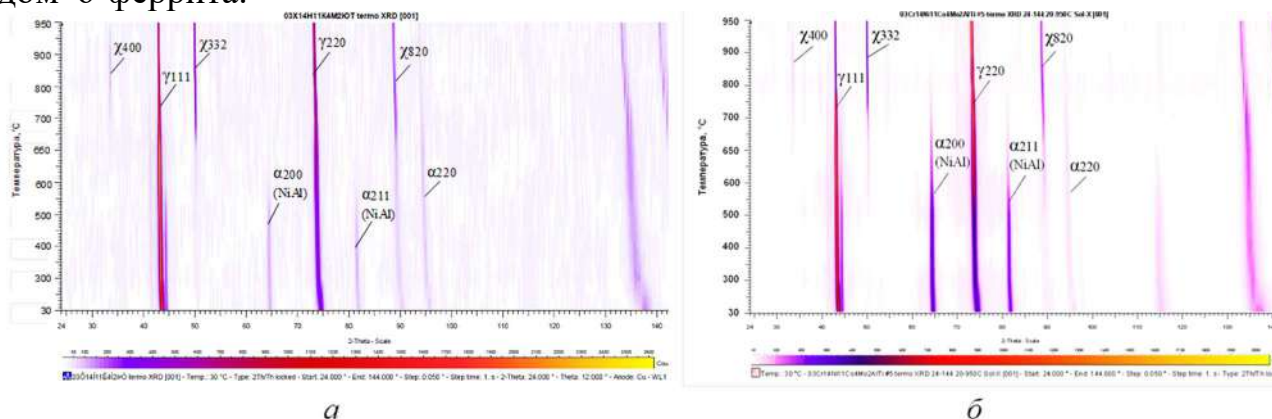


Рисунок 5 – Терморентгенограмма деформированной стали (при нагреве в интервале температур 30 – 950 °С): *a* – 03X14Н11KM2ЮТ, *б* – 03X14Н11KM2ЮТ

Проведенные электронно-микроскопические исследования деформированных и состаренных образцов показали, что при старении деформированных сталей происходит выделение высокодисперсной упрочняющей фазы NiAl (рис. 6). Частицы имеют сферическую форму размером порядка 6 – 10 нм.

Изучение температурно-временных зависимостей прочностных и пластических свойств при старении холоднодеформированных образцов показало, что с точки зрения формирования структуры, фазового состава и свойств оптимальной является температура 500 °С и время выдержки 1 ч.

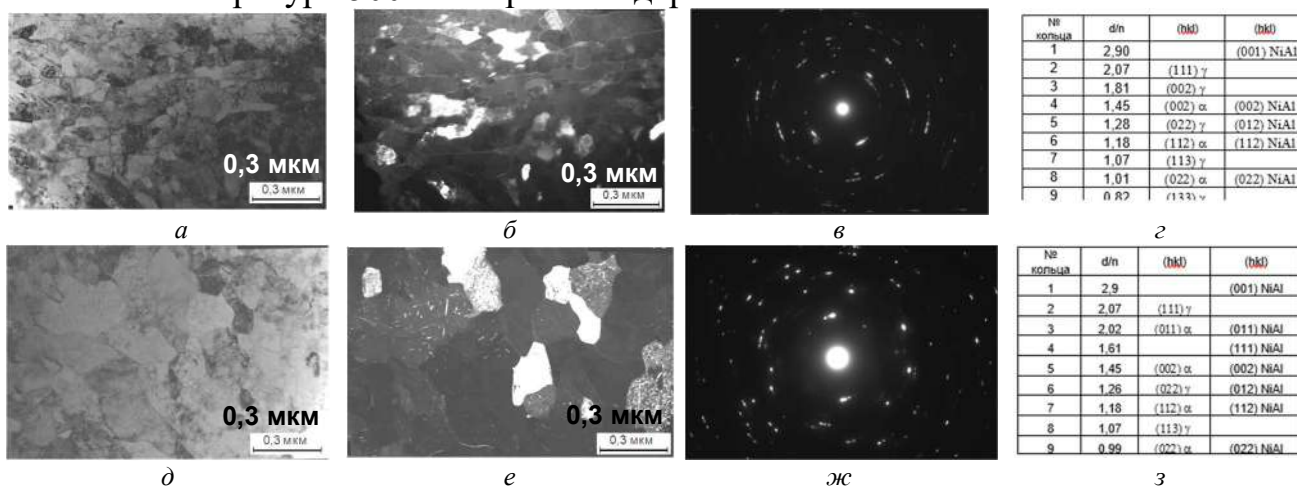


Рисунок 6 – Электронные микрофотографии закаленных (от 1000 °С), деформированных ( $\epsilon=1,9$ ) и состаренных при 500 °С образцов стали 03X14Н11KM2ЮТ (*a* – *z*) и стали 03X14Н11KM2ЮТ (*d* – *e*): *a*, *d* – светлопольное изображение; *b* – темнопольное изображение в рефлексе (002)  $\alpha$  и NiAl; *e* – темнопольное изображение в рефлексе (011)  $\alpha$  и NiAl; *v*, *z* – микродифракция; *g*, *e* – расшифровка

Из исследованных метастабильных аустенитных сталей двух групп легирования кобальтом (4,5 и 0,7 % Co) была получена коррозионностойкая проволока, обладающая после деформации следующим уровнем механических свойств: диаметр 2..3 мм ( $\epsilon > 2$ )  $\sigma_B = 1630$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1520$  МПа; диаметр 0,5..1,0 мм ( $\epsilon > 4$ )  $\sigma_B = 2330$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 2140$  МПа, соответственно. Для стали 03X14N11K5M2ЮТ диаметром 0,3..0,5 мм ( $\epsilon > 5$ )  $\sigma_B = 2320-2520$  МПа, в то время как сталь с малым содержанием кобальта протянуть на данную степень деформации не удалось. Последующее старение дает прирост прочностных свойств относительно деформированного состояния, в среднем,  $\Delta\sigma_B = 200 - 250$  МПа.

Исследование релаксационной стойкости пружинной ленты из стали 03X14N11K5M2ЮТ показало, что достижение высокой прочности всегда основано на получении метастабильного состояния. Для метастабильного состояния релаксация обусловлена взаимодействием структурного и сдвигового механизма. На рис. 7 приведены кривые изменения относительной релаксационной стойкости исследуемой стали 03X14N11K5M2ЮТ в зависимости от температуры предварительного старения при температурах испытания 300 °С (а) и 400 °С (б) длительностью 10 часов и начальном напряжении  $\sigma_0 = 0,8 \cdot \sigma_{0,03}$ .

Из полученных данных можно сделать вывод, что на релаксационную стойкость деформированной стали существенное влияние оказывает степень структурной метастабильности. Дополнительное старение увеличивает сопротивление релаксации напряжений при температурах 300 и 400 °С, особенно в том случае, когда температура старения становится выше температуры релаксации, что приводит к увеличению стабильности структуры (рис. 7, б). При этом снижение релаксирующего напряжения не превышает 5 %, что свидетельствует о высокой релаксационной стойкости стали 03X14N11K5M2ЮТ при повышенных температурах.

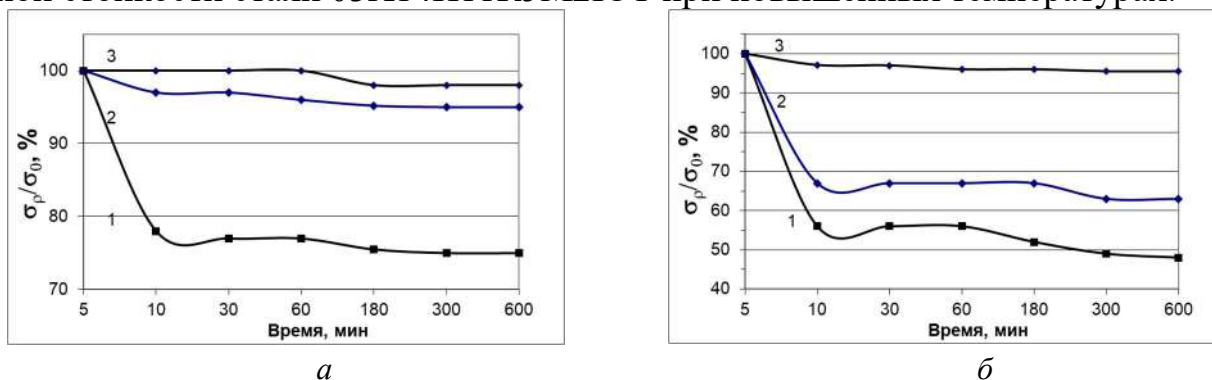


Рисунок 7 – Релаксационная стойкость исследуемой стали 03X14N11K5M2ЮТ при  $T_r = 300$  °С (а) и при  $T_r = 400$  °С (б) после различных обработок: 1 – деформация; 2 – деформация + старение 400 °С, 1 ч; 3 – деформация + старение 500 °С, 1 ч

Упрочнение при старении сопровождается повышением модуля Юнга. Максимальное значение модуля упругости приходится на интервал температур 300 – 450 °С, что совпадает с максимумом прочности. Понижение модуля упругости при температуре выше 450 °С связано с процессами перестаривания и протеканием  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения, а также процессами обратного растворения интерметаллидных фаз.

Далее было решено реализовать преимущество ТРИП-эффекта в структуре метастабильного аустенита в тонком слое рабочей поверхности деталей из высокоуглеродистых сталей за счет высокотемпературной закалки.

В третьей главе представлены полученные впервые результаты изучения влияния температуры закалки в широком интервале температур для формирования диссипативной структуры в сталях перлитного класса (70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ) в сравнении с серийными сталями ледебуритного класса (95Х18 и Х12МФЛ).

Сталь перлитного класса с несколько повышенным содержанием хрома (2 % Cr) допускает применение закалки в масло даже для сравнительно крупных сечений (60 – 70 мм). Температура нагрева при закалке в масло должна быть несколько выше, чем при закалке в воду (830 °С и выше). При этом в раствор переходит уже более значительное количество карбидов. Изделия мелких размеров закаливают с 830 °С, для крупных размеров температуру увеличивают до 840 – 860 °С. Указанная сталь при закалке в масло проявляет весьма незначительную поводку, особенно в случае изделий, где наблюдается полная прокаливаемость. Рентгеноструктурный анализ выявил, что фазовый состав образцов стали 70X2ГСМЛ после закалки от 850 °С представляет собой мартенсит со следами остаточного аустенита (менее 5 %). Наличие карбидных фаз на дифрактограммах не отмечается. После изнашивания следы остаточного аустенита не обнаруживаются, структура представлена только мартенситом.

В результате повышения температуры закалки от 850 °С до 1050 °С количество остаточного аустенита меняется сначала незначительно (остается ниже 10%), а при дальнейшем увеличении до 1100 °С возрастает до 15 %. При повышении температуры нагрева до 1170 °С количество остаточного аустенита составляет уже 20%, поэтому температура для высокотемпературной закалки выбрана 1170 °С (рис. 8).

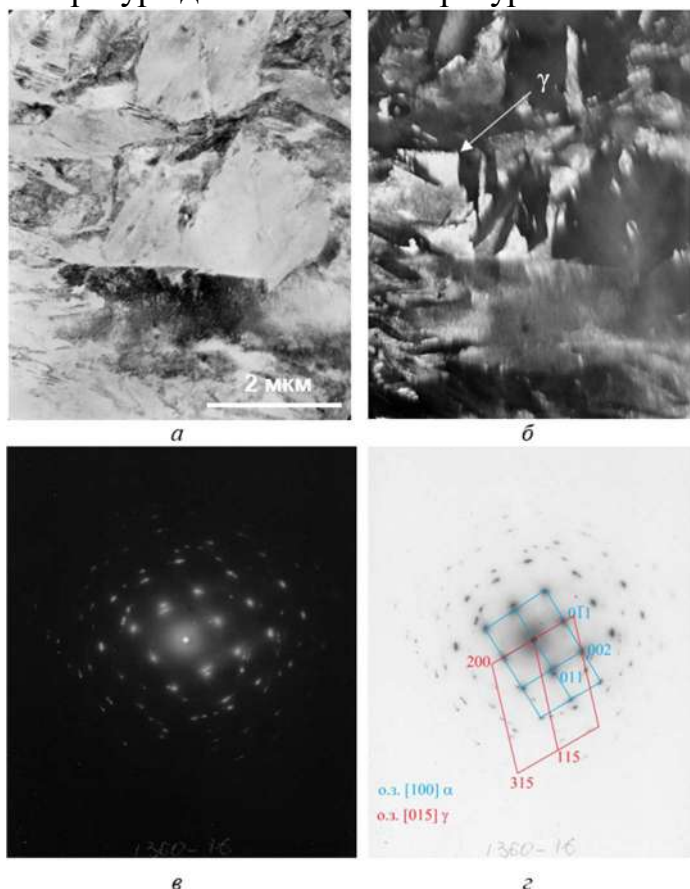


Рисунок 8 – Микроструктура стали 70X2ГСМЛ после закалки от 1170 °С: а, б – светлопольное изображение и темнопольное в рефлексе (200)  $\gamma$ -фазы; в, г – микродифракция и схема индирования

Значительное содержание остаточного аустенита до 20 % после закалки от 1170 °С образуется за счет растворения карбидов (с хромом) и понижения температуры мартенситной точки. После высокотемпературной закалки твердость ниже на 5 единиц HRC, чем после закалки от нормальной температуры.

Образование большого количества дисперсных кристаллов деформационного  $\alpha'$ -мартенсита при абразивном воздействии на рабочую поверхность способствует интенсивному ее упрочнению, что подтверждается ростом значений микротвердости рабочей поверхности сталей, для стали 150ХНМЛ этот прирост соответствует  $\sim 550 HV_{50}$ , а для стабильной аустенитной стали 110Г13Л после аналогичного абразивного воздействия прирост микротвердости



рабочей поверхности значительно меньше и составляет 340 МПа. Суммарное количество мартенсита на поверхности изнашивания после закалки от 1170 °С по данным рентгеноструктурного анализа образцов из стали 150ХНМЛ меняется на противоположное: если в исходном перед испытанием состоянии количество мартенсита составляло 20 %, то в результате изнашивания возросло до 95 %.

Для изучения тонкой структуры рабочей поверхности изнашивания после высокотемпературной закалки от образца с интенсивным охлаждением отрезали заготовку для фольги толщиной 800 мкм, которую подвергали односторонней электрополировке с внутренней поверхности, что обеспечило возможность изучения структуры непосредственно на рабочей поверхности образцов после однократного акта изнашивания (рис. 9, 10). Группа полосчатых элементов, наблюдаемая на рис. 9 (а), представляет собой параллельные двойники в аустените, образовавшиеся в процессе динамического воздействия абразивных частиц в результате множественного однородного двойникования по одной системе плоскостей. Процесс двойникования в разных микрообъемах поверхности приводит к появлению двойниковых прослоек различной морфологии (рис. 9 (з - е)). Так, на рис. 9 (з) видна группа чрезвычайно тонких параллельных микродвойников по одной системе, по-видимому, в аустените. Таким образом, динамическое деформирование аустенита при движении абразивных частиц осуществляется не только по механизму скольжения с увеличением плотности дислокаций, но и путём механического микродвойникования. Развитие двойникования в одной системе после скольжения подавляет процессы поперечного скольжения и приводит к увеличению пластичности, что обуславливает ПНД- (пластичность, наведённая двойникованием), или TWIP-эффект.

После высокотемпературной закалки в структуре показаны отдельные игольчатые (пластинчатые) кристаллы, длина которых сопоставима с величиной зерна стали и почти на два порядка превышает их ширину, составляющую около 1,5 мкм. Морфология этих кристаллов и расшифровка микродифракционных картин указывает, что они представляют собой кристаллы мартенсита охлаждения (рис. 10, а). Наряду с мартенситом охлаждения в структуре присутствуют мелкие дислокационные кристаллы мартенсита деформации, появившиеся внутри царапин после однократного фрикционного воздействия абразива на поверхность образца после высокотемпературной закалки (рис. 10 (в - д)).

При низких температурах отпуска (250 – 350 °С) основной фактор, снижающий твердость, вызывающий разупрочнение, особенно после низкотемпературной закалки – снижение тетрагональности мартенсита, вследствие процесса распада мартенсита, сопровождающегося выделением углерода в виде карбидов. Образование дисперсных карбидов способствует повышению твердости и прочностных свойств. Выделение карбидов из аустенита происходит при более высоких температурах, что вызывает замедление темпа снижения твердости при отпуске после высокотемпературной закалки. Твердость снижается с 60 – 55 единиц HRC до 45 – 48 единиц HRC после отпуска при 400 – 600 °С, а затем резко уменьшается.

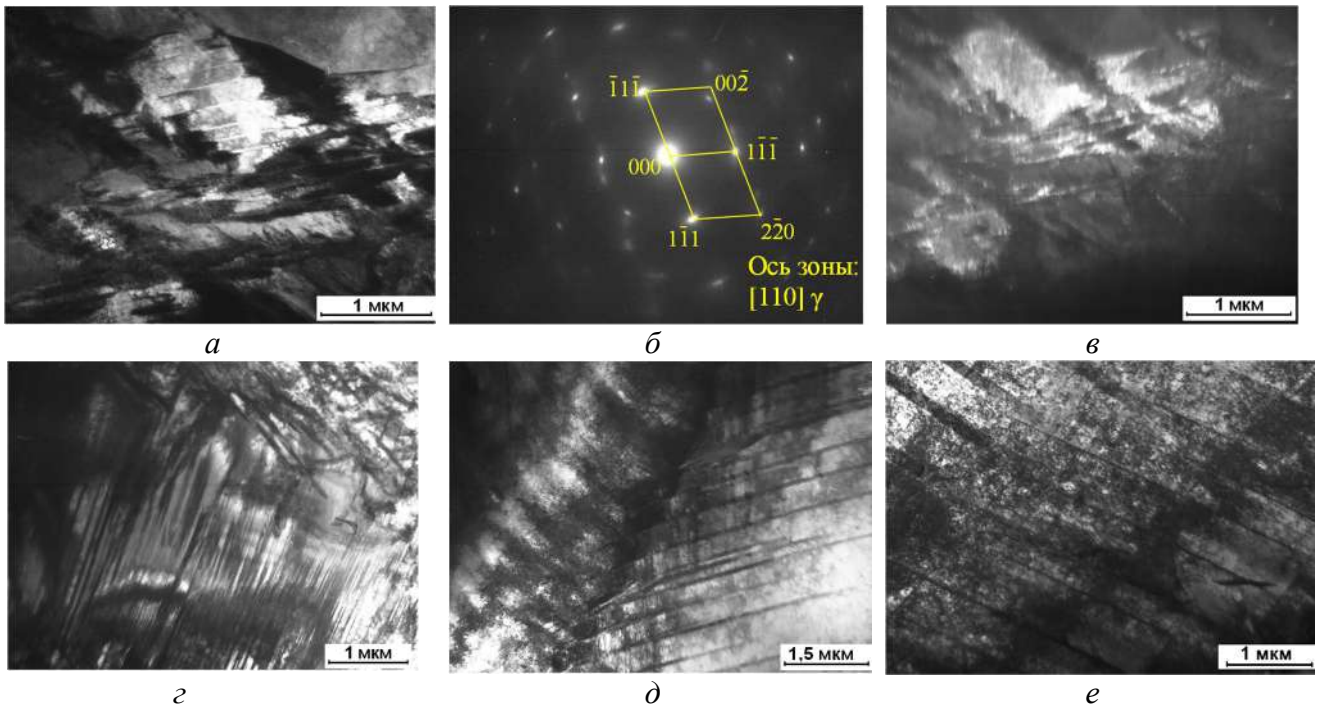


Рисунок 9 – Электронные микрофотографии фольги от поверхности образцов стали 150XNMJ после закалки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия на рабочей поверхности: *a* – светлопольное изображение; *б* – микродифракция; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (111)  $\gamma$ ; *г*, *д*, *е* – двойники деформаций в  $\gamma$ -фазе

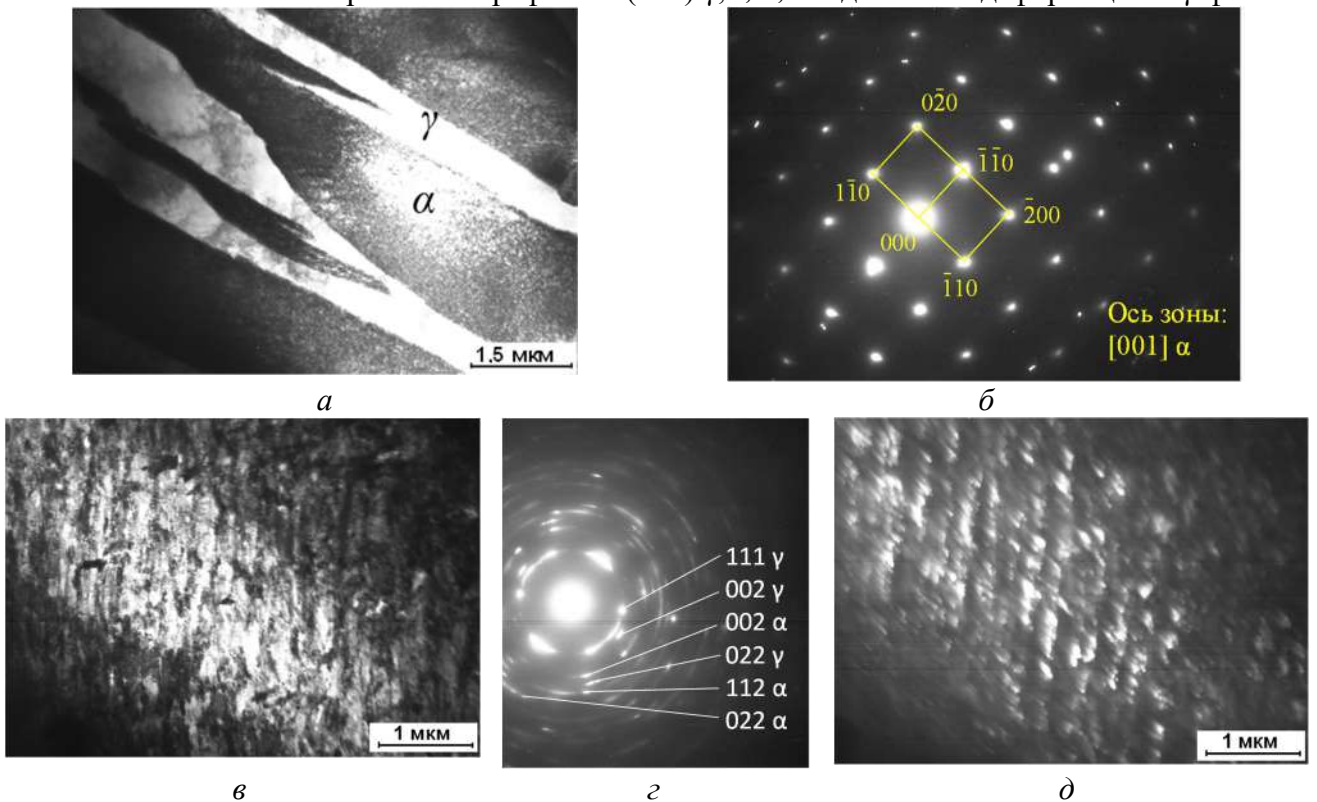


Рисунок 10 – Электронные микрофотографии стали 150XNMJ после закалки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия на рабочей поверхности: *a* – светлопольное изображение кристаллов мартенсита охлаждения; *б* – микродифракция; *в* – светлопольное изображение кристаллов мартенсита деформации; *г* – микродифракция; *д* – темнопольное изображение в рефлексе (002)  $\alpha$

При отпуске с температурой 700 °С, отвечающей образованию перлита, максимальное смягчение ниже 30 HRC может происходить за счет коагуляции и сфероидизации карбидов. Отпуск при температуре 170 °С целесообразен, но не обязателен, особенно если изделия при работе разогреваются до этой температуры. С точки зрения повышения абразивной износостойкости после низкотемпературной закалки следует проводить максимально низкотемпературный ниже 100 °С отпуск, направленный на сохранение в мартенсите как можно большего содержания углерода. При формировании после высокотемпературной закалки структуры с метастабильным аустенитом последний сохраняет свое положительное влияние и при повышении температуры отпуска. Высокая температура закалки используется для перевода в раствор содержащий хром карбид железа, который труднее растворяется в аустените, чем чистый карбид железа.

При низкотемпературной закалке карбиды растворяются лишь частично. После низкотемпературной закалки твердость снижается с 61 – 60 единиц HRC до 53 – 52 единиц HRC, а затем начинает интенсивно уменьшаться при температуре отпуска выше 500 °С. При отпуске 400 °С после высокотемпературной закалки, наблюдается повышение твердости за счет дисперсионного твердения, далее, при отпуске выше 500 °С, коагуляция карбидов снижает твердость с повышением температуры отпуска. Структура стали после закалки и отпуска стали 150ХНМЛ представлена на рис. 11.

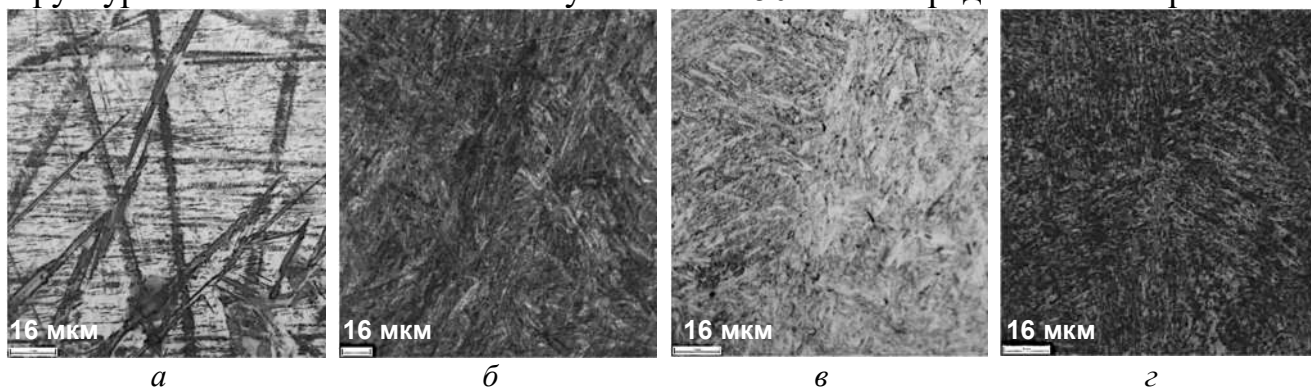


Рисунок 11 – Структура стали 150ХНМЛ после закалки от 1170 °С (а); после закалки от 1170 °С и отпуска 500 °С (б); закалки от 900 °С (в); закалки от 900 °С и отпуска 500 °С (г)

Значительный интерес представляют результаты изучения возможности повышения абразивной износостойкости высокохромистых сталей ледебуритного класса 95Х18 и Х12МФЛ в сравнении с изученными перлитными.

Для повышения однородности твердого раствора, повышения деформируемости и способности стали к упрочнению при наклепе температуру закалки следует повышать до 1100 – 1200 °С. Остающиеся в структуре карбиды при малой стабильности аустенита делают сталь склонной к хрупкости, поэтому следует избегать нагрева на высокие температуры при отпуске. При применении ледебуритных хромистых сталей грубая литая карбидная сетка определяет большую износостойкость, чем тонко распределённые или строчечные карбидные включения, получаемые послековки. Указанные структурные изменения подтверждены данными рентгеновского анализа (табл. 4). Выбор высокой температуры аустенитизации ведет к растворению вторичных карбидов  $M_7C_3$  в составе стали Х12МФЛ и  $M_{23}C_6$  в стали 95Х18. Стойкость сталей 95Х18 и Х12МФЛ к изнашиванию возрастает с увеличением температуры нагрева под закалку, но снижается твердость. Это подтверждает, что

остаточный аустенит только определенного состава и стабильности применим для обеспечения высокой износостойкости за счет ДМП.

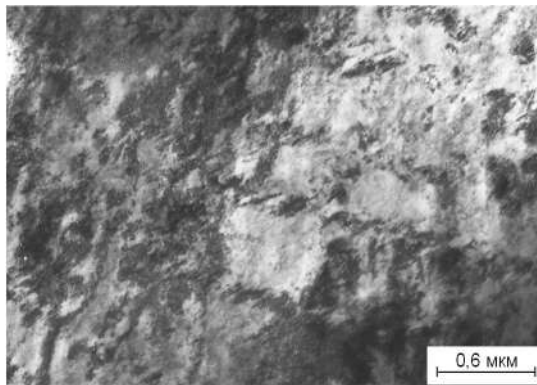
Таблица 4 – Фазовый состав, твердость и износостойкость сталей X12MФЛ и 95X18 после закалки

№ п/п	Температура нагрева под закалку	Фазовый состав	Твердость HRC	$\varepsilon$
Сталь 95X18				
1	900 °С	*95 % $\alpha$	60	2
2	1100 °С	45% $\gamma$ , 53% $\alpha$	55	3
3	1170 °С	*95% $\gamma$	40	6
Сталь X12MФЛ				
1	900 °С	*95 % $\alpha$	59	1,7
2	1100 °С	20% $\gamma$ , 80 % $\alpha$	62	3
3	1170 °С	60% $\gamma$ , 40% $\alpha$	49	4,1

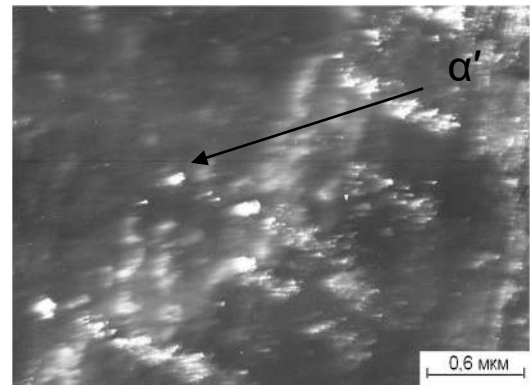
\* следы остаточного аустенита обнаружены в образцах после закалки от 900 °С

На рис. 12 показаны электронно-микроскопические структуры, полученные с тонких фольг поверхности образцов стали X12MФЛ после однократного прохода по наждачной бумаге, из которых видны регулярно расположенные кристаллы деформационного мартенсита трения нанокристаллического масштаба (~ 60 нм).

Фотографии получены с одного зерна аустенита при постоянном режиме трения, поэтому кристаллы мартенсита деформации расположены ровными параллельными рядами в микроцарапинах от воздействия на поверхность образцов. Примерно равные промежутки между кристаллами мартенсита объясняются однородным полем напряжений в одинаково ориентированной кристаллической решетке аустенита. Дисперсная мартенситно-аустенитная наноразмерная структура с наклепанными кристаллами мартенсита деформации с регулярным периодическим распределением отличается высоким содержанием углерода и интенсивной способностью к фрикционному упрочнению в процессе абразивного изнашивания на поверхности.



*a*



*б*

Рисунок – 12 Микроструктура поверхности стали X12MФЛ после абразивного изнашивания: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (002)  $\alpha$



**В четвертой главе** было изучено влияние широкого диапазона температурных условий закалки, их влияние на количество остаточного аустенита, его устойчивость при рабочих температурах, степень метастабильности в условиях деформационных нагрузок, а также износостойкость углеродистых высокомарганцевой и высокохромистой сталей, и – что представляет особый интерес – перспективной безуглеродистой сверхравновесно-азотистой стали аустенитного класса.

Выбор температуры закалки равной 1000 °С обеспечивает максимальную абразивную износостойкость стали 0X18A1.2 ( $\varepsilon = 1,5$ ). Выдержка при 1000 °С приводит в стали к формированию трехфазной структуры (мартенсит охлаждения, легированный аустенит и нитриды). Совместный вклад различных структурных составляющих – частичное превращение азотисто-хромистого аустенита в мартенсит деформации (до 30 %), наличие мартенсита охлаждения и нитридной фазы – в итоге обеспечивают наибольшую абразивную износостойкость стали 0X18A1.2 при закалке от этой температуры.

После закалки от 900 °С сталь 120Г18 в основном уже имеет структуру аустенита с твердостью 26 HRC (рис. 13, *е*), однако на значительной части границ аустенитных зерен имеются цепочки выделений относительно крупных карбидов, которые окружены более мелкими карбидами.

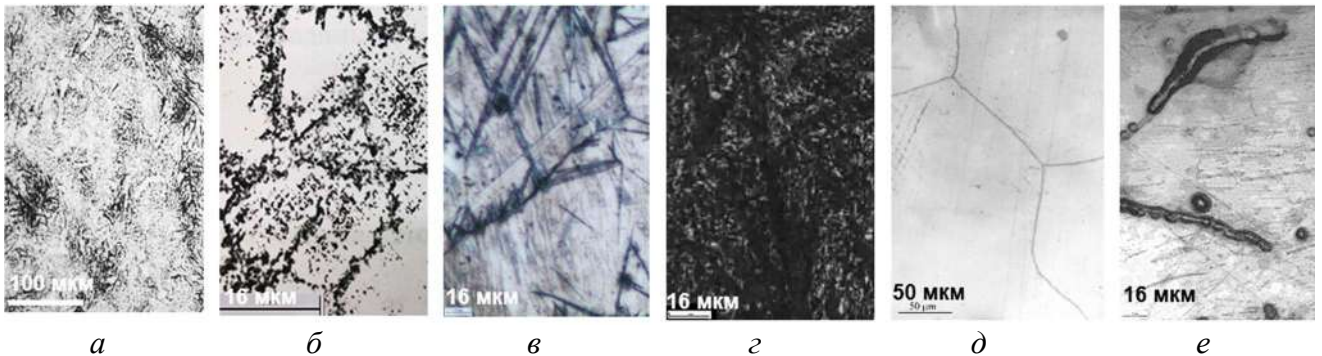


Рисунок 13 – Микроструктура сталей после закалки от 1200 °С 0X18A1.2 (*а*), 100X18 (*в*) и 120Г18 после закалки от 1100 °С (*д*). После закалки от 900 °С – 0X18A1.2 (*б*), 100X18 (*г*), 120Г18 (*е*)

С повышением температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С мелкие карбиды растворяются, крупные уменьшаются в размерах и остаются лишь в тех участках границ, где были расположены наиболее крупные карбиды (рис. 13, *д*).

Легированный марганцем цементит легче растворяется в аустените, чем хромистые карбиды в стали 100X18 (рис. 13, *в*, *г*): в структуре стали 120Г18, закаленной от 1100 °С в воду, карбиды отсутствуют (рис. 13, *д*). В результате дальнейшего повышения температуры нагрева под закалку до 1200 °С в структуре не происходит заметных изменений, в отдельных участках наблюдается тенденция к увеличению размера зёрен, а твердость снижается до 22 HRC.

Высокий уровень упрочнения рабочей поверхности сталей 0X18A1.2 и 100X18 в процессе изнашивания, обусловленный превращением метастабильного азотисто-хромистого и, особенно, углеродисто-хромистого аустенита в мартенсит деформации с наличием карбидов обеспечивает абразивную износостойкость этих сталей, о чем свидетельствуют данные профилометрии (рис. 14). Видно, что после высокотемпературной закалки хромистой и азотистой сталей (рис. 14, *а* и *в*), глу-

бина царапин меньше, чем в результате испытаний на изнашивание после низкотемпературной закалки (рис. 14, б и з). В азотистой стали, в процессе абразивного изнашивания, глубина рабочего слоя поверхности, закаленной от 1200 °С, составляет не более 3 мкм (рис. 14, а), в то время как после низкотемпературной закалки – до 6 мкм (рис. 14, б). Глубина вовлекаемого в процесс изнашивания слоя поверхности после высокотемпературной закалки в 2 раза меньше.

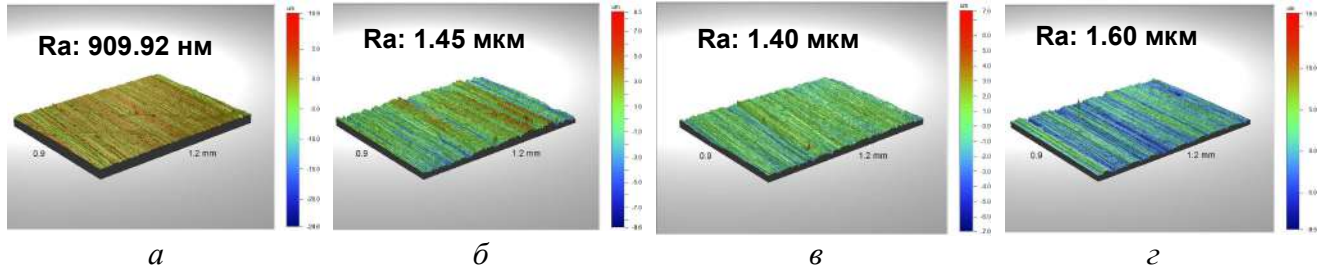


Рисунок 14 – Трёхмерное изображение профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С образцов стали 0X18A1.2 (а), стали 100X18 (в); закаленных от 900 °С образцов стали 0X18A1.2 (б), стали 100X18 (з)

Тонкий слой материала, участвующий в формировании рабочей поверхности, обеспечивает диссипацию энергии абразивных частиц адаптивной квазиравновесной высокопрочной динамической структурой с повышенной абразивной износостойкостью, долговечностью и контактной выносливостью. При абразивном изнашивании царапание не сменяется микрорезанием, отделение частиц износа происходит с меньшего по глубине объема, и увеличивается абразивная износостойкость сплава, что подтверждается уменьшением шероховатости (рис. 14). Высокотемпературная закалка на метастабильный аустенит обеспечивает релаксационные процессы при фазовом превращении, формирование сжимающих напряжений и высокий уровень деформационного упрочнения поверхностного слоя, тем самым способствуя сохранению механизма царапания при абразивном воздействии.

Низкая износостойкость ( $\epsilon < 1$ ) азотистой стали при температуре отпуска 500 °С соответствует минимуму на кривых микротвердости рабочей поверхности после испытаний на изнашивание, некоторое повышение износостойкости сопровождается и увеличением микротвердости, а минимальная ( $\epsilon = 0,5$ ) износостойкость структуры ферритно-нитридной смеси после отпуска при температуре 700 °С обусловлена низкой способностью смеси этих фаз к фрикционному упрочнению. Максимальную ( $\epsilon = 3,2$ ) износостойкость имеет сталь 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С и отпуска при 500 °С, минимальную ( $\epsilon = 1,1$ ) износостойкость – стабильная аустенитная сталь 120Г18. Исследуемые стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л.

**В пятой главе** впервые изложены результаты решения задачи изучения фазовых превращений и изменения ударной вязкости, твердости и абразивной износостойкости графитизированной стали 135СГЛ с целью разработки обоснованных режимов термической обработки, обеспечивающих максимальную абразивную износостойкость.

Сопротивление абразивному изнашиванию у стали 135СГЛ растет с увеличением температур закалки от 900 °С до 1170 °С (рис. 15).

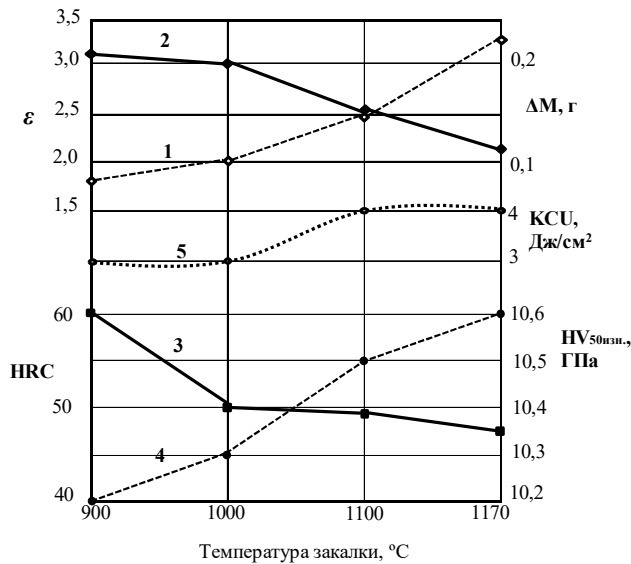


Рисунок 15 – Механические свойства закаленной графитизированной стали 135СГЛ.

- 1 – относительная износостойкость  $\varepsilon$ ;  
 2 – потери массы  $\Delta M$ , г; 3 – твердость HRC;  
 4 – микротвердость рабочей поверхности после изнашивания  $HV_{50изн.}$ , ГПа;  
 5 – ударная вязкость КСУ, Дж/см<sup>2</sup>

На рис. 16, б, видно, что в результате повышения температуры закалки появилось много остаточного аустенита, что подтверждается данными РСФА.

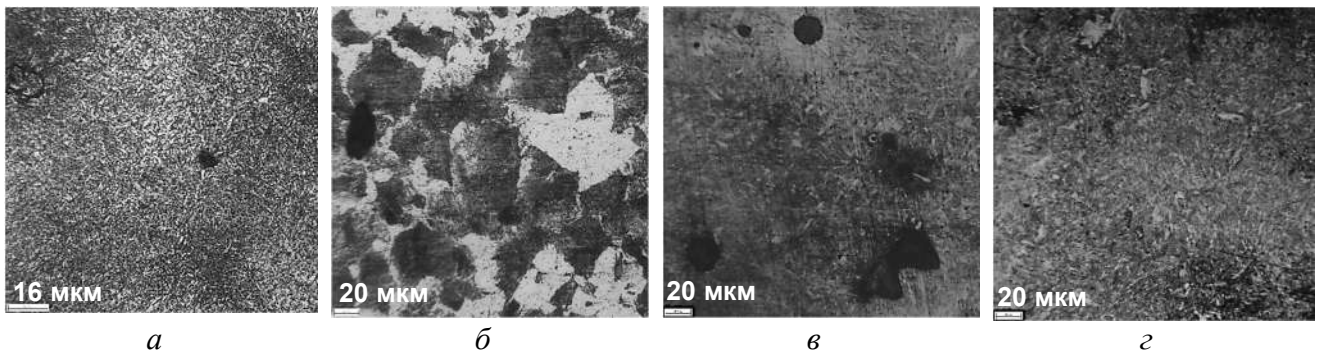


Рисунок 16 – Микроструктура стали 135СГЛ после закалки от 900 °C (а) и 1170 °C (б), после закалки от 900 °C и отпуска 500 °C, 2 часа (в), после закалки от 1170 °C и отпуска 500 °C, 2 часа (г)

Очевидно, по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов цементитного типа и насыщение твердого раствора углеродом вызывает снижение твёрдости HRC вследствие увеличения количества метастабильного остаточного аустенита до 35 % после закалки 1170 °C.

Анализ рабочей поверхности в результате изнашивания после закалки от 1170 °C показал, что, очевидно совпадают по длине с шириной микроцарапин мелкие (~ 1,5 мкм) иглы мартенсита деформации. Риски остаются на поверхности после абразивных частиц, а в них рядами образуются кристаллы мартенсита. Отдельный кристалл мартенсита деформации по размеру в перпендикулярном направлении к движению частиц (рис. 17) – мелкодисперсный, порядка 1,5 мкм. Волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных

Высокая температура закалки ведет к растворению вторичных карбидов, твердый раствор обогащается легирующими элементами, углеродом и хромом, что, в свою очередь, в стали понижает точку Мн. Растет количество остаточного метастабильного аустенита, и, как следствие, твёрдость HRC снижается. Ударная вязкость стали 135СГЛ сохраняется на низком уровне независимо от температуры закалки.

Микроструктура образцов графитизированной стали, подвергнутых закалке от 900 °C и 1170 °C, подтверждает данные фазового рентгеноструктурного анализа.



рядов объясняется чередующимися пиками сжимающих напряжений при внедрении абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в микрообъёме металла.

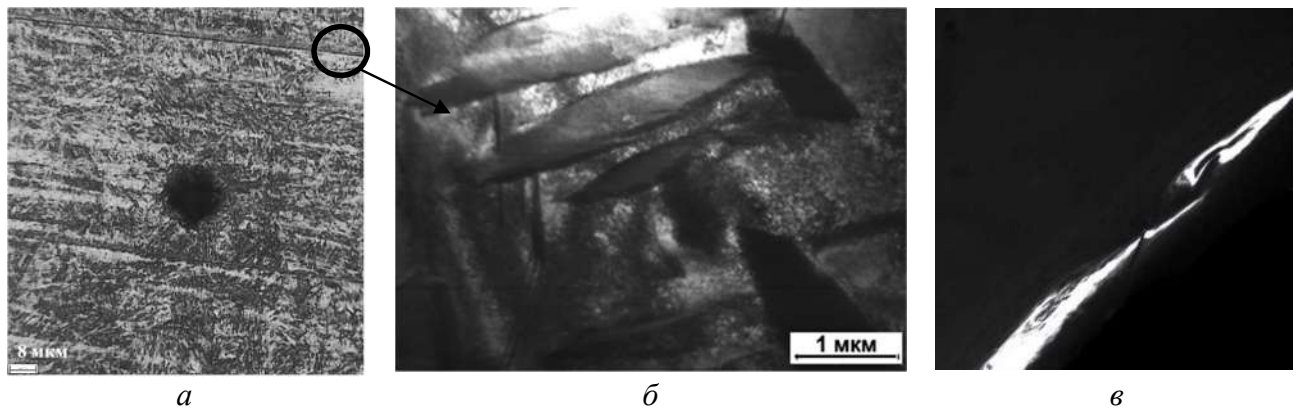


Рисунок 17 – Микроструктура рабочей поверхности стали 135СГЛ в результате изнашивания после закалки от 1170 °С  $\times 200$ , (а); микроструктура внутри царапины (б); темнопольное изображение царапины в рефлексе (002) а, (в)

Кристаллы мартенсита имеют больший удельный объём по сравнению с аустенитом, поэтому образуются в аустените на месте, где растягивающие напряжения превышают критическую величину пластического сдвига необходимую для мартенситного превращения, когда атомы смещаются в узлы решетки  $\gamma$ -железа для закономерной упорядоченной перестройки решетки. Деформационное мартенситное превращение сопровождается микро-ТРИП-эффектом. На рис. 17 кристаллы мартенсита деформации наблюдаются в форме правильных параллельных рядов внутри микроцарапин на поверхности образцов, это объясняется гомогенным полем напряжений. Кристаллы ориентируются плоскостью (011) в кристалле мартенсита параллельно плоскости (111) в кристалле аустенита (рис. 18).

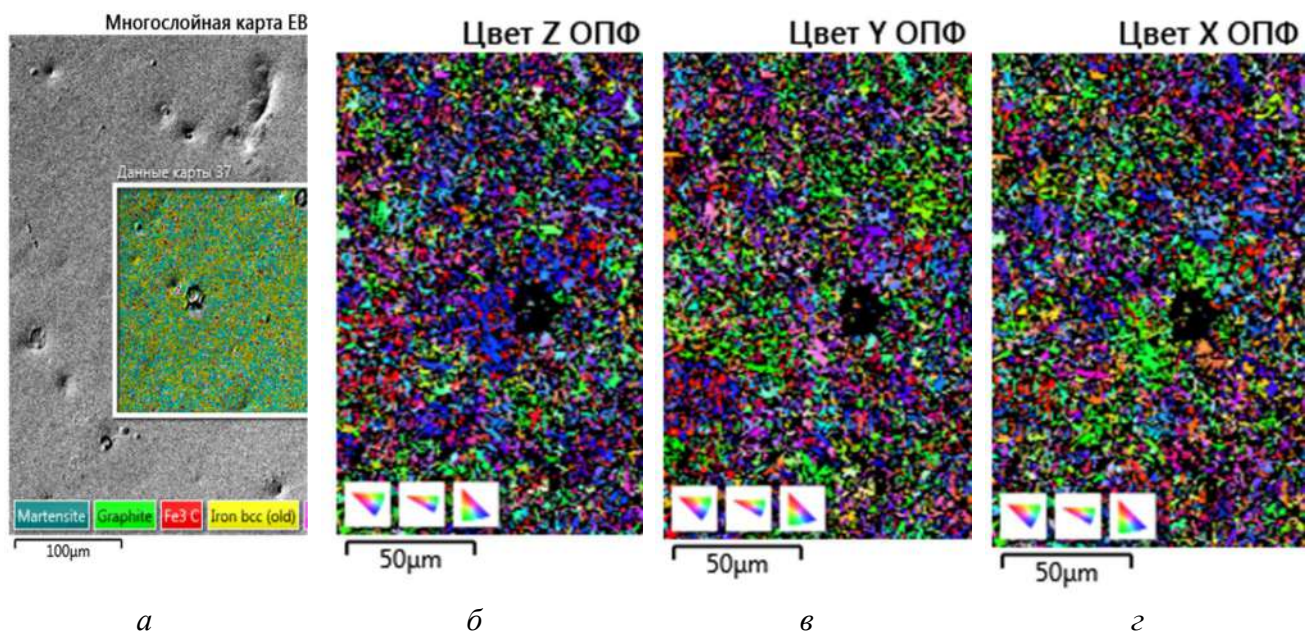


Рисунок 18 – Обзорная EBSD карта распределения фаз в структуре (а) и обзорная EBSD карта распределения ориентировок структуры деформации (б, в, г) стали 135СГЛ в результате изнашивания после закалки от 1170 °С в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно  $70^\circ$  к рабочей поверхности



Зависимость твердости изученной стали от температуры отпуска определяется термической стабильностью аустенита и его склонностью к карбидообразованию при повышении температуры. В процессе отпуска после закалки на мартенсит сталь сохраняет на 1 – 2 единицы HRC более высокую твердость до температуры отпуска 600 °С, чем после высокотемпературной закалки. Структура стали после высоко- и низкотемпературной закалки и отпуска при 500 °С представлена металлической основой со следами мартенсита как при закалке, так и при отпуске (рис. 16, в, г). В результате отпуска размер структурных составляющих укрупняется, что свидетельствует о протекании диффузионного распада.

В шестой главе впервые изучены возможности повышения абразивной износостойкости экономно легированного чугуна типа нихард повышением температуры закалки для получения метастабильного остаточного аустенита на рабочей поверхности с образованием мартенсита деформации в процессе эксплуатации деталей в сравнении с чугунами 250X16M2 и 250X25MФТ со специальными карбидами  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ . В результате повышения температуры закалки от 850 °С до 1170 °С количество ледебурита составляет около 30 % (рис. 19).

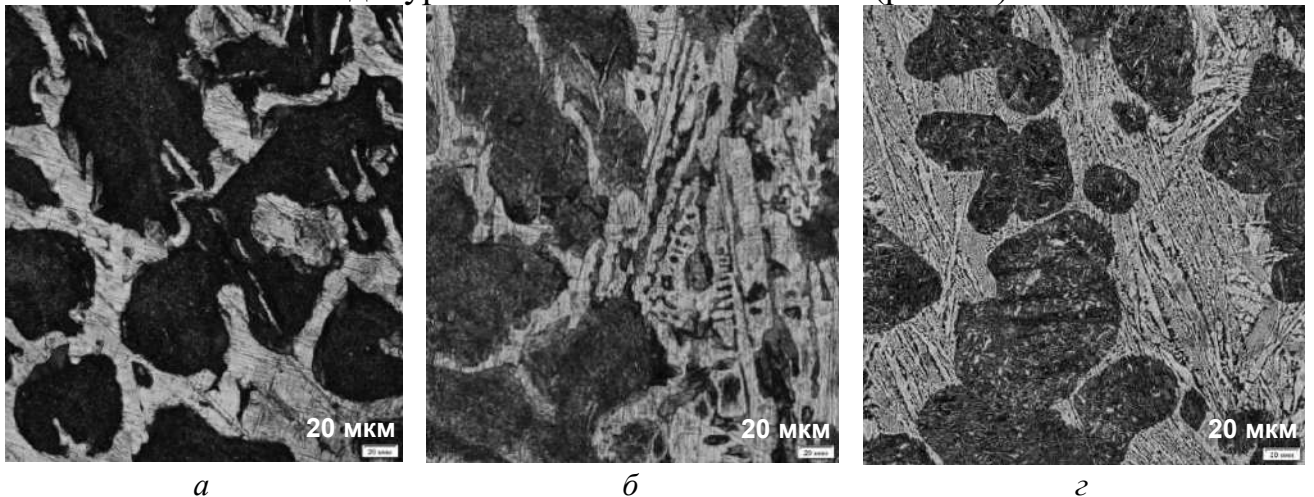


Рисунок 19 – Микроструктура чугуна 300X2H4 после закалки в масле от 850 °С (а), 1000 °С (б) и 1170 °С (в)

Изменения происходят в основном в структуре металлической основы, в фазовом составе которой, начиная с температуры закалки 900 °С, возрастает количество остаточного аустенита (рис. 20). В чугуне 300X2H4 наблюдается снижение твердости в результате отпуска после высокой (1170 °С) и низкой температур закалки (900 °С). Однако, несмотря на небольшое снижение исходной перед испытанием твердости от 62 HRC после обычной закалки до 54 HRC после высокотемпературной, теплостойкость при отпуске после высокотемпературной закалки сохраняется до более высокой температуры нагрева (600 °С).

На рис. 21 представлены структуры чугуна типа нихард в широком интервале температур закалки с последующим отпуском при температуре 550 °С. В структуре наблюдаются превращенный ледебурит, тройной эвтектид, а также светлые области по границам из карбидов цементитного типа (рис. 21, в, г). Структура ячеистая, типичная для белых доэвтектических чугунов.

Интересно сравнить фазовый состав экономнолегированного чугуна типа нихард марки 300X2H4 с высокохромистыми чугунами 260X16M2 и 250X25MФТ

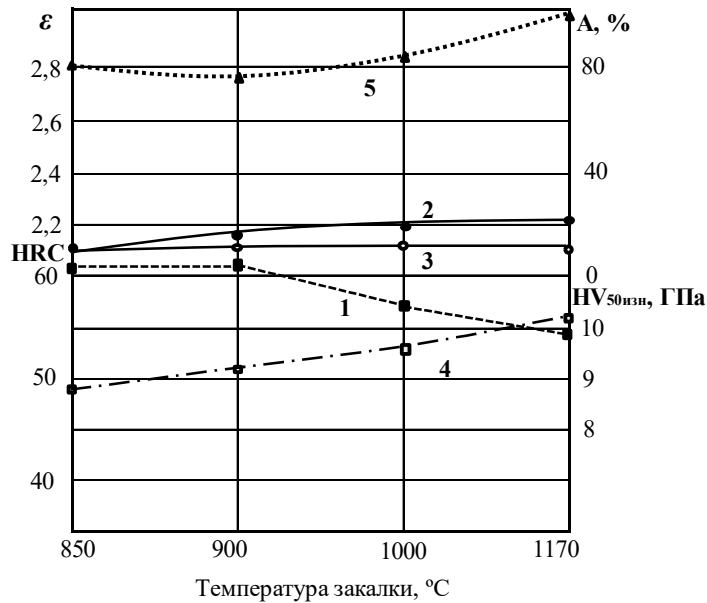


Рисунок 20 – Влияние температуры закалки на твердость (1), количество аустенита до (2) и после (3) изнашивания, микротвёрдость рабочей поверхности (4) и износостойкость (5) чугуна типа нихард 300X2Н4

а в чугуне 250X25МФТ – около 30 %. В сплаве с повышенным содержанием хрома образуются больше остаточного аустенита.

после закалки от 1170° С в масло с целью прогнозирования соотношения мартенсита и остаточного аустенита в широких пределах для обеспечения износостойкости. В фазовом составе чугунов по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов наблюдаются карбиды одного типа  $(Cr,Fe)_7C_3$  в чугуне 260X16М2 и смесь карбидов  $(Cr,Fe)_7C_3$  и  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  в чугуне 250X25МФТ, причём количество карбидов меньше в чугуне с меньшей концентрацией хрома (около 25 %),

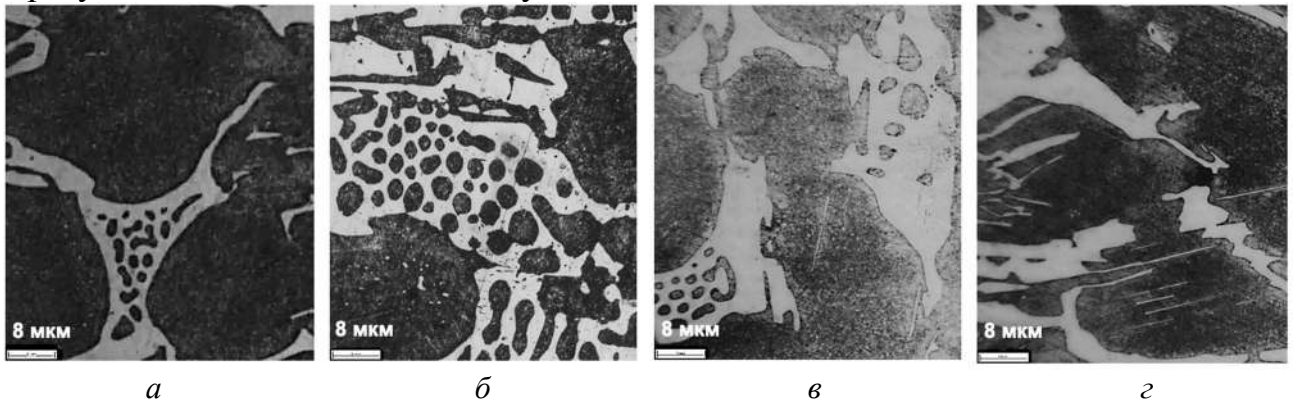


Рисунок 21 – Микроструктура чугуна 300X2Н4 после отпуска при 500 °C в течение 2-х часов: закалка от 1170 °C (а), закалка от 1000 °C (б), закалка от 900 °C (в), закалка от 850 °C (г)

О тесной связи между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвёрдости на рабочей поверхности после изнашивания можно судить по данным рис. 22. При высокой микротвёрдости на поверхности отделение частиц износа происходит с меньшего (по глубине) объёма, чем обеспечивается необходимый рост абразивной износостойкости сплава. Чем выше температура аустенитизации, тем активнее растворение специальных карбидов и легирование твердого раствора углеродом, хромом и молибденом. Это приводит к понижению температуры  $M_n$  и, как следствие, – к закономерному росту количества остаточного аустенита, особенно выше температуры нагрева 1000 °C.

Остаточный аустенит метастабилен, и после испытания на абразивное изнашивание в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения на рабочей поверхности под действием абразивных частиц соотношение фаз в металлической основе меняется на противоположное: 20 % остаточного аустенита и 80 % мартенсита.

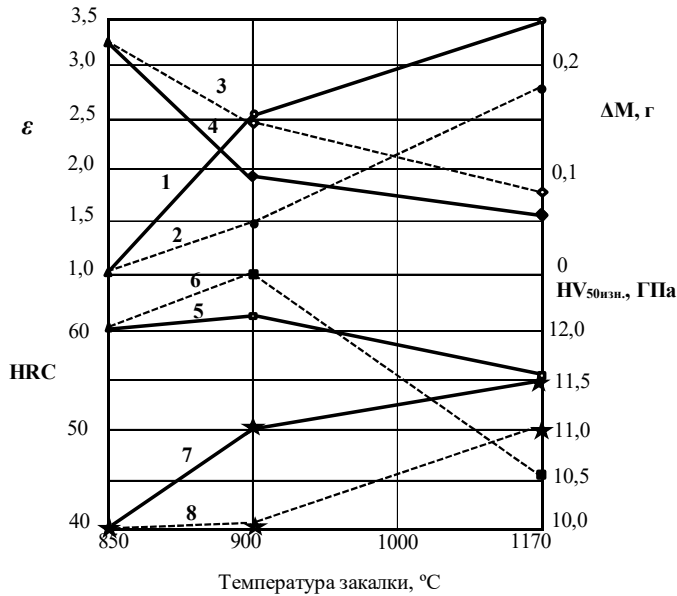


Рисунок 22 – Результаты испытаний износостойких хромистых чугунов на абразивный износ: 1, 2 – относительная износостойкость  $\varepsilon$ ; 3, 4 – потери массы  $\Delta M$ , г; 5, 6 – твердость HRC; 7, 8 – микротвердость поверхности после изнашивания  $HV_{50изн.}$ , ГПа; для чугуна 250X25MФ – сплошные линии, для чугуна 260X16M2 – пунктирные линии

После отпуска закаленных с 900 °C чугунов, как и у стали 95X18, не наблюдается существенных изменений твердости до температуры отпуска 500 °C (рис. 23).

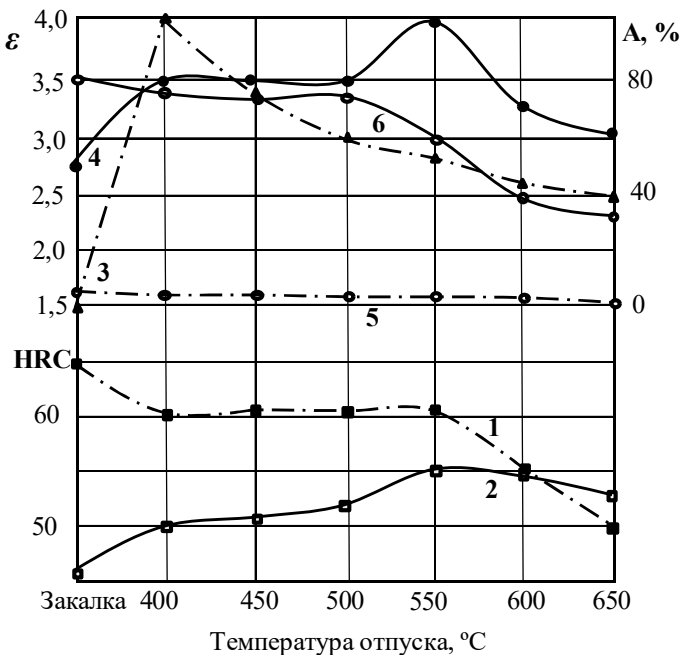


Рисунок 23 – Влияние температуры отпуска сплава 260X16M2 на твердость HRC (1, 2), относительную износостойкость (3, 4), количество остаточного аустенита (5, 6) после закалки от температур: 900 °C – пунктирные линии и 1170 °C – сплошные линии

аустенитной металлической основы превышает твердость исходной мартенситной основы.

Можно добиться повышения износостойкости сплавов на 20–30 % за счет увеличения на 10–20 % количества мартенсита, полученного глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки. У образцов сплава 260X16M2 микротвердость на рабочей поверхности после обработки холодом увеличивается до 11500 МПа, что сопровождается ростом износостойкости от 5,50 до 6,60. Это объясняется появлением углеродистого мартенсита охлаждения.

Твердость при отпуске в сплавах с мартенситной структурой металлической основы падает на 3–4 ед.: с 63–64 до 61–60 единиц HRC при повышении температуры отпуска выше 500 °C. При отпуске при температурах 600 °C и 650 °C происходит заметное снижение твердости – на уровень 50 и 51 единиц HRC, соответственно. После закалки от 900 °C количество остаточного аустенита в сплавах составляет 10–20 %.

В результате высокотемпературной закалки формируется металлическая основа чугуна с 90–100 % остаточного аустенита. Отмечено, что при температурах отпуска 600–650 °C для изученных сплавов 260X16M2 и 250X25MФТ твердость

Чугун 260Х16М2 обладает максимальной износостойкостью ( $\varepsilon = 2,8$ ) и микротвердостью ( $HV_{50\text{изн}} > 10$  ГПа) после низкотемпературной закалки и режима среднего отпуска ( $400\text{ }^\circ\text{C}$ ), а после высокотемпературной закалки – в закаленном и высокоотпущенном ( $550\text{ }^\circ\text{C}$ ) состоянии. Несмотря на меньшую исходную микротвердость металлической основы с остаточным аустенитом, в сплавах с такой основой формируется структура, наиболее способная к фрикционному упрочнению ( $HV_{50\text{изн}} > 11$  ГПа).

После обработки холодом количество остаточного аустенита уменьшается на 10 – 20% за счет образования мартенсита охлаждения.

**В седьмой главе** для интерпретации результатов экспериментов по сопротивлению абразивному изнашиванию показано применение статистической обработки. Получены уравнения регрессии зависимости микротвердости рабочей поверхности от химического состава сплава. Входными переменными выбраны содержание химических элементов (мас. %). В качестве выходной переменной – микротвёрдость рабочей поверхности после изнашивания, отражающая способность к фрикционному упрочнению (табл. 5).

На основе расчетов было получено уравнение множественной регрессии

$$HV_{50\text{изн}} = 383 - 234 \cdot \%C - 50 \cdot \%Mn - 24 \cdot \%Cr + 3,5 \cdot \%Ni - 40 \cdot \%Mo + 91 \cdot \%Si. \quad (1)$$

Таблица 5 – Влияние температуры закалки сплавов на фазовый состав и износостойкость рабочей поверхности после испытаний на абразивное изнашивание\*

Сплав	C, %	$HV_{50\text{изн}}$ , ГПа	Доля $\gamma$	Доля $\alpha$	$\varepsilon_{1170}$	$\varepsilon_{900}$	$\Delta\varepsilon$
70Х2ГСМЛ	0,72	10,1	0,2	0,8	2,16	1,7	1,27
95Х18	0,95	10,6	0,95	0,05*следы	6	2	3
150ХНМЛ	1,50	11,8	0,8	0,2	2,25	1,9	1,18
Х12МФЛ	1,55	12,0	0,6	0,4	4,1	1,7	2,41
250Х25МФТ	2,50	11,1	0,8	0,2	3,5	2,6	1,34
260Х16М2	2,62	10,0	0,8	0,2	2,8	1,5	1,87
100Х18	0,98	9,2	0,8	0,2	3,2	2,9	1,1
0Х18А1.2	0,035	7,4	0,9	0,1	2,4	1	1,4
120Г18	1,22	5,5	1	0*следы	1,2	1,1	1,09
135СГЛ	1,35	10,5	0,35	0,65	3,3	1,82	1,81

\* $HV_{50\text{изн}}$ , ГПа – микротвердость рабочей поверхности сплава после испытания на изнашивание,  $\gamma$  и  $\alpha$  – фазовый состав поверхности после закалки от  $1170\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon_{1170}$  и  $\varepsilon_{900}$  – относительная износостойкость после закалки от  $1170\text{ }^\circ\text{C}$  и от  $900\text{ }^\circ\text{C}$ , соответственно.  $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{1170} / \varepsilon_{900}$  – прирост износостойкости с увеличением температуры закалки

Столь значимое влияние кремния на фрикционное упрочнение поверхности, очевидно, объясняется тем, что при деформации, как и при охлаждении, кремний понижает энергию дефектов упаковки. Во-вторых, кремний, находясь в твёрдом растворе, упрочняет твердый раствор в связи с малым атомным радиусом и повышает прочность и теплостойкость сплава при фрикционном нагреве.

Уравнение (1) позволяет производить оценку как отдельного, так и совместного влияния различных факторов совершенствования химического состава сплавов на их абразивную износостойкость с помощью комплексного показателя – микротвёрдость рабочей поверхности после изнашивания, что отражает способность к упрочнению структуры в процессе испытаний.

По данным эксперимента был обнаружен прирост износостойкости с увеличением температуры закалки (см. табл. 5), которую можно представить в виде функциональной зависимости степени развития деформационного мартенситного

превращения от количества метастабильного аустенита в структуре при изнашивании.

$$f(\Delta\varepsilon) = 2,1e^{-0,05\alpha}, \quad (2)$$

где  $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{1170}/\varepsilon_{900}$  (прирост износостойкости при испытаниях на абразивный износ образцов после высоко- (1170 °С) и низкотемпературной (900 °С) закалки, характеризующий способность материала к упрочнению поверхности за счет полноты протекания ДМП);  $\alpha$  – доля мартенсита после высокотемпературной закалки.

Таким образом, чем больше после закалки остаточного аустенита и выше содержание в нем углерода, тем больше увеличение износостойкости. То есть, со временем растет не только износостойкость, но и скорость ее роста.

Иными словами, значение переменной функции и скорость ее роста находятся в прямо пропорциональной зависимости. По мере истирания поверхностного слоя, претерпевшего ДМП, он обновляется «свежими» порциями находящегося под поверхностным слоем метастабильного аустенита, поверхность самотрансформируется, поэтому, чем больше в структуре после высокотемпературной закалки  $\alpha$ -мартенсита, тем сильнее замедляется эффект упрочнения поверхности.

Повышение интенсивности ДМП на поверхности после высокотемпературной закалки дополнительно подтверждается изменением микрорефлекса поверхности образца (рис. 24).

После низкотемпературной закалки в результате испытаний на изнашивание образец стали 135СГЛ имеет класс шероховатости 6б, а образец после высокотемпературной закалки – класс шероховатости 7а.

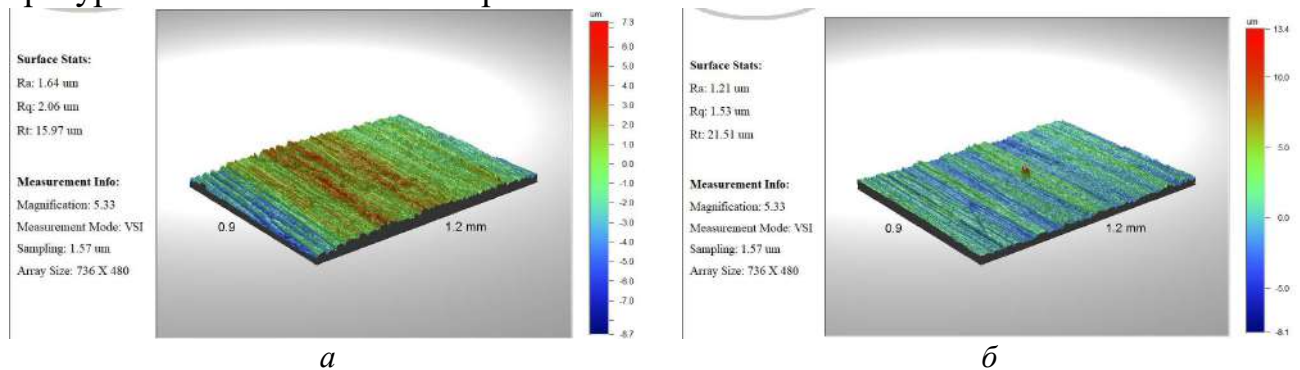


Рисунок 24 – Трёхмерное изображение профиля шероховатой поверхности образца стали 135СГЛ после испытаний на абразивное изнашивание с параметрами высоты неровностей: а – закаленного от 900 °С; б – закаленного от 1170 °С

**В восьмой главе** описаны возможное использование результатов диссертационного исследования и опыт их практического применения. Отработана технология объемной и поверхностной высокотемпературной закалки и обработки холодом для формирования самотрансформируемого в процессе изнашивания слоя рабочей поверхности. Изготовлена опытная партия износостойких вставок из ледебуритной стали Х12МФЛ и износостойких хромистых чугунов разных систем легирования, проведены успешные полупромышленные испытания на предприятии ООО «УЗТЕРМО», г. Екатеринбург.

С привлечением специалистов филиала ООО «Уралмаш НГО Холдинг» проведены промышленные испытания опытной партии втулок буровых насосов из стали Х12МФЛ в климатических условиях региона ЯНАО. Втулки из них были термообработаны по разработанной технологии: высокотемпературная ТВЧ-закалка с



обдувом сжатым воздухом и последующий низкий отпуск. Втулки показали высокую эксплуатационную стойкость – отработали более 960 часов и были ещё в работоспособном состоянии, таким образом в 1,8 раза превысив эксплуатационный срок в тех же условиях серийной партии втулок из чугуна ИЧХ20М, что подтверждено актом от 17 ноября 2016 г. за № 37-518.

### **ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ ДИССЕРТАЦИИ**

1. Впервые получено рекордное сочетание прочностных и пластических свойств в ТРИП-стали 03X14N11K5M2ЮТ. Весь аустенит в стали является деформационно-метастабильным и полностью превращается в мартенсит деформации при холодной пластической деформации ( $\epsilon \approx 3$ ). Прочностные свойства при этом возрастают в 5 раз по сравнению с закаленным состоянием. Закалка от 1050 °С в воду обеспечивает  $\sigma_{0,2} \sim 280..300$  МПа,  $\sigma_B \sim 550$  МПа в сочетании с высокой пластичностью  $\delta \sim 60$  %,  $\psi \sim 80$  % и ударной вязкостью  $KCV=3,69$  МДж/м<sup>2</sup>. Благодаря реализации объемного ТРИП-эффекта при ХПД волочением без промежуточных термических обработок удается достичь истинной деформации  $\epsilon=4,15$  и получить коррозионностойкую проволоку с  $\sigma_B = 2330$  МПа. Последеформационное старение дает прирост прочностных свойств  $\Delta\sigma_B = 200 - 250$  МПа. Максимальные значения условного предела упругости  $\sigma_{0,03}=2250$  МПа достигаются при температуре старения 450 °С. Старение проволоки увеличивает сопротивление релаксации напряжений при температурах 300 °С и 400 °С, особенно в том случае, когда температура старения становится выше температуры релаксации, что приводит к увеличению стабильности структуры. Снижение релаксирующего напряжения не превышает 5 %, что свидетельствует о высокой релаксационной стойкости стали 03X14N11K5M2ЮТ при температуре до 400 °С. Максимальное значение модуля упругости  $E=214$  ГПа приходится на интервал температур старения 300 – 450 °С.

2. Впервые показано, что перспективным направлением использования закономерностей формирования резервов повышения абразивной износостойкости высокоуглеродистых сталей перлитного (70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ), а также ледебуритного (X12МФЛ и 95X18) классов является формирование диссипативной структуры метастабильного аустенита (20 % в стали 70X2ГСМЛ, 80 % в стали 150ХНМЛ, 60 % в стали X12МФЛ и ~ 95 % в стали 95X18) посредством высоко-температурной (1125÷1170 °С) закалки. Показано, что структура метастабильного аустенита с чередующимися кристаллами дисперсного микро- и нанокристаллического трибологического мартенсита и остаточного аустенита представляет собой синергетическую систему, обладающую ТРИП-эффектом вследствие «мартенситной сверхпластичности» и результирующей высокой способностью к фрикционному упрочнению (до 10,3 ГПа в стали 70X2ГСМЛ и до 11,2 ГПа в стали 150ХНМЛ), а также повышенной абразивной износостойкостью (на 30% в стали 70X2ГСМЛ и на 40% в стали 150ХНМЛ, в 2 раза в стали X12МФЛ и в 3 раза в стали 95X18) по сравнению с износостойкостью после закалки на мартенсит. Выбор высокой температуры аустенизации обеспечивает растворение вторичных карбидов  $M_7C_3$  в составе стали X12МФЛ и  $M_{23}C_6$  в стали 95X18. Остающиеся в структуре карбиды при малой стабильности аустенита делают сталь ледебуритного

класса склонной к некоторой хрупкости, поэтому следует избегать нагрева до высоких температур при отпуске. Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами в процессе нагрева приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита при высокотемпературной закалке сталей перлитного класса и, как следствие, увеличению прокаливаемости (отливок сечением до 50 мм) и теплостойкости (с сохранением твердости до температуры отпуска 500 °С в стали 70X2ГСМЛ и до температуры отпуска 400 °С в стали 150ХНМЛ).

3. Изучено влияние параметров высокотемпературной закалки на абразивную износостойкость сталей систем железо-углерод-хром и железо-углерод-марганец с близким количеством легирующих элементов (1 – 1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца, 100X18 и 120Г18) сравнительно с равной по концентрации легирующих элементов стали системы железо-азот-хром (0X18A1.2) и способности этих трех сталей к фрикционному упрочнению. Максимальную износостойкость имеет сталь 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ( $\epsilon = 3,2$ ), что в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ( $\epsilon = 1,1$ ). Исследуемые стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20%. Однако, характер изменения износостойкости от температуры нагрева под закалку для этих сталей различен: если по мере повышения температуры закалки до 1200 °С в стали 100X18 твердость падает с 57 до 40 HRC, то износостойкость и количество остаточного аустенита увеличиваются на 15 – 20 %. Высокоазотистая сталь 0X18A1.2 приобретает максимальную износостойкость после неполной закалки в воду от температуры 1000 °С в трехфазном состоянии (метастабильный аустенит, мартенсит и нитриды), ее твердость при этом также имеет максимальное значение 50 HRC. Износостойкость стали 120Г18 имеет слабо выраженную зависимость от температуры закалки. Микротвердость поверхности азотистой стали свыше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвердость на поверхности изнашивания 5840 МПа. Нагрев стали 0X18A1.2 при отпуске до 300 – 400 °С вызывает повышение твердости на 2 – 5 ед. HRC. В результате отпуска при 600 °С твердость вырастает до 48 HRC. После отпуска при 700 °С твердость несколько снижается до 37 HRC. Подобным образом ведет себя при отпуске и сталь 100X18.

4. Впервые изучено влияние высокотемпературной закалки на структуру и абразивную износостойкость графитизированной стали 135СГЛ. Показано, что вследствие снижения температуры  $M_n$  из-за растворения карбидов, образования остаточного метастабильного аустенита в количестве до 35 % и высокоуглеродистого мартенсита в металлической основе в исходном перед испытанием состоянии износостойкость стали после закалки от 1170 °С ( $\epsilon = 3,3$ ) в два раза выше износостойкости после закалки от 900 °С ( $\epsilon = 1,8$ ). По мере повышения температуры закалки до 1170 °С твердость падает с 60 до 48 HRC, а способность к фрикционному упрочнению на поверхности увеличивается на 5 % до 10,6 ГПа на 400 МПа. Столь небольшое фрикционное упрочнение поверхности при росте износостойкости в 2 раза можно связать с наличием графитных включений. В процессе отпуска графитизированная сталь, закалённая на мартенсит от 900 °С, сохраняет более высокую

твёрдость на 1-2 единицы HRC до температуры 600 °С, чем после высокотемпературной закалки с остаточным аустенитом. В отличие от хромистых сталей ледебуритного класса графитизированная сталь не проявляет способности к дисперсионному твердению при отпуске с нагревом до 700 °С. Обнаружено, что структурной особенностью строения тонких (до 20 мкм) поверхностных слоев стали 135СГЛ является преимущественно перпендикулярное по отношению к направлению трения расположение пластин мартенсита, что свидетельствует о возникновении в них текстуры. Кристаллы ориентируются плоскостью (011) в кристалле мартенсита параллельно плоскости (111) в кристалле аустенита. Диссипация энергии в результате, частично, микро-ТРИП-эффекта и релаксации микронапряжений в момент сдвига при ДМП поглощает часть энергии внедрения абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

5. Впервые установлено, что повышением температуры нагрева под закалку экономно легированного чугуна типа нихард 300Х2Н4 от 850 °С до 1170 °С можно, не изменяя количества ледебурита, повышать абразивную износостойкость вследствие образования остаточного метастабильного аустенита и высокоуглеродистого мартенсита в металлической основе в исходном перед испытанием состоянии. При высокотемпературной закалке от температур нагрева 1000 – 1170 °С в масле происходит формирование диссипативной структуры с метастабильным остаточным аустенитом в количестве до 25 %, обеспечивающей повышение абразивной износостойкости до 15 % по сравнению с его износостойкостью после обычной закалки от температуры 850 °С. Исходная перед испытанием твердость снижается с 62 HRC после обычной закалки до 54 HRC после высокотемпературной закалки, однако теплостойкость при этом сохраняется до более высокой температуры нагрева (600 °С). Увеличение износостойкости обусловлено высокой способностью к упрочнению рабочей поверхности: микротвердость после изнашивания ( $HV_{50изн}$ ) возрастает от 8,9 до 10,1 ГПа в результате высокотемпературной закалки. Диссипативная микроструктура в образцах высокохромистых чугунов 260Х16М2 и 250Х25МФТ сечением до 30 мм, закаленных в масло или ускоренно охлажденных воздушной закалкой, гарантирует повышение абразивной износостойкости ( $\varepsilon = 2,8$  и  $3,5$ , соответственно) и микротвердости рабочей поверхности ( $HV_{50изн} \geq 11$  ГПа) после высокотемпературной закалки (1170 °С) с высокотемпературным отпуском (550 °С) в результате протекания вторичной закалки, несмотря на снижение исходной твёрдости до 48 – 52 HRC. Повышение фрикционного упрочнения также можно обеспечить нагревом износостойких хромистых чугунов под закалку до 1125 – 1170 °С с последующей обработкой холодом (дополнительно формируется 10 – 30 % углеродистого мартенсита охлаждения, износостойкость увеличивается на 20 – 30 %).

6. Экспериментально подтвержден и математически описан прирост микротвердости вторичной структуры в тонком рабочем слое, обеспечивающий диссипацию энергии абразивных частиц для сталей 70Х2ГСМЛ, 150ХНМЛ, Х12МФЛ, 100Х18, 0Х18А1.2, 135СГЛ, а также износостойких хромистых чугунов (300Х2Н4, 260Х16М2, 250Х25МФТ). Значимое влияние легирования кремнием на формирование структурных резервов увеличения микротвердости рабочей поверхности в результате протекания ДМП при абразивном изнашивании, очевидно, объясняется



тем, что при деформации, как и при охлаждении, кремний понижает энергию дефектов упаковки, интенсифицирует  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение и повышает способность к упрочнению и теплостойкость твёрдого раствора. По данным эксперимента был обнаружен прирост износостойкости в процессе изнашивания при увеличении доли остаточного аустенита после высокотемпературной закалки перед испытанием. Это позволило получить уравнение зависимости скорости прироста износостойкости поверхности от количества остаточного аустенита и его состава после закалки, как критерий возможности самотрансформации структуры рабочего слоя.

7. Полученные в работе результаты по влиянию высокотемпературной закалки на фазовый состав, структуру и абразивную износостойкость сталей и чугунов позволили предложить режимы термической обработки с использованием поверхностной закалки методом ТВЧ втулок, которые прошли отработку в течение 960 часов, что превысило эксплуатационную стойкость втулок со вставками из чугуна ИЧХ20М в 1,8 раза, в том числе за счет образования в 10 мм слое значительных (до 500 МПа) сжимающих напряжений в результате мартенситного превращения на рабочей поверхности втулки.

### Публикации по диссертационной работе

*а) статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах и изданиях, входящие в Перечень ВАК:*

1. Влияние легирования и термопластической обработки на фазовый состав и свойства коррозионностойких сталей с метастабильным аустенитом / Л. А. Мальцева, Т. В. Мальцева, В. А. Шарапова, А. В. Левина, С. В. Гладковский // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2011. – № 11. – С. 25–30.
2. Роль кобальта в формировании структуры и физико-механических свойств аустенитных сталей после различных упругопластических деформаций / Л. А. Мальцева, С. М. Задворкин, В. А. Шарапова, Н. Н. Озерец, Т. В. Мальцева, Л. М. Горулёва // *Деформация и разрушение материалов.* – 2012. – № 5. – С. 23–31.
3. О влиянии напряженного состояния на образование мартенсита деформации в стали 03X14N11K5M2ЮТ / Л. А. Мальцева, Ю. Н. Логинов, Т. В. Мальцева, В. А. Шарапова // *Металлы.* – 2013. – № 5. – С. 85–92.
4. Свойства и фазовые превращения, протекающие при нагреве в сложнолегированной коррозионностойкой аустенитной стали / Л. А. Мальцева, К. Д. Вахонина, А. В. Левина, Т. В. Мальцева, В. А. Шарапова // *Материаловедение.* – 2016. – № 9. – С. 30–35.
5. Образование субмикроструктурной структуры при интенсивной пластической деформации в метастабильных аустенитных сталях и влияние на нее последующего нагрева / Л. А. Мальцева, Т. В. Мальцева, А. С. Юровских, Г. И. Рааб, В. А. Шарапова, К. Д. Вахонина // *Металлы.* – 2016. – № 2. – С. 16–23.
6. Инженерный метод оценки способности металлов и сплавов к деформационному упрочнению / М. А. Филиппов, В. А. Шарапова, Е. И. Корзунова, В. В. Легчило // *Упрочняющие технологии и покрытия.* – 2019. – Т.15. – №3 (171). – С. 126–129. (К1)
7. Роль метастабильного аустенита в повышении абразивной износостойкости стали перлитного класса 150ХНМЛ / М. А. Филиппов, М. С. Хадыев, Н. Н. Кудряшова, В. А. Шарапова, С. О. Морозов // *Сталь.* – 2021. – № 8. – С. 44.

8. Формирование диссипативной структуры метастабильного аустенита для повышения износостойкости углеродистых сталей / М. А. Филиппов, В. П. Швейкин, В. А. Шарапова, С. М. Никифорова, М. С. Хадыев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 9 (807). – С. 41–46.

9. Изменение фазового состава высокомарганцевых сталей при растяжении / М. А. Гервасьев, С. Х. Эстемирова, А. Н. Мушников, В. А. Шарапова, А. А. Гусев, М. А. Баширова // *Физика металлов и металловедение*. – 2022. – Vol. 123. – № 1. – С. 35–39. (K1)

10. Sharapova V. A. Using the trip effect to increase abrasive wear resistance of steel / V. A. Sharapova // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2024. – Iss. 5. – P. 30–45. DOI: 10.17804/2410-9908.2024.5.030-045. (K2)

11. Шарапова В. А. Структурные особенности в высокоуглеродистой стали с микро-TRIP/TWIP-эффектом / В. А. Шарапова // *Технология машиностроения*. – 2024. – № 10. – С. 19–27. DOI: 10.34641/ТМ.2024.268.10.067. (K2)

*б) статьи, опубликованные в рецензируемых научных изданиях, индексируемые Web of Science и Scopus:*

12. Corrosion-resistant austenitic steels for elastic elements / L. A. Maltseva, T. V. Maltseva, V. A. Sharapova, N. N. Ozerets, X. D. Khramtsova, M. P. Tretnikova // *Emerging Materials Research*. – 2013. – Vol. 2. – № 4. – P. 207–215. <https://doi.org/10.1680/emr.13.00005> (Q3)

13. Study of the structure and properties of austenitic metastable steels under strain / N. Ozerets, V. Sharapova, A. Levina, T. Mal'tseva, M. Pavlov // *Materials Engineering and Technologies for Production and Processing. Solid State Phenomena*. – 2018. – Vol. 284. – P. 207–211. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.284.207> (Q3)

14. Structural transformations influence on mechanical-and-physical and chemical properties of Fe-Cr-Co alloys in heating / V. V. Berezovskaya, V. A. Sharapova // *Materials Science and Metallurgical Technology. Materials Science Forum*. – 2019. – Vol. 946. – P. 63–67. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.946.63> (Q4)

15. Engineering method for analysis of the ability to strain-hardening of steels / M. A. Filippov, E. I. Korzunova, V. A. Sharapova // *Materials Engineering and Technologies for Production and Processing. Solid State Phenomena*. – 2020. – Vol. 299. – P. 1190–1194. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.299.1190> (Q3)

*в) охранные документы:*

16. Пат. 2430187 Российская Федерация, МПК С22С 35/52 (2006.01). Коррозионно-стойкая аустенитная сталь / Мальцева Л. А., Шарапова В. А., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Левина А. В., Цаплина Е. М. ; заявитель и патентообладатель ФГАОУ ВПО "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина" – № 2010134120/02 ; заявл. 13.08.2010 ; опубл. 27.09.2011, Бюл. № 20 – 6 с.

17. Пат. 2522914 Российская Федерация, МПК С22С 35/52, С22С 38/50. Аустенитно-ферритная сталь с высокой прочностью / Мальцева Л. А., Мальцева Т. В., Левина А. В., Шарапова В. А., Третникова М. П. ; заявитель и патентообладатель ФГАОУ ВО "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина" – № 2013108764/02 ; заявл. 27.02.2013 ; опубл. 20.07.2014, Бюл. № 27 – 5 с.

*д) публикации материалов конференций и другие научные публикации:*

18. The effect of intense external influences on the structure and properties of alloys / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, N. N. Ozerets, A. V. Levina // *La Metallurgia Italiana*. – 2012. – № 9. – P.1–3.
19. High-strength corrosion-resistant steels for resilient elements / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, N. N. Ozerets, A. V. Levina // *The 2012 World Congress on Advances in Civil, Environmental, and Materials Research (ACEM'12)*, Seoul, Korea. 26–30 August 2012. ISBN 978-89-89693-34-5 98530. – Seoul: Korea Advanced Institute of Science and Technology, 2012. – P. 9.
20. The effect of intense external influences on the structure and properties of alloys / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, N. N. Ozerets, A. V. Levina // *La Metallurgia Italiana – The Conference Proceeding*. – 2013. – 105 (1). – P. 31–34.
21. High-strength corrosion-resistant steel with a nanostructure / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, N. N. Ozerets, A. V. Levina // *EUROMAT 2013*. Sevilla, Spain. 8–13 September 2013. – Sevilla: Euromat, 2013. – P. 131.
22. Исследование процессов старения метастабильных аустенитных сталей на Fe-Cr-Ni основе / Мальцева Л. А., Шарапова В. А., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н. // 54 Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»: сборник тезисов докладов, Екатеринбург, 11–15 ноября 2013. – Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2013. – С. 110.
23. Новые безуглеродистые коррозионно-стойкие стали повышенной технологичности / Мальцева Л. А., Шарапова В. А., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Левина А. В. // VIII международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова: сборник тезисов, Черноголовка, 27–31 октября 2014 года. – Черноголовка: ООО «Люкс+», 2014. – С. 78.
24. Фазовые и структурные превращения в аустенитных сталях при интенсивной пластической деформации / Мальцева Л. А., Шарапова В. А., Озерец Н. Н., Демидов С.А., Степанов Д.И., Николаев С.И. // XXII Уральская школа металлостроителей "Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов", Оренбург, 2–6 февраля 2014 года. – Оренбург: ОГУ, 2014. – С. 212.
25. High-strength corrosion resistant steels for resilient elements / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, N. N. Ozerets, A. V. Levina // «4th International Advances in Applied Physics and Materials Science» Congress & Exhibition. Lykia, Oludeniz, Turkey, 24–27 April 2014. – Lykia: 4th IAAPMS Congress & Exhibition, 2014.
26. Структурные изменения в метастабильных аустенитных сталях при нагреве и охлаждении / Л. А. Мальцева, В. А. Шарапова, Н. Н. Озерец, Т. В. Мальцева, А. В. Левина, Д. И. Степанов // *Инновации в материаловедении и металлургии: материалы IV Международной интерактивной научно-практической конференции*, Екатеринбург, 15–18 декабря 2014 года. – Екатеринбург: УрФУ, 2015. – С. 331–335.
27. Перспективная аустенитная сталь для криогенной техники / Л. А. Мальцева, С. М. Задворкин, К. Д. Вахонина, А. В. Левина, В. А. Шарапова, Т. В. Мальцева // *Международный научно-исследовательский журнал*. – 2016. – № 5–3(47). – С. 138–143. (K2)
28. High Strength Corrosion-Resistant Steels with Metastable Austenite for Elastic Elements and Springs for Demanding Applications / L. A. Maltseva, V. A. Sharapova, T. V. Maltseva, S. M. Zadvorkin, A. V. Levina, N. N. Ozerets // *American Institute of Physics*

- Publising LLC (AIP Conference Proceedings). – 2016. – Vol. 1785. – 040036. <https://doi.org/10.1063/1.4967093>
29. Heat treatment forming a dissipative metal base in wear-resistant chromium-alloyed cast iron / М. А. Филиппов, С. М. Никифорова, В. П. Швейкин, В. А. Шаропова // 19 дек 2018, Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures, MRDMS 2018. American Institute of Physics Publising Inc. (AIP Conference Proceedings). – 2019. – Vol. 2053. – 030016. <https://doi.org/10.1063/1.5084377>
30. The effect of heat treatment on the ledeburitic class alloy abrasive wear-resistance / М. А. Филиппов, В. А. Шаропова, В. П. Швейкин // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19. – P. 2581–2583. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.252>
31. Heat treatment of wear-resistant cast iron at high and low temperatures / , М. А. Филиппов, В. А. Шаропова, В. П. Швейкин, С. М. Никифорова, Г. Н. Плотников, Н. С. Мичуров // American Institute of Physics Inc (AIP Conference Proceedings). – 2020. – Vol. 2315. – 050005. <https://doi.org/10.1063/5.0037190>
32. Повышение износостойкости хромистых чугунов термической обработкой / М. А. Филиппов, В. А. Шаропова, В. П. Швейкин, С. М. Никифорова, Г. Н. Плотников, С. Х. Эстемирова // Литейщик России. – 2020. – № 8. – С. 35–40.
33. Heat treatment effect on ledeburite alloys wear resistance / М. А. Филиппов, В. А. Шаропова, В. П. Швейкин, С. М. Никифорова // Materials Today: Proceedings. – 2021. – № 38. – P. 1810–1812. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.417>
34. Влияние высоко- и низкотемпературной термообработки на структуру и абразивную износостойкость чугунов типа «Нихард» / М. А. Филиппов, Л. А. Мошечкова, С. О. Морозов, В. А. Шаропова, В. П. Швейкин // Литейщик России. – 2021. – № 9. – С. 29–33.
35. Effect of quenching and tempering temperatures on phase transformations and abrasive durability of high-manganese and high-chromium steels / V. A. Sharapova, M. A. Filippov, V. P. Shveikin, T. A. Belozerova, S. O. Morozov, E. O. Smirnova // Procedia Structural Integrity. – 2024. – № 65. – P. 225–232. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.11.034>

---

Подписано в печать 24.02.2025

Формат 60×84 1/16

Бумага писчая

Плоская печать

Усл. печ. л. 2

Уч.-изд. л. 1,6

Тираж 100 экз.

Заказ

Цена «С»

---

Издательство УМЦ УПИ

620049, Екатеринбург, ул. Лобачевского, 1