

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

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. Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Научный консультант:  
доктор технических наук, профессор  
Филиппов Михаил Александрович

Екатеринбург – 2025

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	5
Глава 1. Выбор материалов и методика исследований.....	15
Глава 2. Преимущества структуры метастабильного аустенита в мартенситностареющих ТРИП-сталях особого назначения .....	22
2.1 Влияние температуры нагрева под закалку в широком интервале температур на фазовые превращения и структуру на примере практически безуглеродистых метастабильных аустенитных мартенситностареющих сталей типа 03X14N11K5M2ЮТ..	24
2.1.1 Влияние высокотемпературной закалки метастабильных аустенитных сталей 03X14N11K5M2ЮТ, 03X14N11KM2ЮТ, 03X14N11M2ЮТ на структуру, механические свойства и фазовый состав в зоне разрушения при комнатной и пониженной (-196 °С) температурах.....	37
2.2 Влияние температуры старения после высокотемпературной закалки на структуру, свойства и фазовые превращения в сталях 03X14N11K5M2ЮТ и экономно легированных по кобальту.....	43
2.3 Влияние высокотемпературной закалки малоуглеродистых МАС 03X14N11K5M2ЮТ, 03X14N11KM2ЮТ, 03X14N11M2ЮТ на поведение при холодной пластической деформации и сопутствующий ТРИП-эффект .....	58
2.4 Изменение комплекса физико-механических свойств при холодной пластической деформации и непрерывном нагреве метастабильных аустенитных сталей 03X14N11K5M2ЮТ, 03X14N11KM2ЮТ, 03X14N11M2ЮТ .....	66
2.5 Влияние старения в широком интервале температур после холодной пластической деформации волочением на свойства и релаксацию напряжений в стали 03X14N11K5M2ЮТ.....	80
2.6 Выводы .....	90
Глава 3. Микро-ТРИП-эффект на закаленной поверхности сталей перлитного (70X2ГСМЛ и 150XНМЛ) и ледебуритного класса .....	92
3.1 Преимущества метастабильного аустенита.....	92
3.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость новой экономно легированной стали 70X2ГСМЛ .....	93
3.3 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость экономнолегированной стали 150XНМЛ.....	100

3.4 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на структуру и твердость экономнолегированных сталей перлитного класса .....	112
3.5 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения серийных сталей X12МФЛ и 95X18 ледебуритного класса .....	116
3.6 Выводы .....	122
Глава 4. Микро-ТРИП-эффект в аустените различной степени стабильности после высокотемпературной закалки сталей: 100X18, 0X18A1.2, 120Г18.....	124
4.1 Структурно-стабильная аустенитная сталь 110Г13Л.....	124
4.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость сталей различного класса: хромистой, марганцовистой и со сверхравновесным содержанием азота.....	126
4.3 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на свойства сталей различного класса: хромистой, азотистой и марганцовистой.....	134
4.4 Выводы .....	139
Глава 5. Метастабильность остаточного аустенита после высокотемпературной закалки графитизированной стали 135СГЛ .....	141
5.1 Особенности применения углеродистых инструментальных сталей.....	141
5.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость графитизированной стали 135СГЛ .....	150
5.3 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на структуру и твердость графитизированной стали 135СГЛ .....	160
5.4 Выводы .....	161
Глава 6. Резервы повышения износостойкости высокотемпературной закалкой экономнолегированного чугуна нихард (300X2Н4) в сравнении с высокохромистыми ИЧХ (260X16М2 и 250X25МФТ) .....	163
6.1. Износостойкие чугуны.....	163
6.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость экономно легированного чугуна нихард 300X2Н4 .....	165
6.3 Влияние температуры отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на твердость и структуру экономно легированного чугуна нихард 300X2Н4 .....	170
6.4 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения износостойких хромистых чугунов 260X16М2 и 250X25МФТ.....	172
6.5 Влияние температуры отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на твердость и структуру износостойких хромистых чугунов 260X16М2 и 250X25МФТ ....	180

6.6 Выводы .....	185
Глава 7. Определение зависимости прироста износостойкости в процессе эксплуатации от количества остаточного аустенита после высокотемпературной закалки поверхности и химического состава высокоуглеродистых сплавов .....	188
7.1 Диссипативная структура метастабильного аустенита .....	188
7.2 Моделирование вклада деформационного мартенситного превращения на рабочей поверхности в износостойкость непосредственно в процессе абразивного изнашивания .....	193
7.3 Управление резервами упрочнения поверхности углеродистых сплавов при изнашивании за счет варьирования химического состава сплава .....	195
7.4 Выводы .....	200
Глава 8. Использование результатов .....	201
8.1 Возможное использование результатов .....	201
8.2 Примененные результаты .....	210
Заключение.....	212
Основные результаты и выводы диссертации .....	214
Список сокращений и условных обозначений .....	220
Список литературы.....	221
Приложение А.....	249

## ВВЕДЕНИЕ

**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 при различных видах изнашивания 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 03X14H11K5M2ЮТ 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 (300X2Н4), а также износостойких хромистых чугунов (260X16М2 и 250X25МФТ). Износостойкие хромистые чугуны – 260X16М2 и 250X25МФТ – отличаются разным типом карбидного упрочнения –  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ . Закалка в масло и при обдувке воздухом образцов чугуна 260X16М2 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 260X16М2 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 X12МФЛ.

Описана количественная зависимость  $f(\Delta\epsilon) = 2,1e^{-0,05\alpha}$  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 X12МФЛ 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.**

Структуру, фазовый состав и свойства стали изучали комплексно различными методами: механические испытания в соответствии с требованиями ГОСТ 25503-97, ГОСТ 30480-97. Твердость и микротвердость – с помощью приборов Роквелла и Виккерса (ГОСТ 9013-59, ГОСТ 2999-75). Микроструктурные исследования – на оптическом микроскопе OLYMPUS JX-51 и Альтами при увеличениях 200 и 500 крат. Электронно-микроскопические исследования – на микроскопах ВИЛ-100, JEM-200СХ и JSM-5610LV. Рентгеноструктурный анализ – на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu (излучение:  $\text{CuK}\alpha$ , угловой диапазон 35 – 120°, шаг 0.02°, время в точке 1,5 сек.). Рентгеноспектральный микроанализ – на растровом электронном микроанализаторе Philips SEM 535, фрактографический анализ поверхности – на микроскопе Jeol JSM-6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350. Износостойкость – с помощью методики по ГОСТ 30480-97.

#### **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.

## ГЛАВА 1. ВЫБОР МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исследуемых материалов взяты образцы сталей и чугунов различных структурных классов, как мартенситностареющие деформационно-нестабильные (МАС, типа 03X14H11K5M2ЮТ [1]), так и традиционно основные для износостойких отливок, работающих в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания – стабильная аустенитная сталь 110Г13Л, а так же ряд известных [2] сталей перлитного (150ХНМЛ) и ледебуритного классов, используемых для прокатного, штампового и дробильно-измельчительного оборудования, характеризующихся хорошей технологичностью, но недостаточной эксплуатационной стойкостью (95Х18, Х12МФЛ), а также износостойких хромистых чугунов (260Х16М2, 250Х25МФТ), ограниченно применяемых для дробильно-размольного оборудования из-за низкой ударной вязкости. Кроме того, выбраны составы новых высокоуглеродистой (70Х2ГСМЛ) и графитизированной (135СГЛ) сталей, а также сталей трех систем легирования: высокомарганцевая и высокохромистая, содержащие 1-1,2% углерода и перспективная сталь со сверхравновесным содержанием азота (100Х18, 120Г18, 0Х18А1.2).

В последней группе сталей варьирование легирующих элементов позволило получить в одной системе легирования стали различных структурных классов, от аустенитных до мартенситных и гетерофазных. Эта возможность позволила системно изучить закономерности формирования структурных особенностей с целью обнаружить резервы повышения абразивной износостойкости, сформированные нетрадиционными режимами термической обработки этих материалов за счет формирования в структуре определенного количества деформационно-метастабильного аустенита. Химические элементы, % в составе сплавов приведены в таблице 1.

Таблица 1.1 – 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					
95X18	0,95	0,8	18			0,8					
X12МФЛ	1,55	0,22	11,75		0,5	0,25	0,3				
100X18	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					
300X2Н4	3,12	0,6	2,11	4,26		0,65					
250X25МФТ	2,50		25,0		1,0					1,0	
260X16M2	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%

Метастабильные ТРИП-стали выплавляли на кафедре «Литейное производство» в УрФУ, с варьированием по содержанию Al, Ni и Co в пределах базового состава исследованной ранее стали 03X14H11K5M2ЮТ. Выплавку проводили в индукционных печах открытого типа с использованием аттестованных чистых материалов и армко-железа. Слитки весом 10 – 20 кг подвергали гомогенизационному отжигу при 1160° С в течение 10 ч, механической зачистке, ковали и обтачивали на диаметр 14 мм. Холодную пластическую деформацию проволоки исследуемых опытных сталей проводили в лабораторных условиях на кафедре «Обработка металлов давлением» в УрФУ. С диаметра 8,0 мм волочение осуществляли на однократном волочильном стане до получения проволоки различного диаметра. Для волочения применяли сборные волокни. Для изучения формирования структуры при закалке образцы нагревались в температурном

интервале 800 – 1200° С с шагом 100° С, с последующим охлаждением в воде.

Опытные плавки сталей Х12МФЛ, 150ХНМЛ, 95Х18 и чугунов 300Х2Н4, 260Х16М2, 250Х25МФТ были выплавлены на ОАО «Уралмашзавод». Плавки остальных сталей выплавлены в индукционной 30-кг печи в лабораторных условиях.

Из слитков сталей, полученных в индукционной 30-кг печи, изготовили заготовки размером 11×11×25 мм для изучения микроструктуры, фазового состава рентгеноструктурным методом и испытаний на абразивное изнашивание. Заготовки образцов сталей были закалены в масле после нагрева при температурах от 850 до 1170 °С и отпущены в течение 2 часов при 200 °С.

Металлографический анализ осуществляли с применением оптического микроскопа OLYMPUS GX-51. В зависимости от химического состава сплава [3] для травления шлифов использовали реактивы следующих составов:

- 40 мл HCl + 30 мл HNO<sub>3</sub> + 40 мл H<sub>2</sub>O;
- 5 мл HNO<sub>3</sub> + 100 мл C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH;
- 5 мл FeCl<sub>3</sub> + 50 мл HCl + 50 мл H<sub>2</sub>O.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили со шлифов, подвергнутых электролитической полировке. Обработку экспериментальных данных выполняли с помощью программного комплекса Shimadzu на дифрактометре XRD-7000 Shimadzu (излучение: CuK $\alpha$ , угловой диапазон 35 – 120°, шаг 0.02°, время в точке 1,5 сек.). Стандартные 5 % составляют доверительный интервал метода.

Фрактографический анализ поверхности изломов ударных образцов методами растровой электронной микроскопии проводился на микроскопе Philips SEM 535 при ускоряющем напряжении 25 кВ. Характеристики ударной вязкости при 20° С и при температуре жидкого азота (минус 196° С) определялись на стандартных образцах 10×10×55 мм с V-образным надрезом

согласно ГОСТ 9454 с помощью инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M.

Терморентгеноструктурный фазовый анализ проводили с использованием температурной камеры AntonPaar НТК 1200N в интервале температур от 20 до 1100° С с шагом 100° С и экспозицией в каждой точке в интервале углов отражения  $\theta = 12 - 70^\circ$  в К- $\alpha$  медном излучении.

Анализ текстуры проводился с помощью обратных полюсных фигур, построенных дифрактометрическим методом, а также ДОРЭ-EBSD анализатором на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA LMS.

Для определения модуля упругости сплава был использован метод динамического механического анализа, который был осуществлен на приборе DMA EPLEXOR 100N.

Механические испытания проводились как на проволочных, так и ленточных образцах на электромеханической разрывной машине Instron 3380 в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Измерение твердости проводили с помощью приборов Роквелла и Виккерса (ГОСТ 2999-75, ГОСТ 9013-59).

Измерения релаксационной стойкости осуществлялись на ленточных образцах по методу [4].

Магнитные измерения проводили на экспериментальной установке, включающей в себя компьютеризированный гистерезисграф Remagraph С-500 и модернизированную универсальную испытательную машину УММ-5.

Удельное электросопротивление. Определяли по схеме двойного моста.

Электронно-микроскопический анализ применяли для изучения тонкой структуры стали и фазового состава после термической обработки и после абразивного изнашивания. Исследование проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг, полученных из поверхностного слоя образцов на микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-200СХ.

От поверхности образца электроискровым методом отрезались заготовки для исследования толщиной около 300 мкм, которые затем

утонялись электролитической полировкой в универсальном электролите до появления микроскопического отверстия, которое подвергалось электронно-микроскопическому исследованию. Использовали режимы одностороннего и двустороннего утонения.

Рентгеноспектральный микроанализ проводили на микроскопе Jeol JSM – 6490LV с системой микроанализа Oxford Instruments Inca Energy 350.

Профилометрию осуществляли на оптическом профилометре ZygoLOT NewView 7300, предназначенном для измерений параметров профиля и параметров шероховатости поверхности по ГОСТ 25142-82, с разделением «волнистости» и «шероховатости» по ГОСТ 2789-73.

Дилатометрический анализ включал в себя определение фазовых превращений, критических температур и температуры начала мартенситного превращения. Анализ проводился на высокотемпературном дилатометре «LinseisL78» прямого измерения по следующим режимам: нагрев со скоростью 200 °С/мин до 900 °С, 1000°С, 1100 °С, с последующим охлаждением от каждой температуры. Дилатометр оснащен кварцевым держателем. Температура при проведении опытов фиксировалась с помощью термопары типа К.

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

Износостойкость образцов оценивали с помощью методики изнашивания при трении по закреплённому абразиву, реализованной при помощи установки на базе строгального станка. Поперечное сечение образцов  $10 \times 10$  мм. Образцы поверхностью торца возвратно-поступательно двигались по шлифовальной бумаге 14A32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Удельная нагрузка в 1 МПа, нагрузка на образец при этом – 10 кг.

По результатам двух параллельных испытаний определялась абразивная износостойкость (1.1). При сравнении результатов через относительные единицы контртелом брали валковую сталь 9Х5МФС:

$$\varepsilon = \Delta M_k / \Delta M_o, \quad (1.1)$$

где  $\varepsilon$  – относительная износостойкость,  $\Delta M_k$  – потеря массы контртела после закалки от 900 °С и низкого отпуска на твердость 60 HRC (0,40 г).  $\Delta M_o$  – потеря массы исследуемого образца<sup>1</sup>. Потеря массы составляла менее 1 %.

Методом рентгеноструктурного анализа определяли состав и количество фаз на поверхности образцов после изнашивания. Оценка упрочнения рабочей поверхности производилась по микротвёрдости, измерением ее прироста при нагрузке 0,49 Н.

Кроме сталей в качестве материала для исследования выбраны износостойкие хромистые чугуны – 260X16M2 и 250X25MФТ – с разным типом карбидного упрочнения –  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ . Такой выбор обусловлен максимальной твёрдостью карбидов хрома для обеспечения за счет нее значительного повышения прочности и твёрдости, а также износостойкости чугунов [5]. Легирующие элементы, такие как молибден, необходимы для обеспечения прокаливаемости, легирование ванадием и титаном – для модифицирования при кристаллизации [6]. Элементы Cr, Mo, V, Ti и Si сильно задерживают выделение углерода из  $\alpha$ -раствора при параллельном росте карбидных частиц.

Охлаждение на спокойном воздухе заготовок таких размеров (нормализация) обеспечивало твёрдость практически аналогичную полученной при закалке в масло. Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850 – 1170 °С), выдержка при температуре нагрева составляла 20 мин. Затем заготовки доводили шлифованием до окончательных размеров 10 × 10 × 25 мм.

Высокохромистые чугуны сравнивали с чугуном типа нихард, верхний интервал температуры закалки которого ограничен вследствие пониженной температуры эвтектического превращения по сравнению с хромистыми чугунами. Для чугуна нихард контртелом при оценке износостойкости

---

<sup>1</sup> Далее результаты по абразивной износостойкости получали по аналогичной методике, в специально упомянутых случаях за контртело принимались образцы других сталей

служили образцы рельсовой гостированной стали У7. Образцы вырезаны после охлаждения от 820 °С в масле из массивных темплетов со структурой сорбита и твёрдостью 37 HRC.

Сверхравновесноазотистая сталь 0X18A1.2 была получена в индукционной печи под высоким давлением газообразного азота в Институте металловедения Болгарской академии наук и слитки массой 20 кг прокованы в прутки сечением 12 × 12 мм.

Выбор температур нагрева под закалку в интервале температур от 900 до 1200 °С проведен с учетом диаграмм состояния Fe-Cr-C, Fe-Cr-N, Fe-Mn-C. Из закаленных от разных температур в воде заготовок изготовлены образцы размером 10 × 10 × 25 мм. Для образцов из четвертой главы контртелом служила – аустенитная сталь 110Г13Л после закалки от 1050 °С в воду, твердость 22 HRC.

## ГЛАВА 2. ПРЕИМУЩЕСТВА СТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА В МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ ТРИП-СТАЛЯХ ОСОБОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Высокий коэффициент деформационного упрочнения и сочетания прочности и пластичности стали рассмотрены в работах А.П. Гуляева, В.Д. Садовского, И.Н. Богачёва с сотрудниками, М. Коэна, В.Ф. Закея и Е.Р. Паркера и др. [7 – 11]. Последняя работа положила начало новому классу ТРИП- (ПНП – пластичность, наведённая превращением) сталей, которые относятся к высокопрочным сталям и имеют при сопоставимой с другими сталями прочности более высокую пластичность. Достоинством ПНП-сталей является также высокая вязкость разрушения  $K_{Ic}$ , обусловленная поглощением энергии деформации при мартенситном  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении, а также высокое сопротивление усталостному разрушению [12]. Устье трещины «запрессовывается» релаксацией напряжений при образовании мартенсита, препятствуя ее раскрытию. Однако эти стали не получили широкого распространения в связи с необходимостью сложного легирования и точного химического состава, обеспечивающих требуемые характеристики превращения, а также трудностями при осуществлении предварительной большой тепловой деформации.

Широко известный принцип введенный И.Н. Богачёвым и Р.И. Минцем обнаруживает факт чрезвычайно высокой стойкости метастабильных аустенитных сталей (МАС) при кавитационном изнашивании. Это открытие обнаружило новую область научного поиска путем использования метастабильного аустенита в русле повышения сопротивления поверхности контактному динамическому нагружению у металлических сплавов. Такие сплавы работают при всех механических видах изнашивания (кавитационном, абразивном, адгезионном и пр.) [13, 14]. Рабочая

поверхность деталей из МАС реагирует на деформацию при изнашивании образованием дисперсных кристаллов мартенсита, создающих высокий уровень упрочнения поверхности и экранирующих поверхность от повреждений. При наклепе аустенита в металлической основе и за счет деформационного мартенситного превращения в процессе нагружения извне твердость таких сплавов растет. На основе принципа метастабильности аустенита как научной основы выбора материалов, стойких к механическим видам изнашивания, был создан новый класс промышленных МАС, износостойкость которых обеспечивалась «эффектом самозакалки при нагружении» [14, 15]. Прежде всего, это были кавитационно-стойкие стали – 30X10Г10, 0X14АГ12, 25X10Г10Т, 20X13Г8НЗ и другие стали, сплавы цветных металлов и наплавочные материалы с метастабильным аустенитом, которые по стойкости не имеют равных и в настоящее время [16]. Известно о синергетических подходах в материаловедении доказывающих общность явлений при структурной приспособляемости материалов, возможность самоорганизации структуры в ответ на внешнее воздействие [17 – 28]. Это направление развивается с 70-х годов прошлого века, в том числе в русле разработки критериев применимости метастабильной структуры для повышения служебных свойств материалов и изделий из них.

Проведенными ранее исследованиями нами изучалась разработанная на кафедре металловедения УрФУ практически безуглеродистая мартенситностареющая МАС 03X14Н11К5М2ЮТ, обладающая высокой технологичностью и пластичностью при холодной пластической деформации с большими степенями обжатия. Одной из причин высокой пластичности исследуемой стали являлось низкое содержание углерода и легирование такими элементами, как кобальт и никель, другой – сильно выраженный ТРИП-эффект и наличие деформационно-метастабильного аустенита, который при пластической деформации переходит в мартенсит деформации [29 – 31].

В условиях промышленного производства при выплавке ТРИП-сталей с многокомпонентной базой легирования часто возникает проблема, связанная с невозможностью попадания в заданный «точечный» состав. Для высоколегированных сталей колебания химического состава даже в пределах марочного могут резко изменить фазовый состав и структуру, и, соответственно, служебные и технологические свойства [32 – 34].

В данной главе приведены результаты исследования влияния высокотемпературной закалки на механические свойства малоуглеродистой метастабильной аустенитной коррозионностойкой стали 03X14N11K5M2ЮТ на Fe-Cr-Ni-основе, дополнительно легированной Ni, Ti, Co, Al с варьированием химического состава по кобальту.

Это был первый этап изучения влияния нестандартной высокотемпературной термической обработки на практически безуглеродистой МАС с ТРИП-эффектом и деформационно-метастабильным аустенитом.

## **2.1 Влияние температуры нагрева под закалку в широком интервале температур на фазовые превращения и структуру на примере практически безуглеродистых метастабильных аустенитных мартенситностареющих сталей типа 03X14N11K5M2ЮТ**

При нагреве под закалку в интервале температур от 800 – 1200 °С микроструктура, а также ряд физических характеристик приведены для стали с повышенным содержанием кобальта (~ 5,0 мас. %) и с пониженным содержанием кобальта (~ 0,8 – 1,0 мас. %), а также аустенитной стали аналогичной марки, не содержащей кобальт.

Микроструктура сталей является типичной для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса [35]. Структура после закалки представлена зернами аустенита с полиэдрической формой, тонкими границами и двойниками отжига, а также содержит значительное количество мелких

локализованных выделений второй фазы, как правило, расположенных внутри зерен (рис. 2.1 – 2.3).

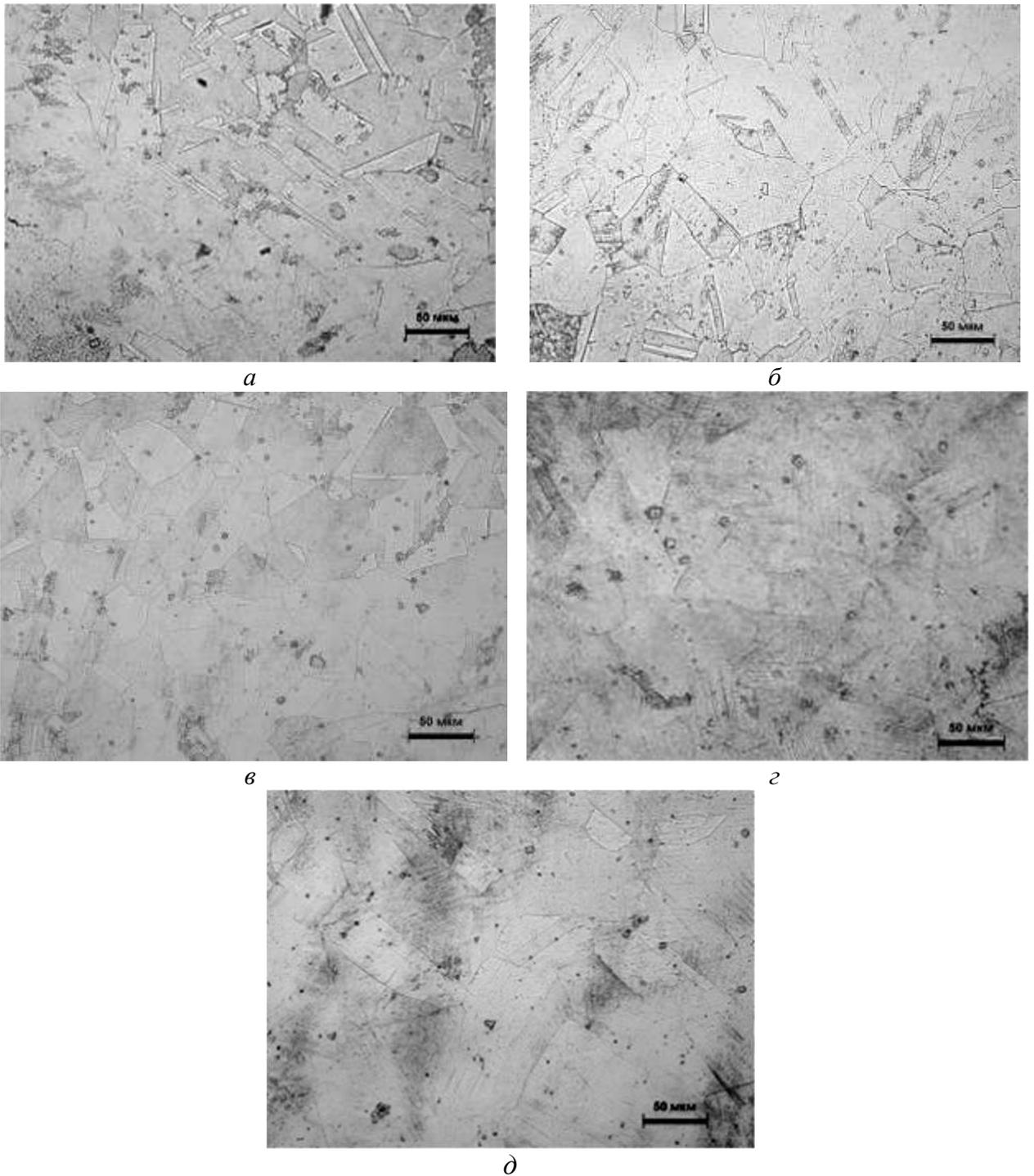


Рисунок 2.1 – Микроструктура закаленной от разных температур стали – 03X14N11K5M2ЮТ: *a* – 800 °C; *б* – 900 °C; *в* – 1000 °C; *z* – 1100 °C; *д* – 1200 °C

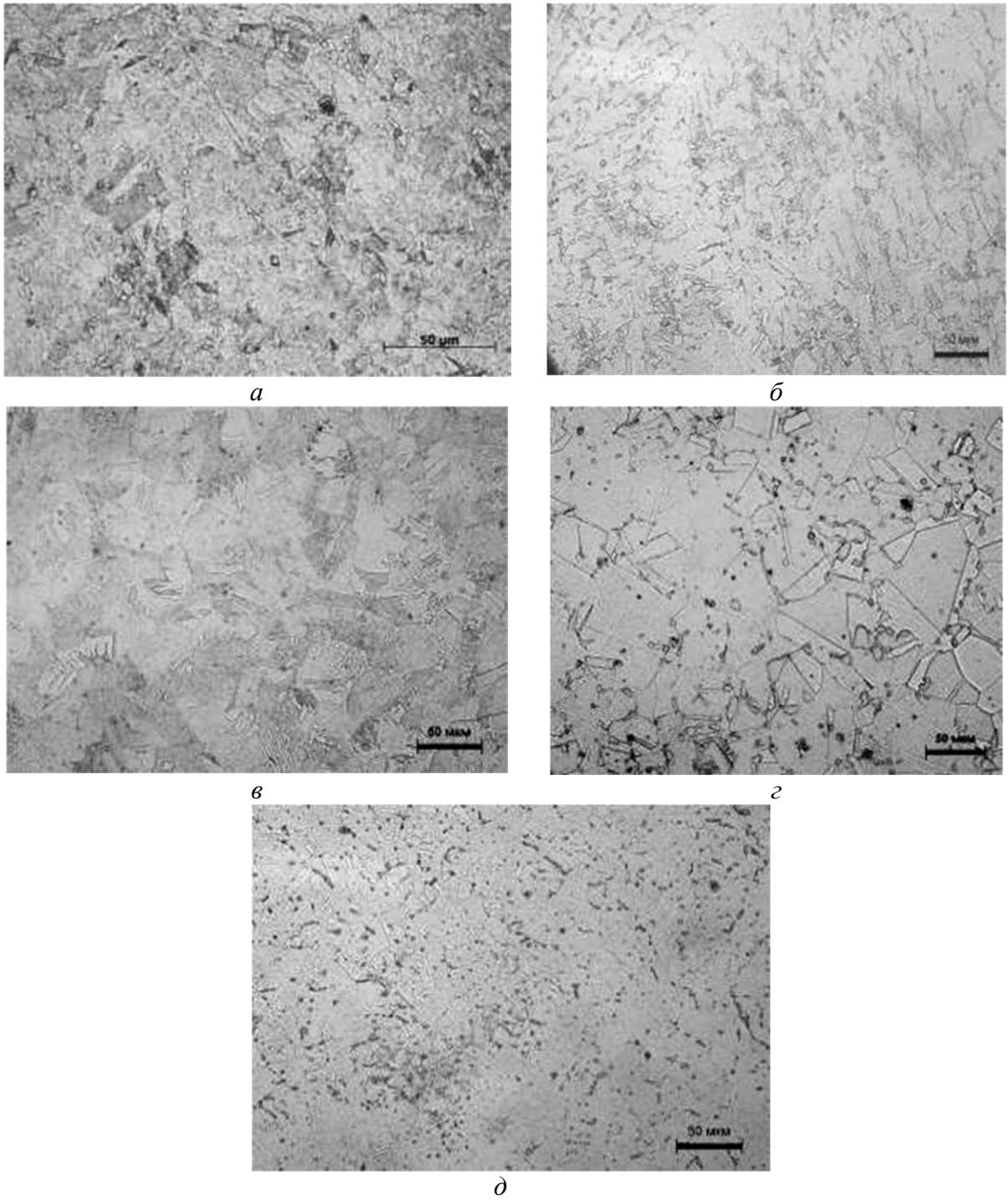


Рисунок 2.2 – Микроструктура закаленной от разных температур стали – 03X14H11KM2ЮТ:

*a* – 800 °C; *б* – 900 °C; *в* – 1000 °C; *г* – 1100 °C; *д* – 1200 °C

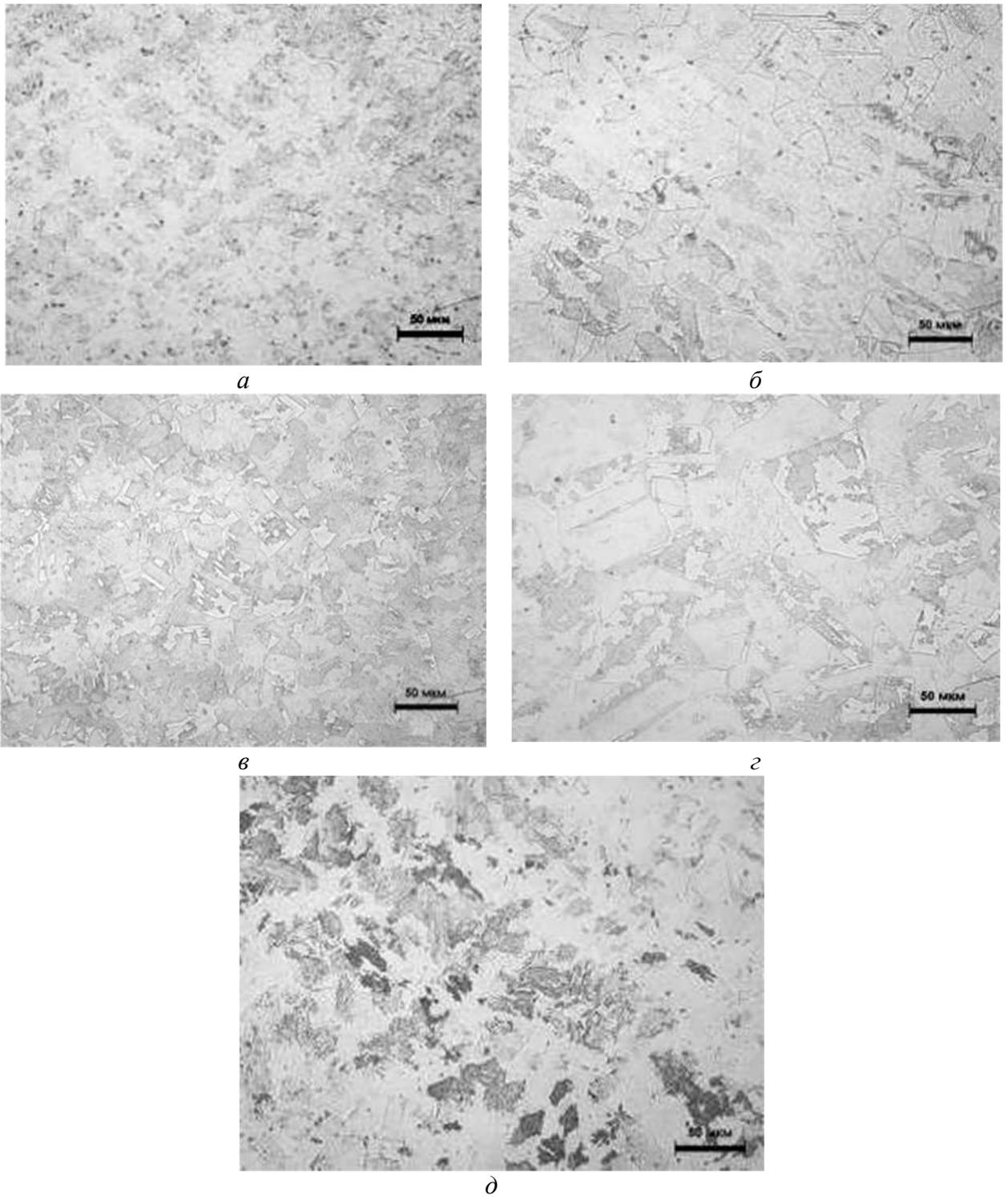
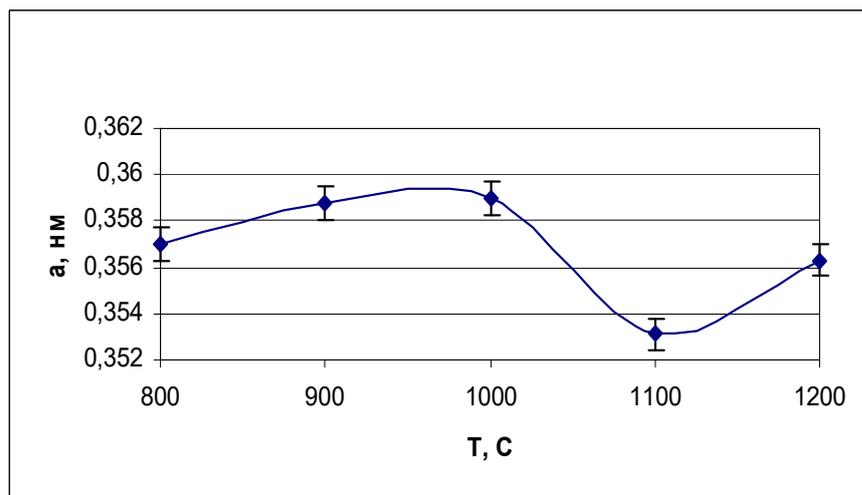


Рисунок 2.3 – Микроструктура закаленной от разных температур бескобальтовой стали 03X14N11M2ЮТ:  
*a* – 800 °C; *б* – 900 °C; *в* – 1000 °C; *z* – 1100 °C; *д* – 1200 °C

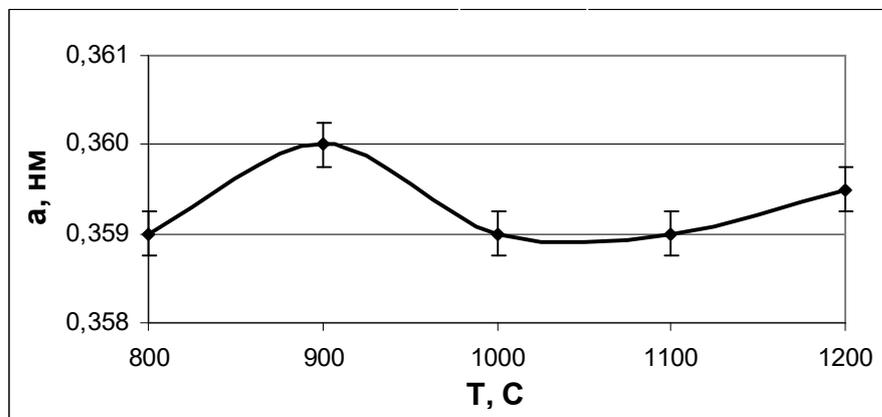
Некоторым исключением являются образцы, в структуре которых выделений второй фазы значительно меньше, чем в стали с пониженным кобальтом. Для сталей с пониженным содержанием кобальта в случае низкотемпературной закалки характерно и несколько меньшее количество двойников отжига в структуре.

При низкотемпературной закалке от 800 °С наблюдается повышенная травимость  $\gamma$ -твердого раствора, что свидетельствует о его неоднородности и присутствии частиц вторых фаз.

С повышением температуры нагрева под закалку от 800 – 1000 °С наблюдается растворение частиц присутствующей второй фазы, о чем свидетельствует незначительное увеличение периода кристаллической решетки аустенита (рис. 2.4).



*а*



*б*

Рисунок 2.4 – Влияние температуры нагрева под закалку на период решетки аустенита по линии (311): *а* – 03X14H11K5M2ЮТ; *б* – 03X14H11KM2ЮТ

Полученные данные хорошо согласуются и с характером изменения твердости стали после закалки с разных температур нагрева (рис. 2.5).

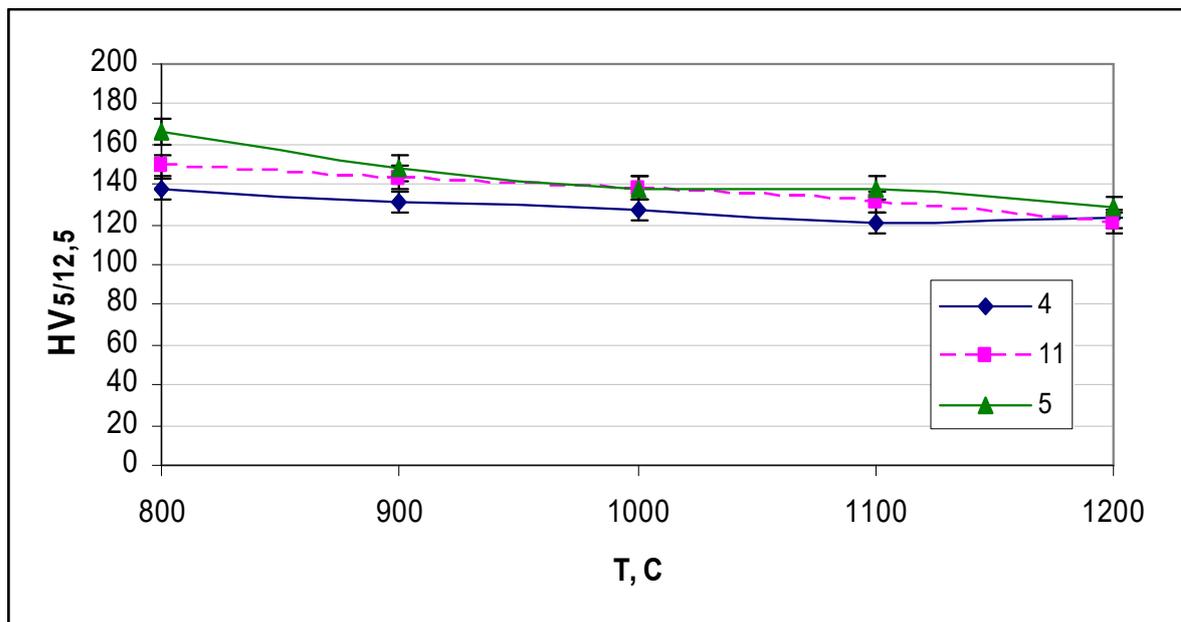


Рисунок 2.4 – Микротвердость поверхности образцов исследованных МАС после закалки в широком интервале температур 03X14H11K5M2ЮТ (кривая 4); 03X14H11KM2ЮТ (кривая 5), 03X14H11M2ЮТ (кривая 11)

Дальнейший рост температуры закалки (выше 1100 °C) ведет к росту аустенитного зерна. В структуре стали с экономным легированием кобальтом после закалки отмечается некоторое количество  $\delta$ -феррита, о чем свидетельствует появление слабой намагниченности. Доля  $\delta$ -феррита растет с повышением температуры нагрева под закалку.

Следует отметить положительное влияние  $\delta$ -феррита в стали с экономным легированием кобальтом. Фаза  $\delta$ -феррита сдерживает рост зерна аустенита при высокотемпературном нагреве во время закалки.

Фазовый рентгеноструктурный анализ всех закаленных от 800 – 1000 °C сталей показал, что кроме основной фазы, которой является аустенит, в структуре можно отметить присутствие небольшого количества предположительно  $\chi$ -фазы (CrNiMoTi), количество которой уменьшается с повышением температуры нагрева под закалку. Дифрактограммы исследуемых сталей приведены на рис. 2.6 – 2.8.

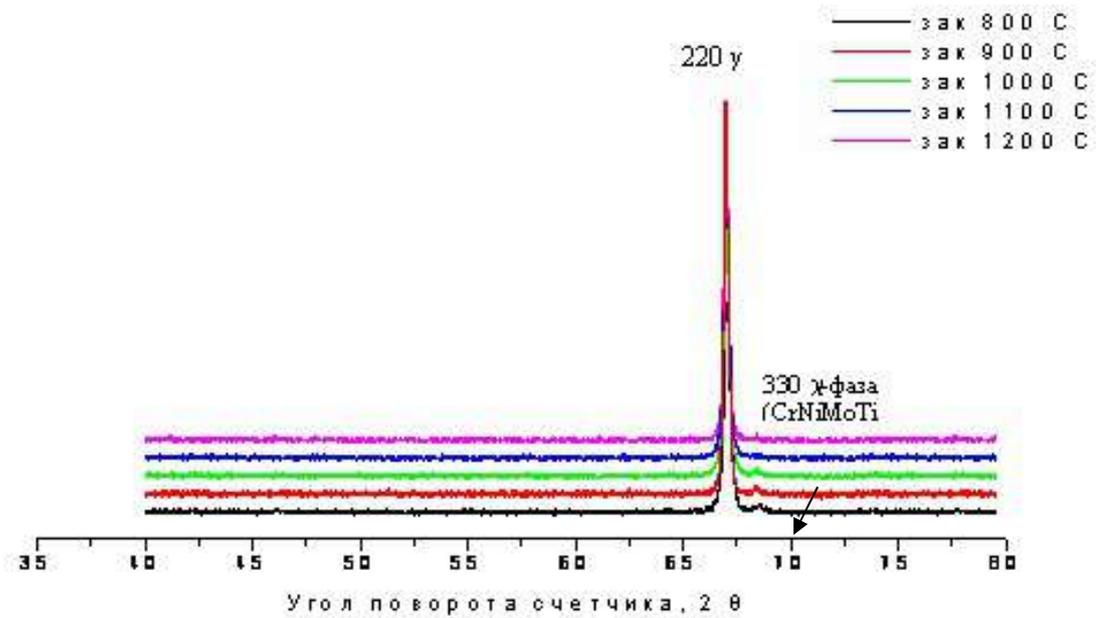


Рисунок 2.6 – Дифрактограммы стали 03X14N11K5M2ЮТ (при закалке от температур 800 – 1200 °С)  $\text{CrK}\alpha_1$  излучение

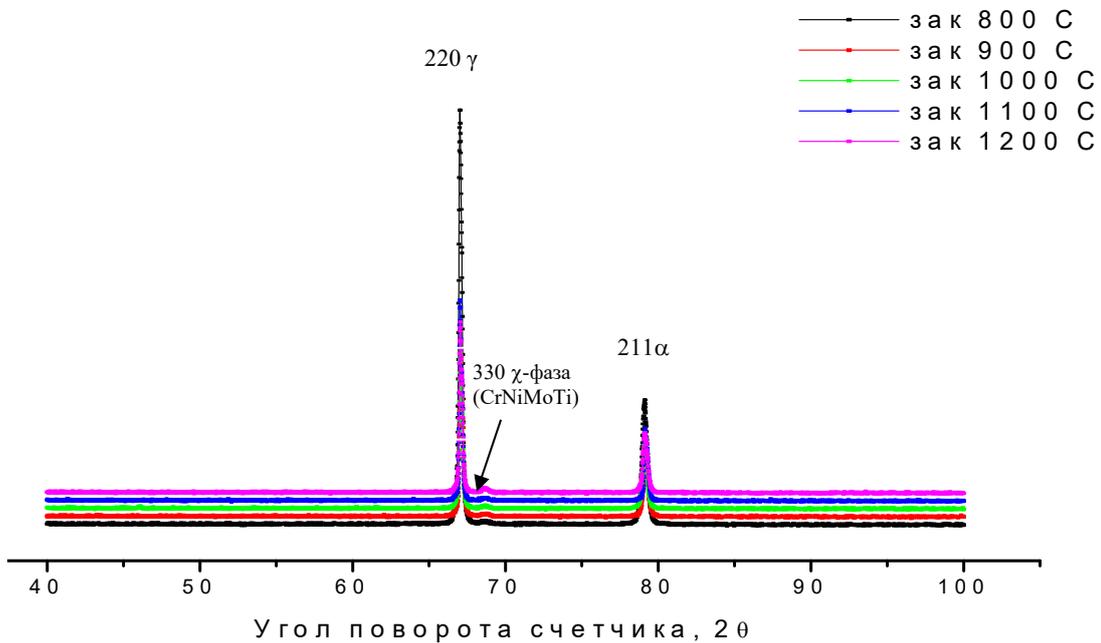


Рисунок 2.7 – Дифрактограммы стали 03X14N11KM2ЮТ (при закалке от температур 800 – 1200°С)  $\text{CrK}\alpha_1$  излучение

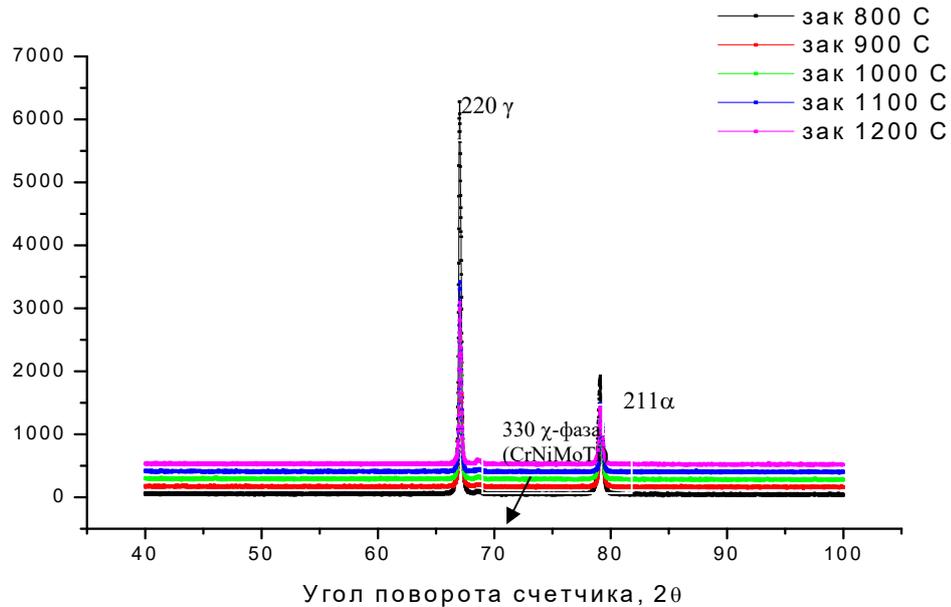


Рисунок 2.8 – Дифрактограммы стали 03X14N11M2ЮТ (при закалке от температур 800 – 1200 °С)  $\text{CrK}_{\alpha 1}$  излучение

Растворение  $\chi$ -фазы приводит к обогащению твердого раствора ферритообразующими элементами (хромом, молибденом, алюминием и др.), что, по-видимому, и является причиной возникновения  $\delta$ -феррита за счет  $\gamma \rightarrow \delta$  превращения (рис. 2.7, 2.8). В стали, содержащей 5 % кобальта после закалки от 1100 °С  $\delta$ -феррит не фиксируется, данная сталь обладает более однородной структурой. Гомогенизировать аустенит в этой стали не получилось даже закалкой с 1200 °С. В структуре сохраняется некоторое количество равномерно распределенных карбонитридных включений (далее показаны данные микрорентгеноспектрального анализа (МРСА)).

Приведенные на рисунке 2.9 – 2.11 данные электронно-микроскопического исследования позволяют уточнить природу второй фазы, которая наблюдалась в исследуемых сталях, закаленных от 1000 °С. На электронограммах видно, что выделяющаяся из аустенита, интерметаллидная фаза расшифровывается как  $\chi$ -фаза с кубической решеткой (рис. 2.10 – 2.11). Результаты анализа тонкой структуры закаленных сталей указывают на наличие высокой плотности дислокаций в аустените закаленных от 1000 °С образцов (рис. 2.9).

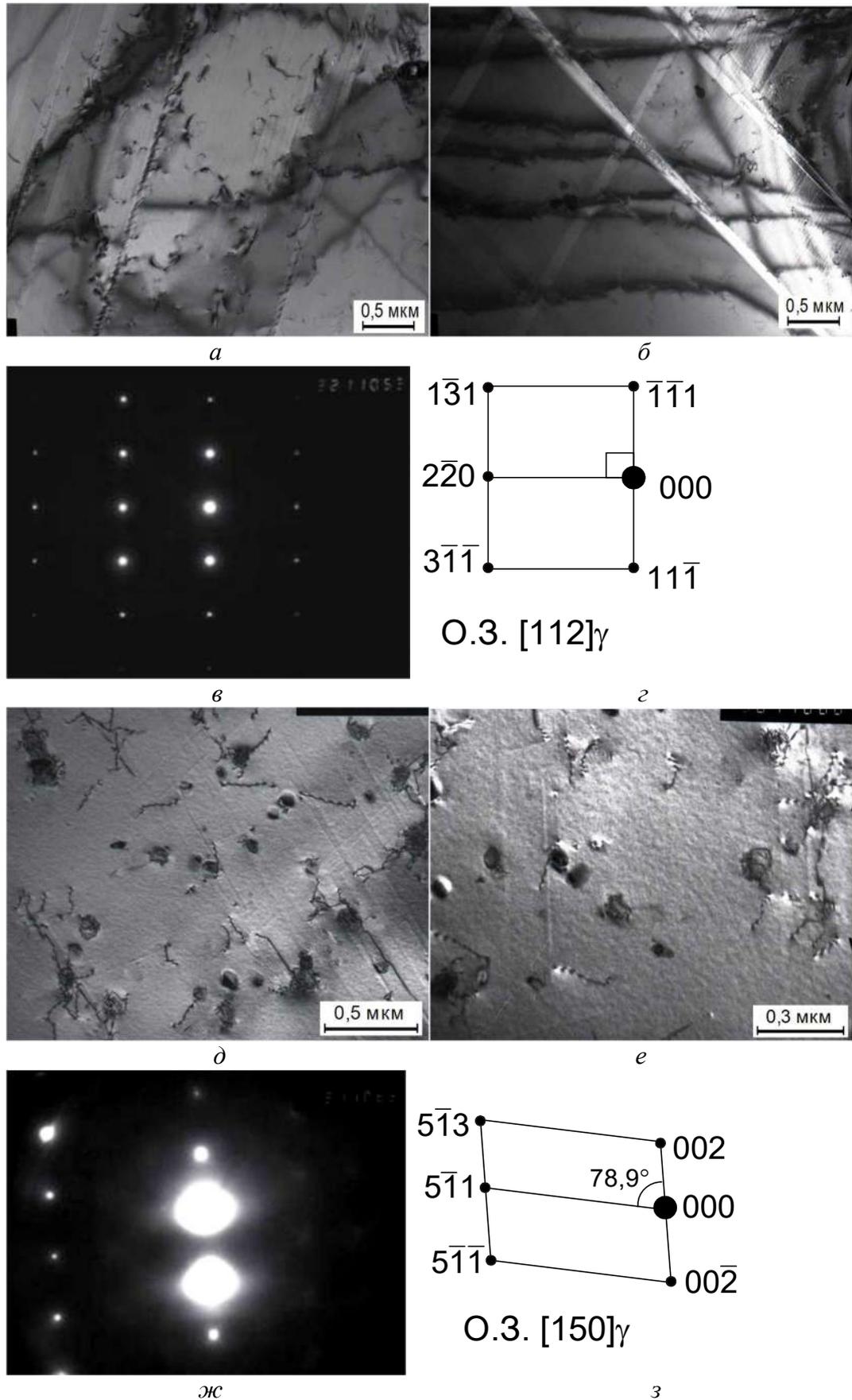


Рисунок 2.9 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) стали 03X14N11K5M2ЮТ: *a*, *d* – светлопольное изображение; *в*, *ж* – микродифракция; *z*, *з* – схема расшифровки; *б*, *е* – темнопольное изображение в рефлексе  $(002)_\gamma$

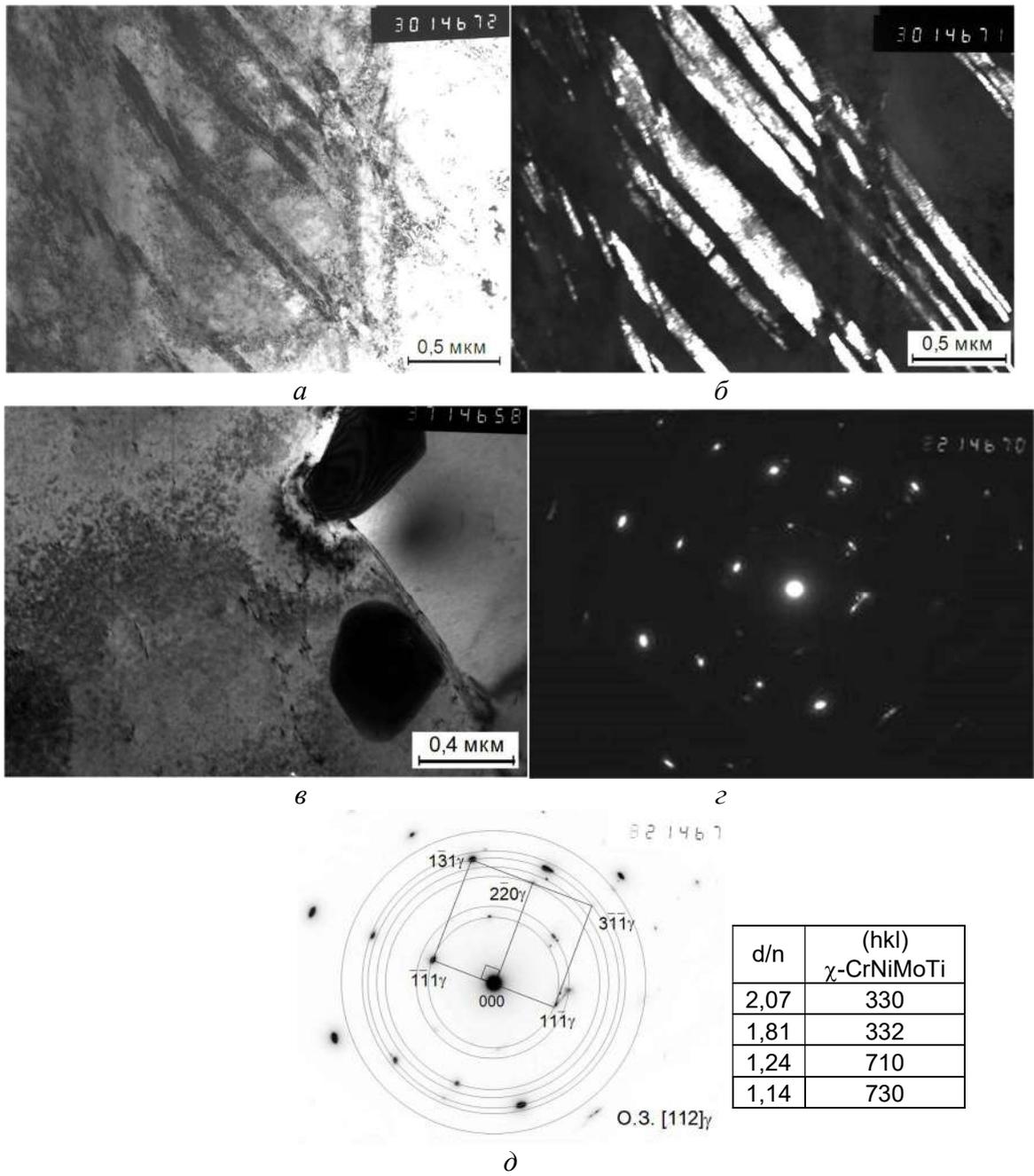


Рисунок 2.10 – Электронные микрофотографии фольги закаленной (от 1000 °С) стали 03X14N11KM2ЮТ:

*a, в*– светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(\bar{1}\bar{1}1)\gamma$ ; *г* – микродифракция; *д* – схема расшифровки

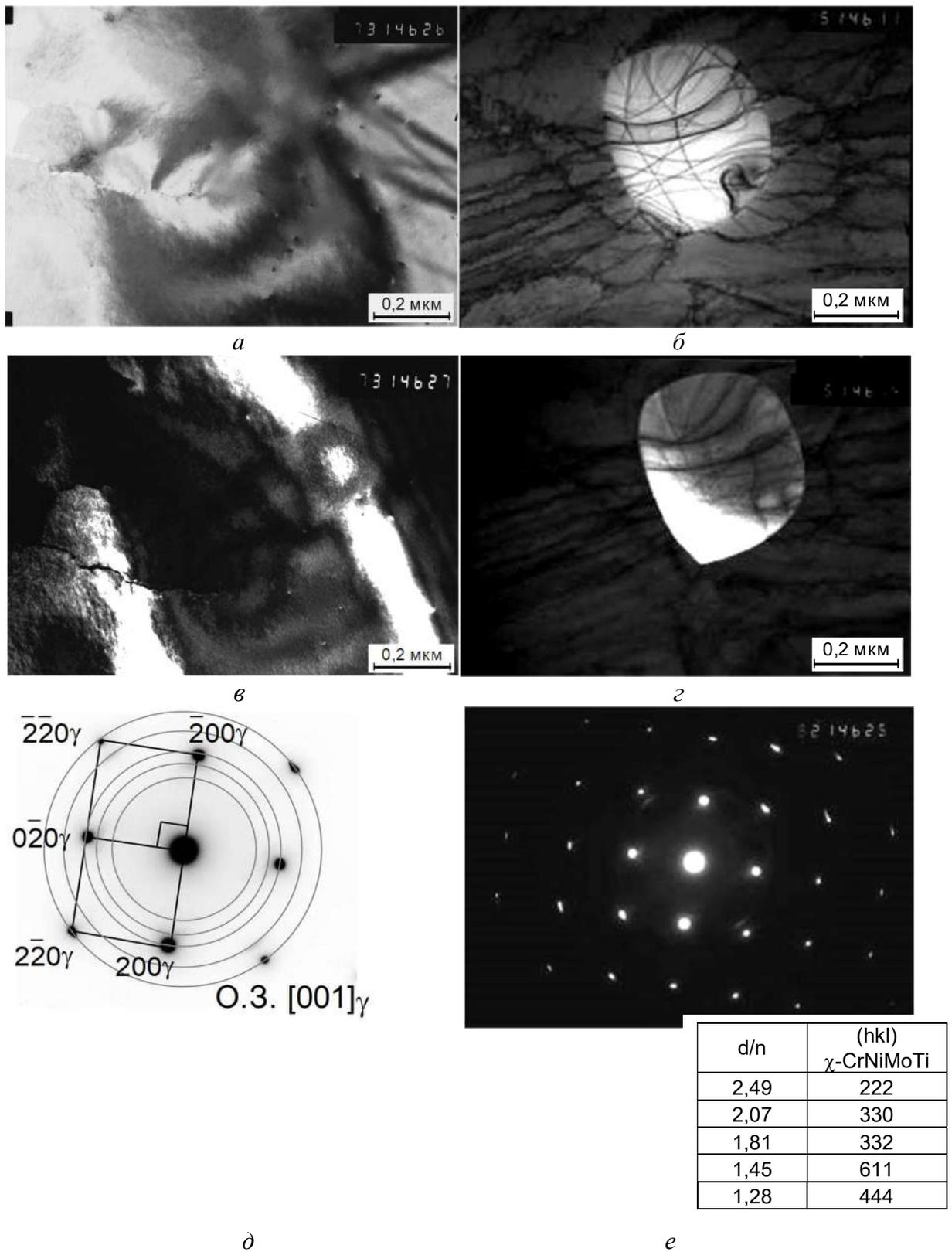


Рисунок 2.11 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) стали 03X14N11M2ЮТ: *a* – светлопольное изображение; *б* – светлопольное изображение; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (200)  $\gamma$ ; *г* – темнопольное изображение в рефлексе (222)  $\chi$ -CrNiMoTi; *д* – микродифракция; *е* – схема расшифровки

По данным микрорентгеноспектрального анализа образцов, закаленных от 1000 °С (рис. 2.12), все исследованные стали в структуре содержат две фазы: высокотемпературную интерметаллидную  $\chi$ -фазу, с повышенным содержанием хрома, никеля, молибдена и алюминия, и карбонитриды (Ti,Fe,Ni)(C,N).

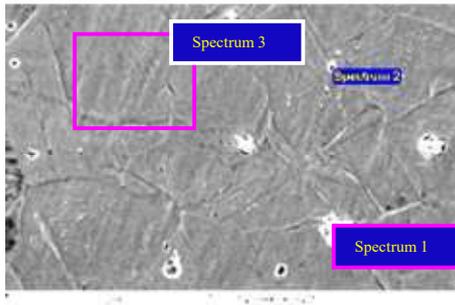
Отмечается, что в кобальтсодержащих сталях обнаруженная высокотемпературная интерметаллидная  $\chi$ -фаза переменного состава, кроме указанных элементов содержит еще и кобальт, заменяющий в решетке атомы железа и никеля. Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава  $\chi$ -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) из расчета на 58 атомов элементарной ячейки. В закаленных от 1000 °С образцах 03X14H11KM2ЮТ отмечалось повышенное количество интерметаллидной фазы. Выбор температуры нагрева под закалку обусловлен с одной стороны, растворением избыточных нежелательных интерметаллидных фаз, а с другой стороны получением однофазной аустенитной структуры и отсутствием интенсивного роста зерна. Поэтому в дальнейшем нагрев под закалку проводился с температуры 1000 – 1050 °С в воду.

Механические свойства всех исследуемых сталей после закалки от 1000 °С приведены в табл. 2.1.

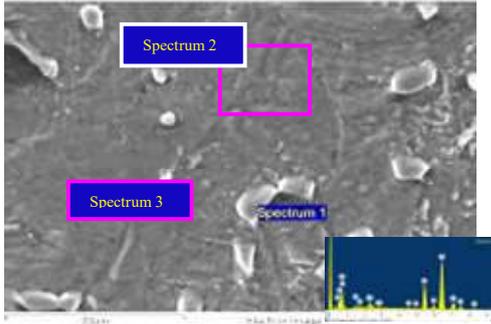
Таблица 2.1 – Механические свойства исследуемых сталей после закалки от 1000 °С

Марка	Фазовый состав, %		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, МДж/м <sup>2</sup>		A <sub>p</sub> /A <sub>z</sub> *	
	$\alpha$	$\gamma$						20° С	- 196° С	20° С	- 196° 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	-	-	-	-

\* на образцах 03X14H11M2ЮТ ударная вязкость не определялась ввиду ограниченного количества металла

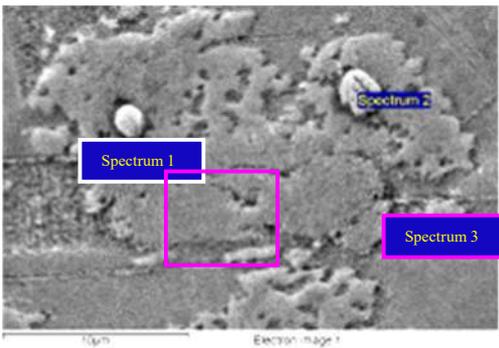


Element	Spectrum3		Spectrum2		Spectrum1		
	Weight%	At.%	Weight%	At.%	Weight%	At.%	
Al K	0.72	1.49	0.98	2.04	C K	7.13	14.99
Ti K	1.25	1.45	0.00	0.00	N K	28.43	51.28
Cr K	15.17	16.23	21.58	23.20	Al K	0.23	0.21
Fe K	64.07	64.06	62.89	62.95	Ti K	59.17	31.20
Co K	4.87	4.60	4.05	3.84	Cr K	1.51	0.74
Ni K	11.15	10.57	5.02	4.78	Fe K	3.03	1.37
Mo L	2.77	1.60	5.48	3.19	Ni K	0.49	0.21
Totals	100.00						



*a*

Element	Spectrum1		Spectrum2		Spectrum3	
	Weight%	At.%	Weight%	At.%	Weight%	At.%
Al K	1.27	2.61	0.98	2.00	1.17	2.39
Ti K	0.34	0.39	0.36	0.42	0.43	0.50
Cr K	20.67	21.98	16.19	17.16	16.30	17.33
Fe K	66.40	66.27	69.19	68.96	68.30	67.57
Ni K	6.07	5.72	10.52	9.88	11.69	11.00
Mo L	5.25	3.03	2.76	1.58	2.11	1.21
Totals	100.00					



*б*

Element	Spectrum1		Spectrum2		Spectrum3		
	Weight%	At.%	Weight%	At.%	Weight%	At.%	
Al K	0.89	1.83	0.75	1.56	C K	5.32	12.54
Ti K	0.58	0.66	0.00	0.00	N K	25.01	50.55
Cr K	15.85	16.87	21.10	22.76	Ti K	19.95	11.79
Fe K	69.17	68.54	66.29	66.57	Cr K	8.52	4.64
Ni K	11.76	11.08	5.90	5.63	Fe K	33.49	16.98
Mo L	1.75	1.01	5.96	3.48	Ni K	6.49	3.13
Totals	100.00						

*в*

Рисунок 2.12 – Микрорентгеноспектральный анализ исследуемых закаленных от 1000 °С сталей: *a* – 03X14H11K5M2ЮТ; *б* – 03X14H11KM2ЮТ; *в* – 03X14H11M2ЮТ

После закалки механические свойства всех исследуемых сталей характеризуются максимальной пластичностью ( $\delta = 52\text{--}64\%$ ,  $\psi = 76\text{--}86\%$ ) и вязкостью ( $KCV = 2,26\text{--}3,69$  МДж/м<sup>2</sup>), а также не высокими значениями прочности, предела текучести и твердости (табл. 2.1).

Различие механических свойств для закаленных от 1000 °С сталей незначительное и объясняется колебаниями химического состава в пределах марочного и достигнутым пересыщением  $\gamma$ -твердого раствора.

2.1.1 Влияние высокотемпературной закалки метастабильных аустенитных сталей 03X14H11K5M2ЮТ, 03X14H11KM2ЮТ, 03X14H11M2ЮТ на структуру, механические свойства и фазовый состав в зоне разрушения при комнатной и пониженной (-196 °С) температурах

Образцы с V-образным надрезом закаленных от 1000 °С безуглеродистых сталей (рис. 2.13) были подвергнуты ударному разрушению на маятниковом копре.

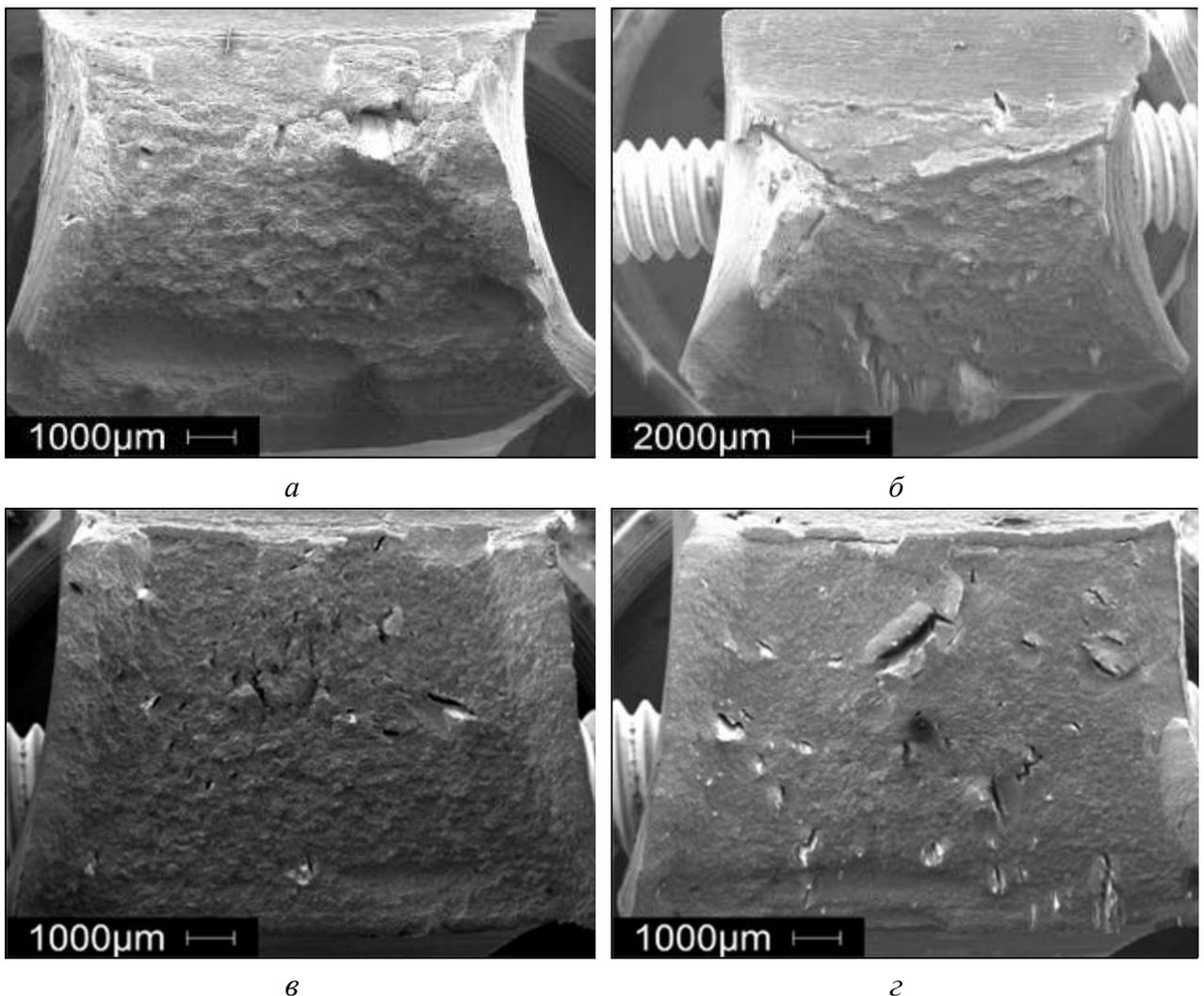


Рисунок 2.13 – Макростроение изломов ударных образцов закаленных от 1000° С сталей: *а* – 03X14H11K5M2ЮТ (20 °С); *б* – 03X14H11KM2ЮТ (20 °С); *в*– 03X14H11K5M2ЮТ (-196 °С); *г* – 03X14H11KM2ЮТ (-196 °С)

V-образный надрез был обусловлен тем, что в условиях испытаний с U-образным надрезом образцы не удалось подвергнуть полному разрушению (рис. 2.14).

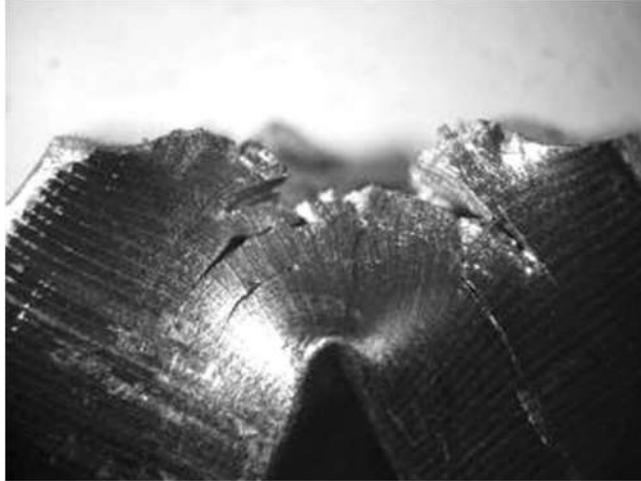


Рисунок 2.14 – Профиль ударного образца с U-образным надрезом (03X14H11KM2ЮТ при 20 °С)

Анализ диаграмм ударного нагружения, зарегистрированных в координатах «нагрузка-прогиб», позволяет выделить из общей работы разрушения образца ( $A$ ) ее составляющие: работу зарождения трещины ( $A_3$ ) и работу распространения трещины ( $A_p$ ), рассчитать пиковое усилие, определить напряжения пластического течения.

Сравнительный анализ результатов испытаний указанных сталей с кобальтом и без кобальта показал, что стали с кобальтом обладают повышенным сопротивлением росту трещин и, соответственно, запасом конструкционной прочности во всем температурном диапазоне динамических испытаний, что характерно для всех сталей, принадлежащих к аустенитному классу.

С понижением температуры испытаний до минус 196 °С соотношение работ распространения и зарождения трещины ( $A_p/A_3$ ) снижается, что указывает на уменьшение динамической трещиностойкости сталей при ударном нагружении в криогенной области (табл. 2.1).

Фрактографический анализ изломов показал, что процесс разрушения закаленных образцов всех исследуемых сталей развивается по внутризеренному механизму с образованием вязких ямок, размер которых определяется уровнем энергоемкости разрушения. Отметим, что более

высоким значениям ударной вязкости стали 03X14H11K5M2ЮТ ( $KCV = 3,69 \text{ МДж/м}^2$ ) соответствуют более крупные энергоемкие ямки.

С понижением температуры испытания до минус  $196 \text{ }^\circ\text{C}$  соотношение работ распространения и зарождения трещины ( $A_p/A_z$ ) снижается, что аналогично указывает на уменьшение динамической трещиностойкости сталей при ударном нагружении в низкотемпературной области.

В изломах сталей, полученных при температуре жидкого азота, сохраняется преимущественно вязкий ямочный механизм разрушения при некотором уменьшении размера ямок (рис. 2.15, в). Проведенный рентгеноструктурный анализ поверхности изломов ударных образцов сталей разного состава показал, что в процессе ударных испытаний в зоне разрушения дополнительно образуется ОЦК-мартенсит деформации.

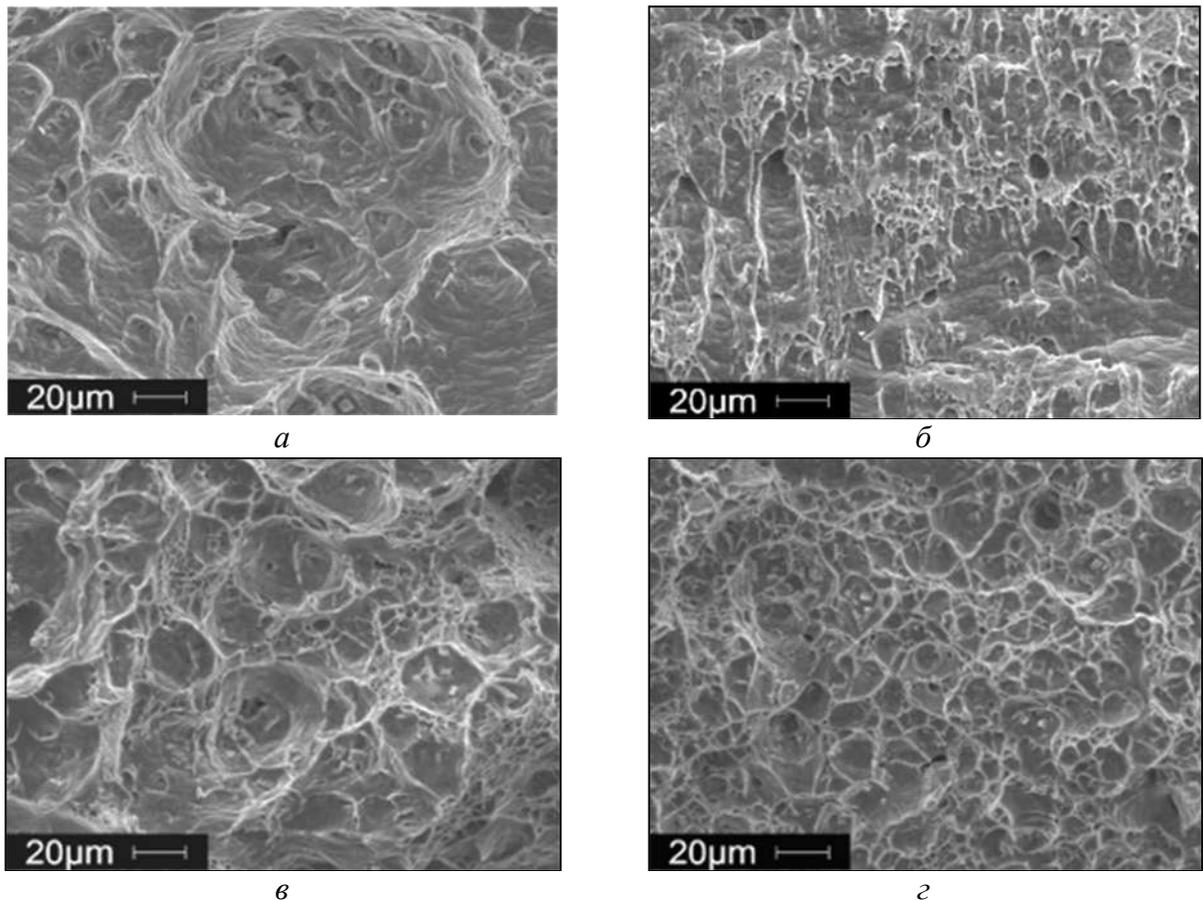


Рисунок 2.15 – Микростроение поверхности изломов ударных образцов:  
*a* – 03X14H11K5M2ЮТ ( $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ); *б* – 03X14H11KM2ЮТ ( $20 \text{ }^\circ\text{C}$ );  
*в* – 03X14H11K5M2ЮТ ( $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ ); *г* – 03X14H11KM2ЮТ ( $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ )

Для оценки количества дополнительно образующегося мартенсита деформации был проведен рентгеноструктурный анализ поверхности изломов ударных образцов сталей обеих групп, который показал, что в изломах аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ в процессе ударных испытаний при 20 и -196°С зафиксировано от 11 до 16 % и от 80 до 90 % мартенсита, соответственно (табл. 2.2). В стали с пониженным кобальтом 03X14H11KM2ЮТ при комнатной температуре испытаний наблюдается практически вдвое большее количество ОЦК-фазы, которая складывается из мартенсита деформации и  $\delta$ -феррита.

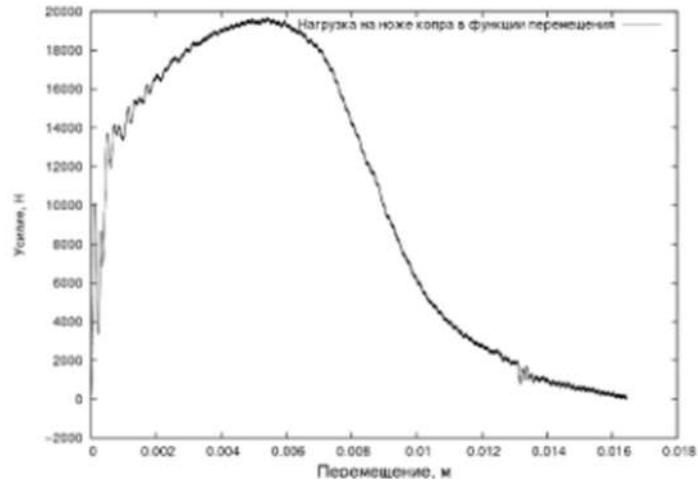
Таблица 2.2– Фазовый состав исследуемых сталей в местах излома после разрушения

Марка	Количество $\alpha'$ - мартенсита деформации (%)	
	20°С	-196°С
03X14H11K5M2ЮТ	15	80
03X14H11KM2ЮТ	30	78

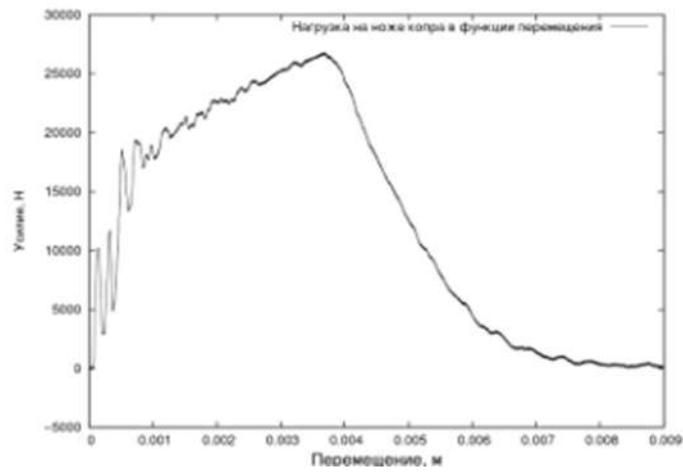
По-видимому, образование значительного количества мартенсита деформации в изученных метастабильных сталях способствует росту энергоемкости разрушения за счет проявления мартенситного превращения при ударных испытаниях и сохранению повышенных значений ударной вязкости при понижении температуры испытаний от комнатной до температуры жидкого азота (табл. 2.1 и 2.2). Типичные диаграммы ударного нагружения изученных сталей, полученные при 20 и минус 196 °С (рис. 2.16), указывают на преимущественно вязкий характер разрушения образцов в изученном температурном интервале.

Однако при температуре испытаний минус 196 °С на образцах стали 03X14H11KM2ЮТ уменьшение нагрузки после достижения максимума происходит более резко, чем при комнатной температуре (эффект «хрупкого скачка трещины»). Это может указывать на снижение вклада пластической

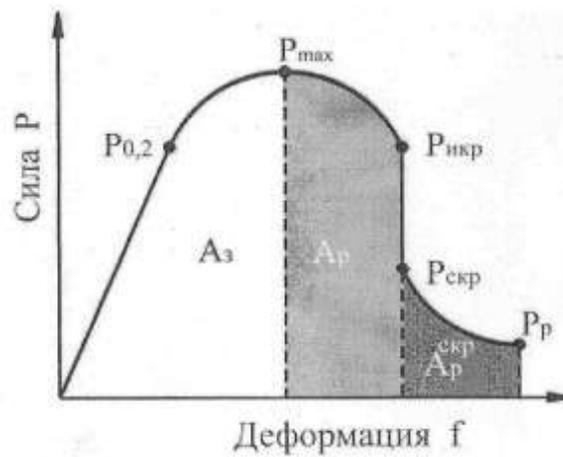
деформации в процесс разрушения и переходу к начальной стадии хрупкого разрушения на завершающем участке роста трещины [37, 38].



*а*



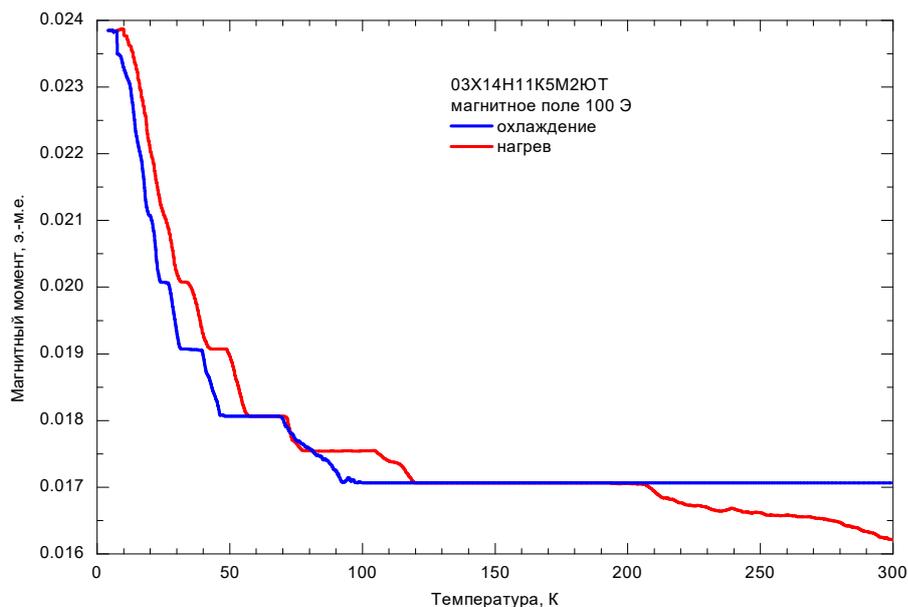
*б*



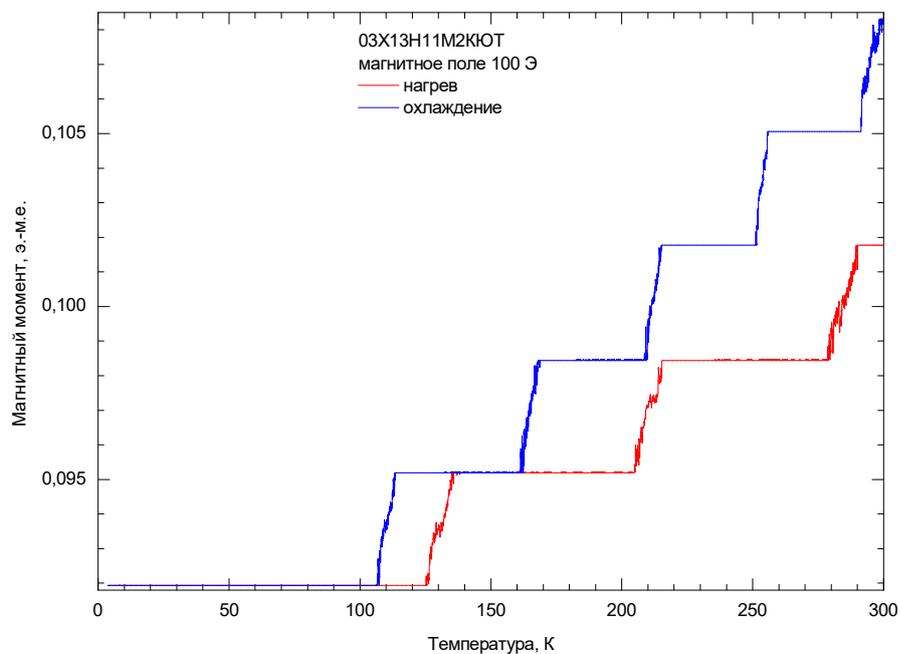
*в*

Рисунок 2.16 – Диаграмма ударного нагружения исследуемых сталей: *а* – 03X14N11K5M2ЮТ при 20°C; *б* – 03X14N11KM2ЮТ при -196°C; *в* – расшифровка по Ботвиной [36]

Для того, чтобы отделить количество мартенсита деформации, полученного в результате ударного нагружения от возможного мартенсита охлаждения была предпринята попытка определения мартенситной точки для исследуемых сталей на ремаграфе при охлаждении до температур жидкого гелия с последующим отогревом до комнатной температуры. Кривые изменения магнитных характеристик приведены на рисунке 2.17.



*a*



*б*

Рисунок 2.17 – Кривые магнито-термического анализа при нагреве и охлаждении сталей – 03X14N11K5M2ЮТ (а) и –03X14N11KM2ЮТ (б).  
Исходное состояние – высокотемпературная закалка от 1000 °С

Точки мартенситного превращения зафиксировано не было. Стали обеих групп проявляют стабильные магнитные характеристики вплоть до температуры  $-173^{\circ}\text{C}$ . Следует отметить аномальное поведение магнитного момента стали 03X14N11KM2ЮТ. Снижение магнитных характеристик с уменьшением температуры, говорит о наличии в данной плавке антиферромагнетизма.

Наблюдается также относительное снижение магнитного момента с увеличением содержания кобальта в составе стали, так марка 03X14N11K5M2ЮТ обладает меньшим магнитным моментом по сравнению со сталью 03X14N11KM2ЮТ, в структуре которой был обнаружен  $\delta$ -феррит.

Таким образом, измерения магнитного момента в поле напряженностью 8 кА/м показали, что необратимых изменений фазового состава исследуемых сталей при охлаждении до температуры жидкого гелия и последующего нагрева до комнатной температуры не происходит.

Отсутствие изменений фазового состава после проведенных охлаждения и отогрева исследуемых сталей было подтверждено данными рентгеноструктурного анализа.\*

Весь образовавшийся в исследуемых сталях в результате ударного нагружения мартенсит, по-видимому, является мартенситом деформации.

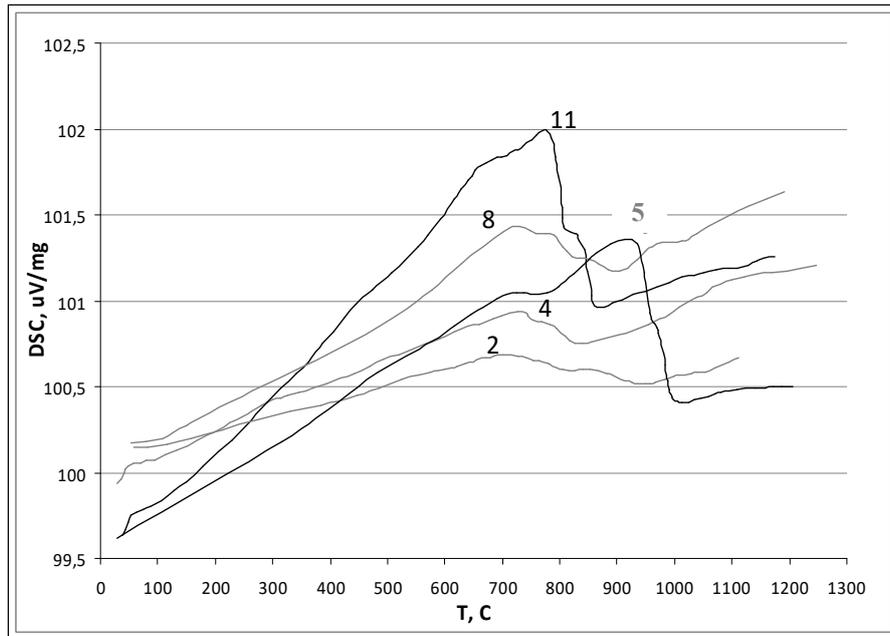
## **2.2 Влияние температуры старения после высокотемпературной закалки на структуру, свойства и фазовые превращения в сталях 03X14N11K5M2ЮТ и экономно легированных по кобальту**

С точки зрения выбора оптимальных режимов термообработки аустенитных сталей представляет практический интерес формирование микроструктуры, фазового состава и изменение свойств исследуемых сталей при нагреве. Исследование процессов, протекающих при непрерывном

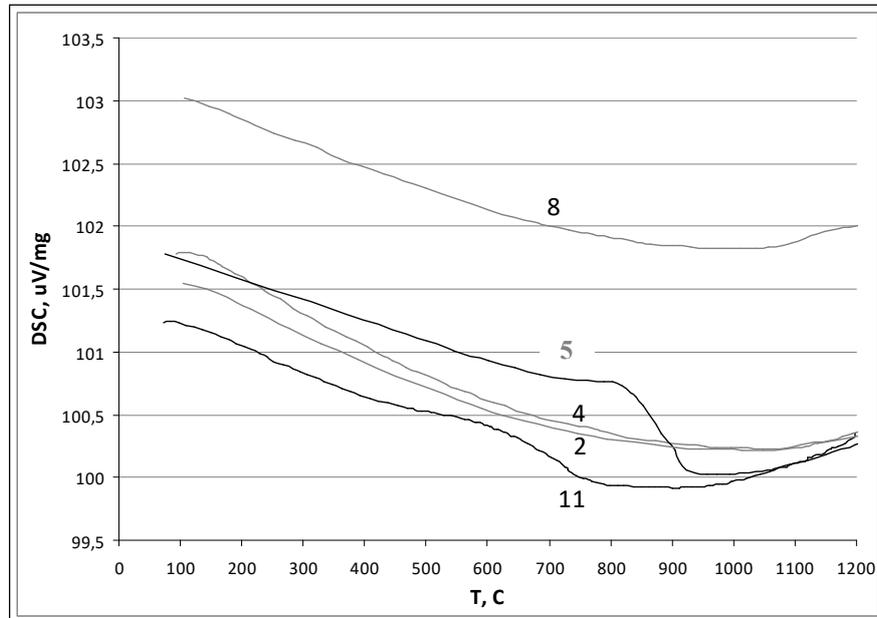
---

*\*Исследования проводились при участии Института металлургии УрО РАН, инновационно-технологический центр «АКАДЕМИЧЕСКИЙ»*

нагреве и охлаждении, проводили на образцах, закаленных от 1000 °С. Из анализа кривых ДСК (рис. 2.18) видно, что в ходе нагрева последовательно идут несколько процессов, связанных с выделением фаз, что отвечает представлениям о стадийности распада пересыщенных твердых растворов, а также наблюдаются эффекты эндотермической реакции, связанные с обратным растворением ранее выделившихся интерметаллидных фаз.



*a*



*б*

Рисунок 2.18 – Кривые дифференциально-сканирующего анализа при нагреве (*a*) и охлаждении (*б*) стали 03X14N11K5M2ЮТ (кривые 2, 4, 8) и 03X14N11KM2ЮТ (кривые 5, 11). Исходное состояние – закалка от 1000 °С

Обнаруживаются три экзотермических эффекта: очень слабый в интервале температур 400 – 500 °С и два высокотемпературных пика в интервале 650 – 800 °С. Первый наиболее слабый экзотермический пик в районе температур 400 – 500 °С связан, вероятно, с выделением, отвечающей за упрочнение, низкотемпературной интерметаллидной фазы NiAl ( $\gamma \rightarrow \text{NiAl}$ ). Это следует из результатов электронно-микроскопических исследований закаленных и состаренных при 500 °С образцов, приведенных далее (рис. 2.28 – 2.30). При проведении дюрометрических исследований закаленных и состаренных образцов при нагреве до температур не превышающих 500 °С, так же наблюдали небольшой рост прочностных свойств, связанных с протеканием процессов старения пересыщенного  $\gamma$ -твердого раствора (рис. 2.19). Высокотемпературные пики в районе ~ 650 – 750 °С, по-видимому, связаны с распадом  $\delta$ -феррита ( $\delta \rightarrow \chi + \gamma$ ) в сталях с низким кобальтом и выделением интерметаллидной  $\chi$ -фазы из  $\gamma$ -твердого раствора ~ 650 – 800 °С в сталях обеих групп легирования. Подобные закономерности наблюдались ранее в сталях мартенситностареющего класса [37, 39].

Явно выраженный эндоэффект на кривых ДСК в районе 850 – 1000 °С, связан, по видимому, с последующим растворением высокотемпературной  $\chi$ -фазы, приводящему к образованию  $\delta$ -феррита.

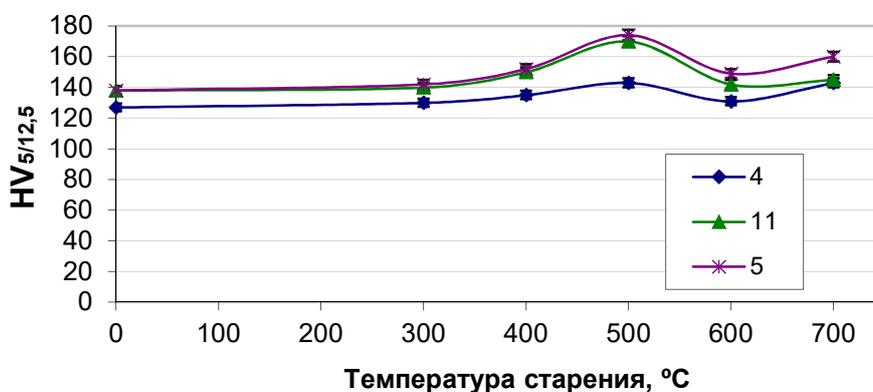
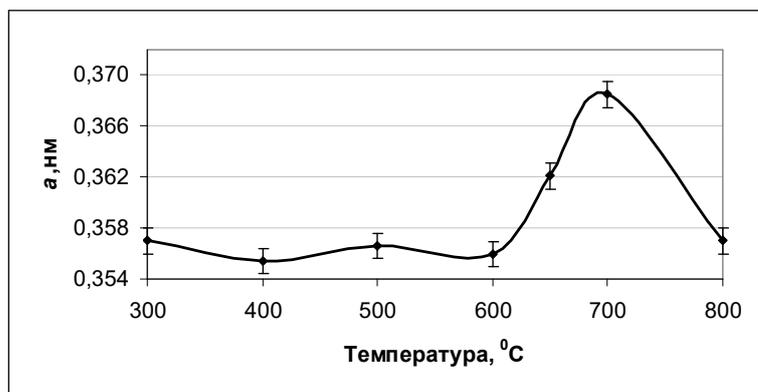
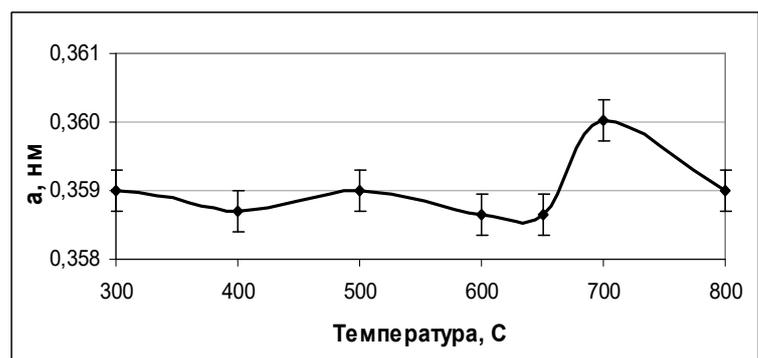


Рисунок 2.19 – Зависимость твёрдости от температуры старения после высокотемпературной (1000 °С) закалки аустенитных сталей 03X14H11K5M2ЮТ (кривая 4), 03X14H11KM2ЮТ (кривая 5) и 03X14H11M2ЮТ (кривая 11)

Распад пересыщенного твердого раствора сопровождается некоторым уменьшением периода кристаллической решетки аустенита, связанным с выделением интерметаллидных фаз, низкотемпературной интерметаллидной фазы в районе 400 °С и высокотемпературной – выше 700 °С, соответственно (рис. 2.20).



а



б

Рисунок 2.20 – Влияние температуры старения на период решетки аустенита по линии (311): а – 03X14N11K5M2ЮТ; б – 03X14N11M2ЮТ

Сравнение кривых ДСК стали 03X14N11K5M2ЮТ и экономно легированной по кобальту выявляет качественную аналогию процессов, протекающих в данных сталях при нагреве внутри группы. В тоже время имеет место некоторое смещение температурных интервалов в область более высоких температур, а также бóльшая величина теплового эффекта для стали без кобальта при нагреве, это можно объяснить различием химического состава и степенью пересыщенности легирующими элементами  $\gamma$ -твердого раствора. Следовало бы ожидать, что величина теплового эффекта, наблюдаемая методом ДСК, в определенной степени отвечает объемной доле

выделяющейся фазы, т.е. большему по площади тепловому эффекту должно соответствовать большее количество выделяющейся фазы. Но это верно только в том случае, когда выделяющаяся фаза в сталях одна и та же, так как тепловой эффект выделения различных фаз неодинаков [40, 41].

Можно также отметить, что у обеих групп сталей высокотемпературная интерметаллидная фаза выделяется из аустенита.

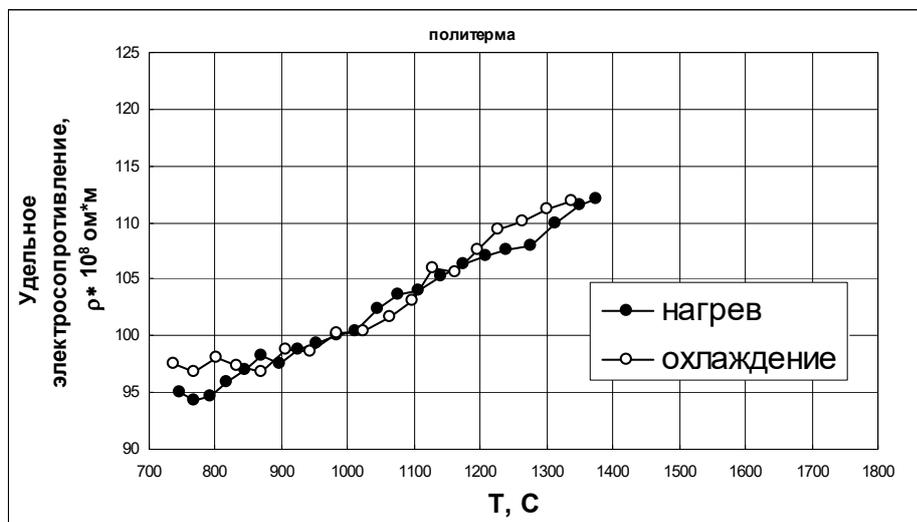
Изучение микроструктуры сталей, закаленных от 1000 °С с последующим старением в интервале температур 300 – 700 °С, не выявило существенных изменений. Следует отметить, что кривые охлаждения сталей 03X14N11K5M2ЮТ и 03X14N11KM2ЮТ не идентичны. Анализ кривых охлаждения сталей с пониженным содержанием кобальта в интервале температур 900 – 700 °С показал наличие экзотермического эффекта, связанного, очевидно, с распадом фазы (см. рис. 2.18, б).

Известно, что легирование коррозионностойких сталей кобальтом в ряде случаев является необходимым, так как кобальт подавляет нежелательное образование  $\delta$ -феррита в сталях. Очевидно, экзотермический эффект в стали 03X14N11KM2ЮТ с пониженным содержанием кобальта при охлаждении из высокотемпературной области связан с распадом  $\delta$ -феррита, с образованием в интервале 900 – 700 °С  $\chi$ -фазы переменного состава и обедненного легирующими элементами  $\delta$ -феррита ( $\delta \rightarrow \chi + \delta'$ ) [42].

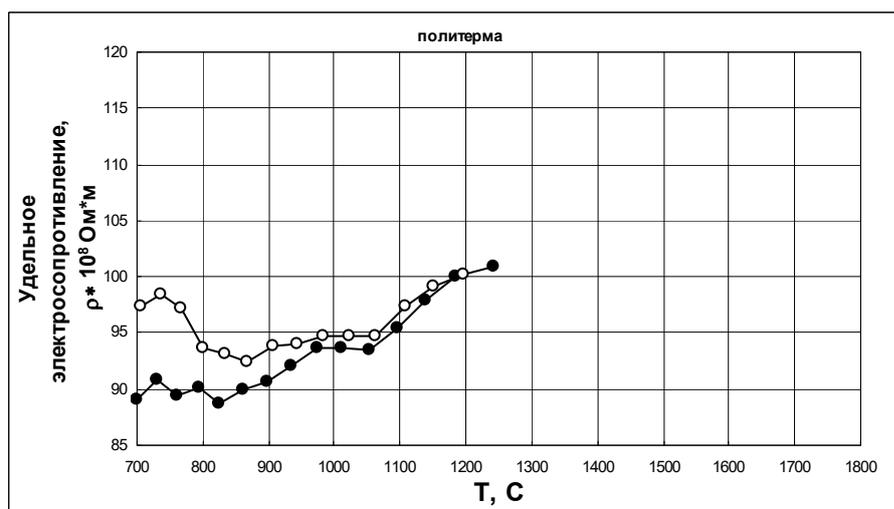
Данные по измерению удельного электросопротивления исследуемых сталей при нагреве и охлаждении, приведенные на рисунке 1.21, указывают на закономерное увеличение электросопротивления с повышением температуры. Появление площадки в интервале температур 950 – 1050 °С, соответствует, по видимому, образованию однофазного твердого раствора.

Интересно отметить наличие гистерезиса свойств у стали 03X14N11KM2ЮТ на кривых нагрева и охлаждения, по сравнению с полной обратимостью электросопротивления для стали 03X14N11K5M2ЮТ. Его наличие, также как и экзотермический эффект на кривых ДСК при

охлаждении, указывают на выделение  $\chi$ -фазы из  $\delta$ -феррита для сталей без кобальта, чего не наблюдается для стали 03X14H11K5M2ЮТ, с повышенным содержанием кобальта.



а



б

Рисунок 2.21 – Влияние температуры нагрева и охлаждения на электросопротивление закаленных сталей: а – 03X14H11K5M2ЮТ; б – 03X14H11KM2ЮТ

Микроструктура сталей, состаренных в течение 1 ч, в интервале температур 300 – 700 °С после закалки от 1000 °С, приведена на рисунке 2.22 – 2.24. Отмечаем стабильность структуры в широком интервале температур (до 600 – 650 °С).

Заметные изменения, наблюдаемые в оптический микроскоп, наступают при нагреве выше 650 °С. При более высоких температурах

начинается распад аустенита, на который указывали данные рентгеноструктурного и фазового анализа, а также повышенная травимось, связанная с неоднородностью химического состава аустенита.

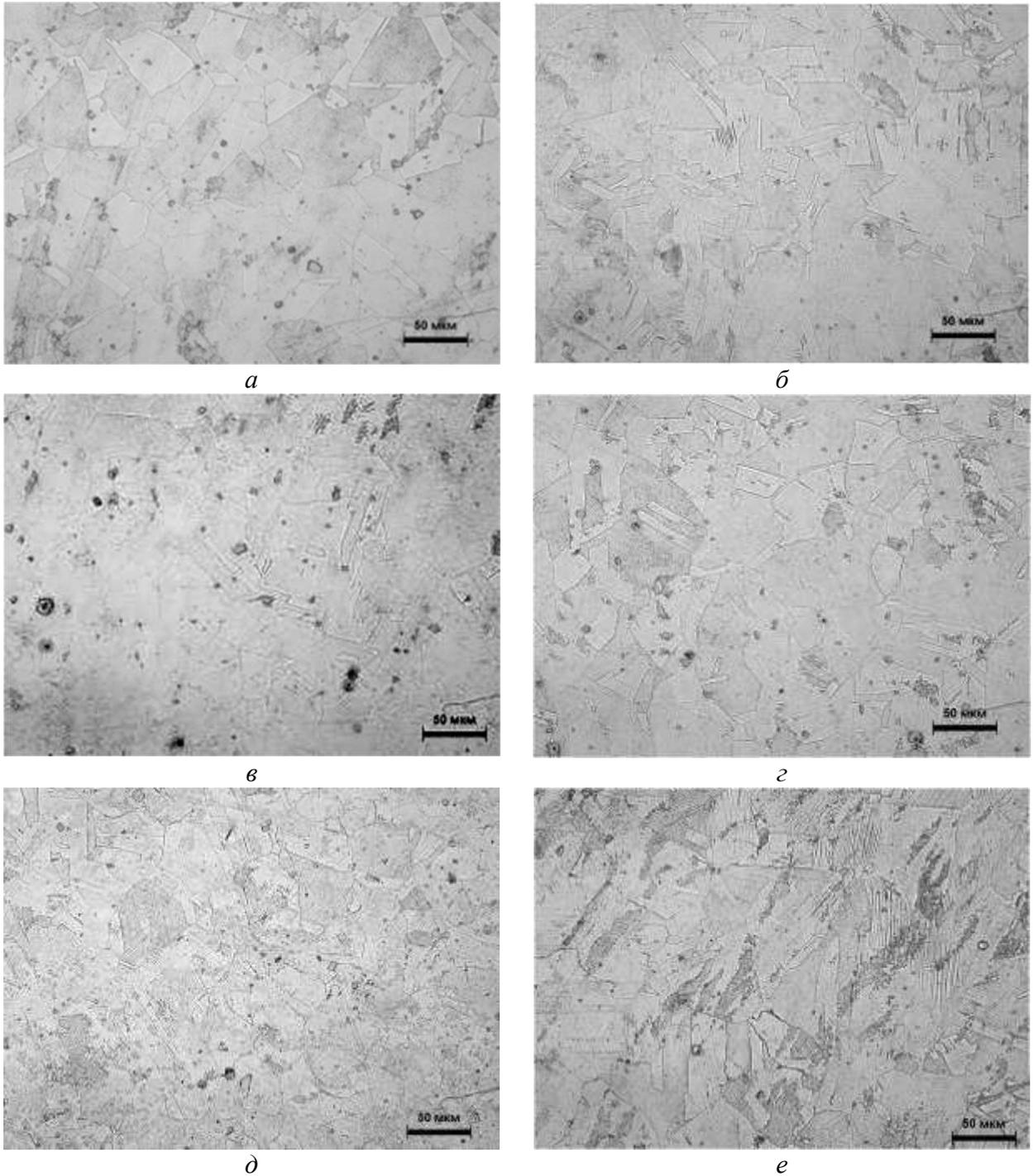


Рисунок 2.22 – Микроструктура закаленной от 1000°C и состаренной в течение 1 ч стали 03X14N11K5M2ЮТ:  
*a* – старение 300°C; *б* – старение 400°C;  
*в* – старение 500°C; *г* – старение 600°C;  
*д* – старение 650°C; *е* – старение 700°C

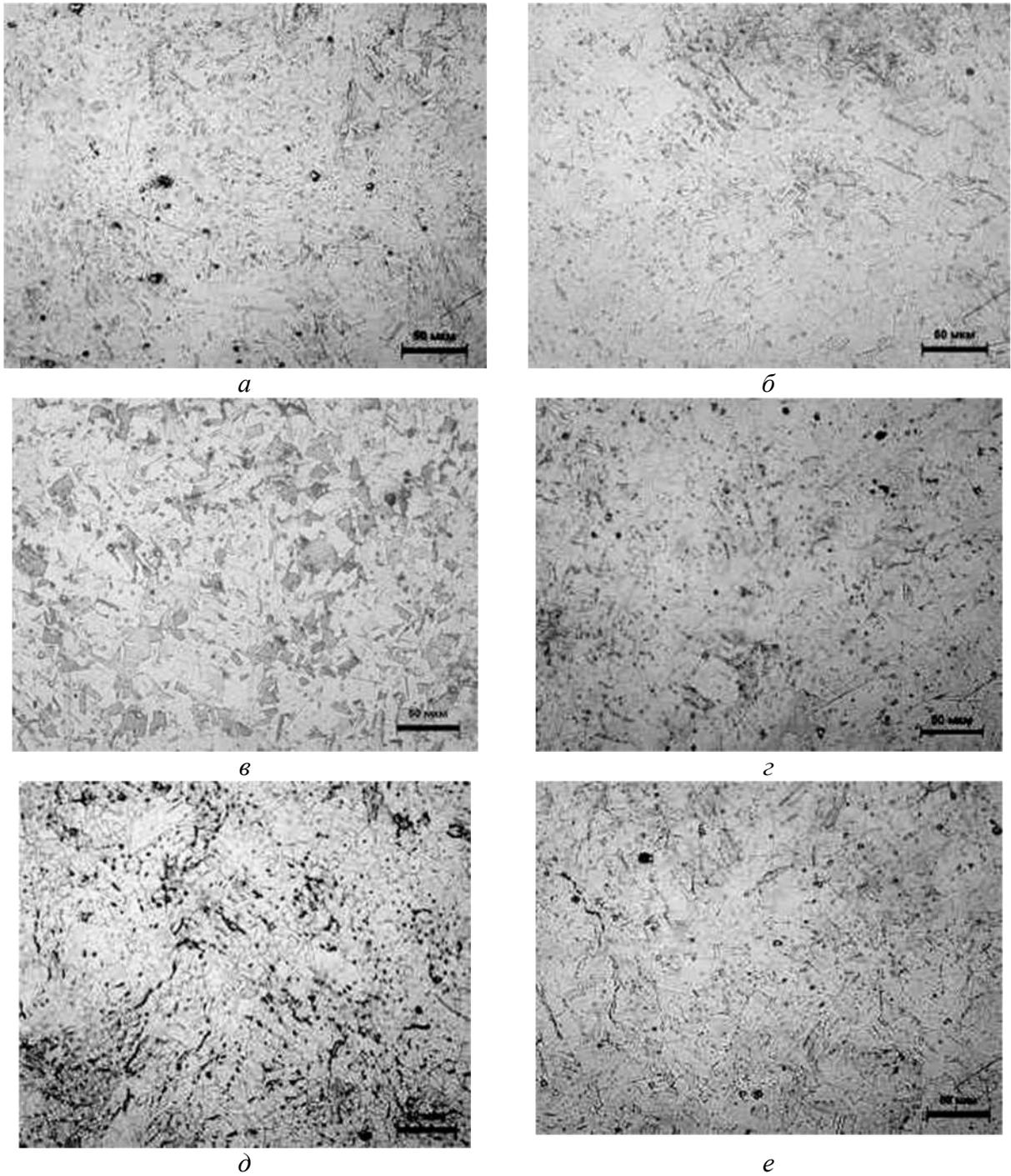


Рисунок 2.23 – Микроструктура закаленной от 1000° С и состаренной в течение 1 ч стали 03X14N11KM2ЮТ:  
*a* – старение 300 °С; *б* – старение 400 °С;  
*в* – старение 500 °С; *г* – старение 600 °С;  
*д* – старение 650 °С; *е* – старение 700 °С

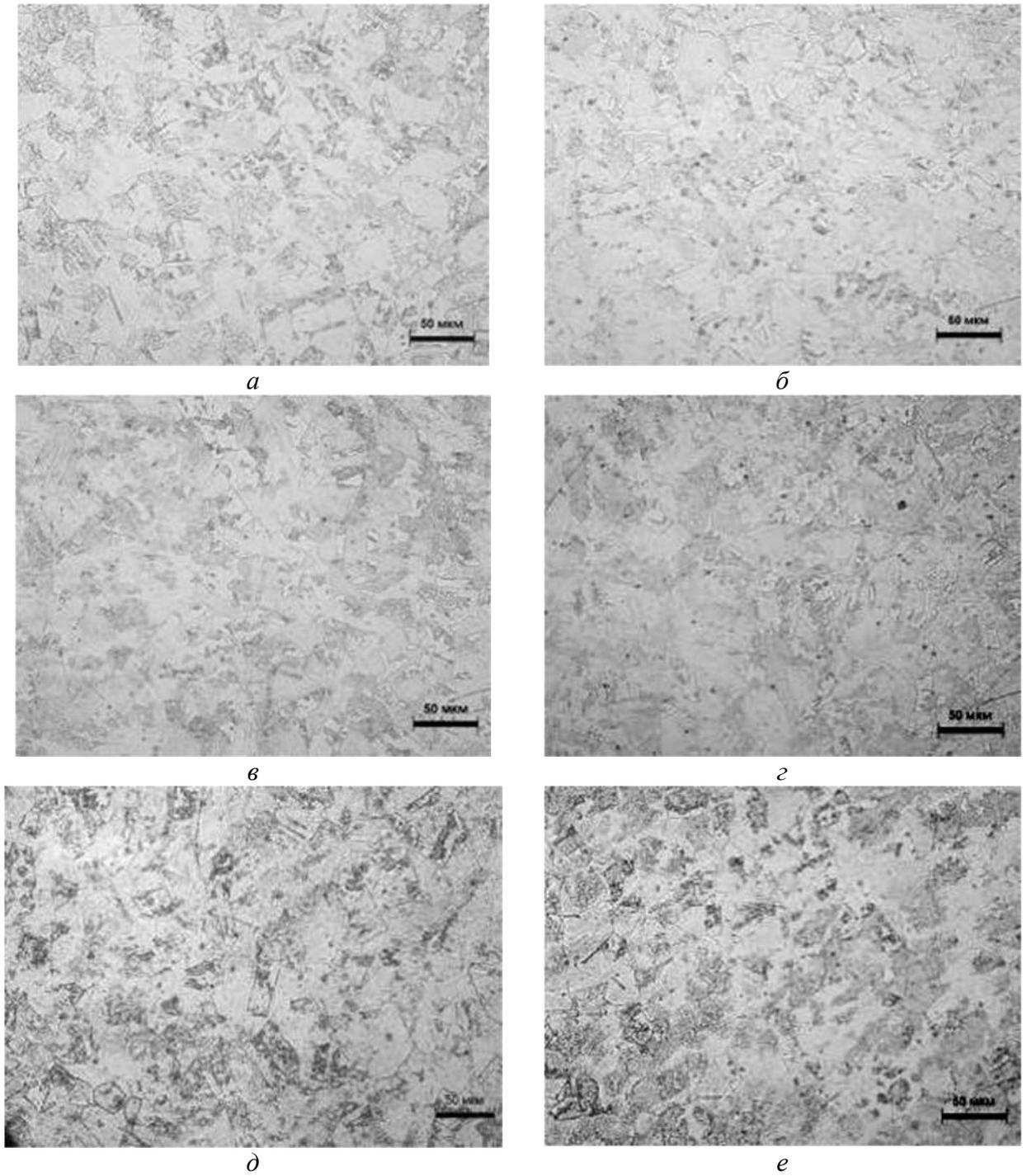


Рисунок 2.24 – Микроструктура закаленной от 1000° С и состаренной в течение 1 ч стали 03X14N11M2ЮТ:  
*a* – старение 300 °С; *б* – старение 400 °С;  
*в* – старение 500 °С; *г* – старение 600 °С;  
*д* – старение 650 °С; *е* – старение 700 °С

Данные рентгеноструктурного анализа рассматриваемых сталей с различным содержанием кобальта (рис. 2.25 – 2.27) при старении от различных температур не показывают существенных отличий фазового состава состаренных образцов от закаленных, фиксируя лишь появление незначительного количества предположительно интерметаллидной фазы NiAl (~ 0,8–0,9 %).

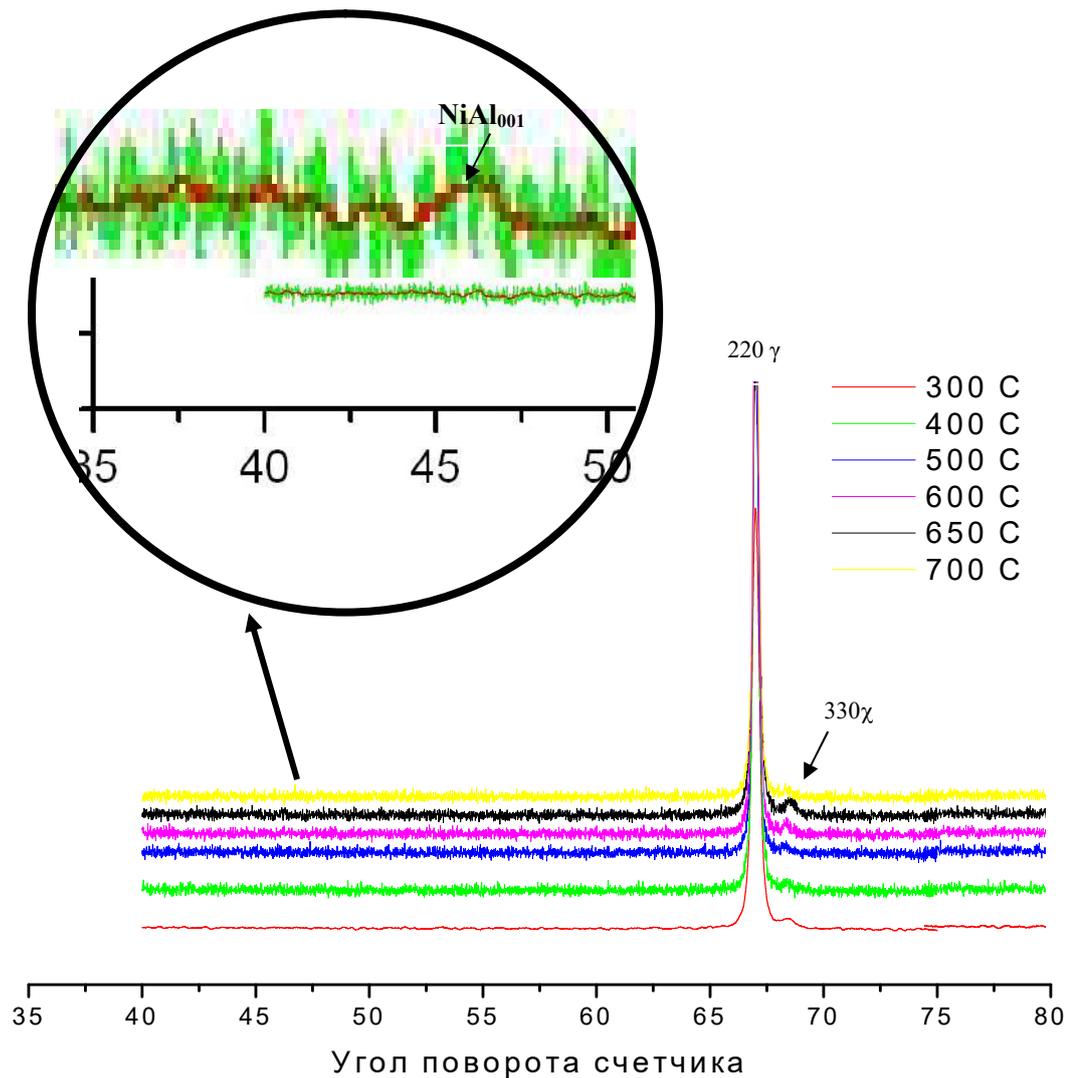


Рисунок 2.25 – Данные рентгеноструктурного анализа стали 03X14N11K5M2ЮТ при старении от различных температур  $CrK_{\alpha 1}$  излучение

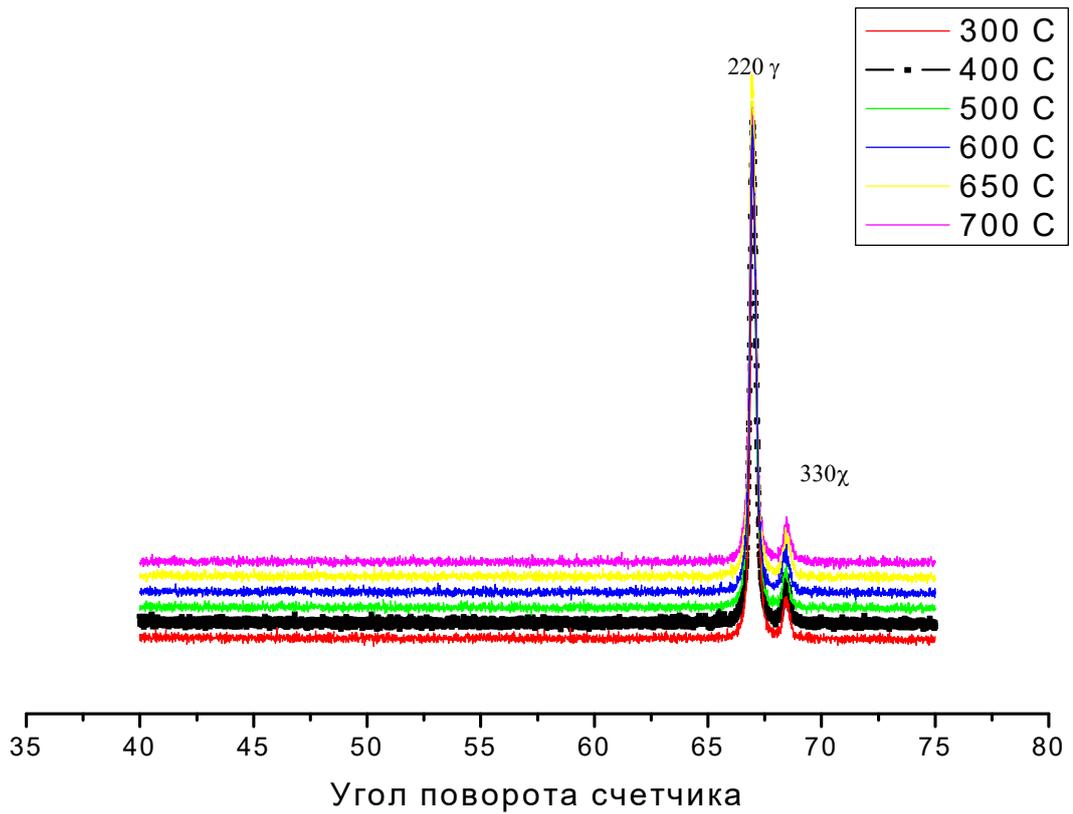


Рисунок 2.26 – Данные рентгеноструктурного анализа стали 03X14N11KM2ЮТ при старении при старении от различных температур  $\text{CrK}_{\alpha 1}$  излучение

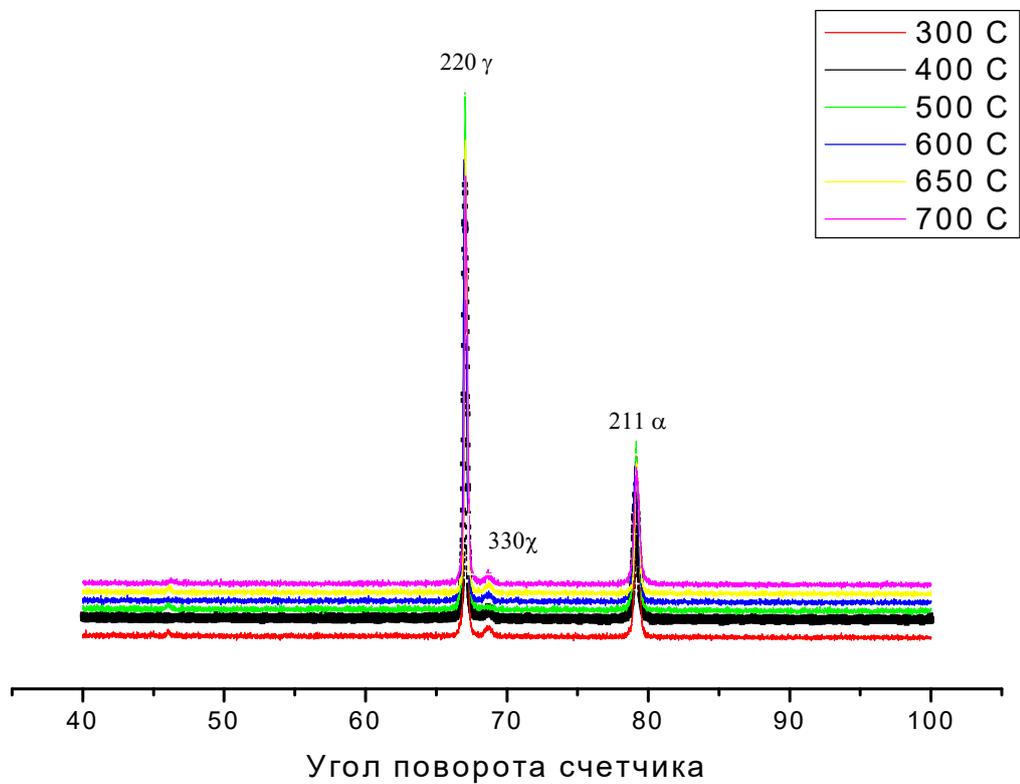


Рисунок 2.27 – Данные рентгеноструктурного анализа стали 03X14N11M2ЮТ при старении при старении от различных температур  $\text{CrK}_{\alpha 1}$  излучение

Для выяснения морфологии упрочняющих интерметаллидных фаз были проведены электронно-микроскопические исследования закаленных от 1000 °С и состаренных при 500 °С сталей (рис. 2.28 – 2.30).

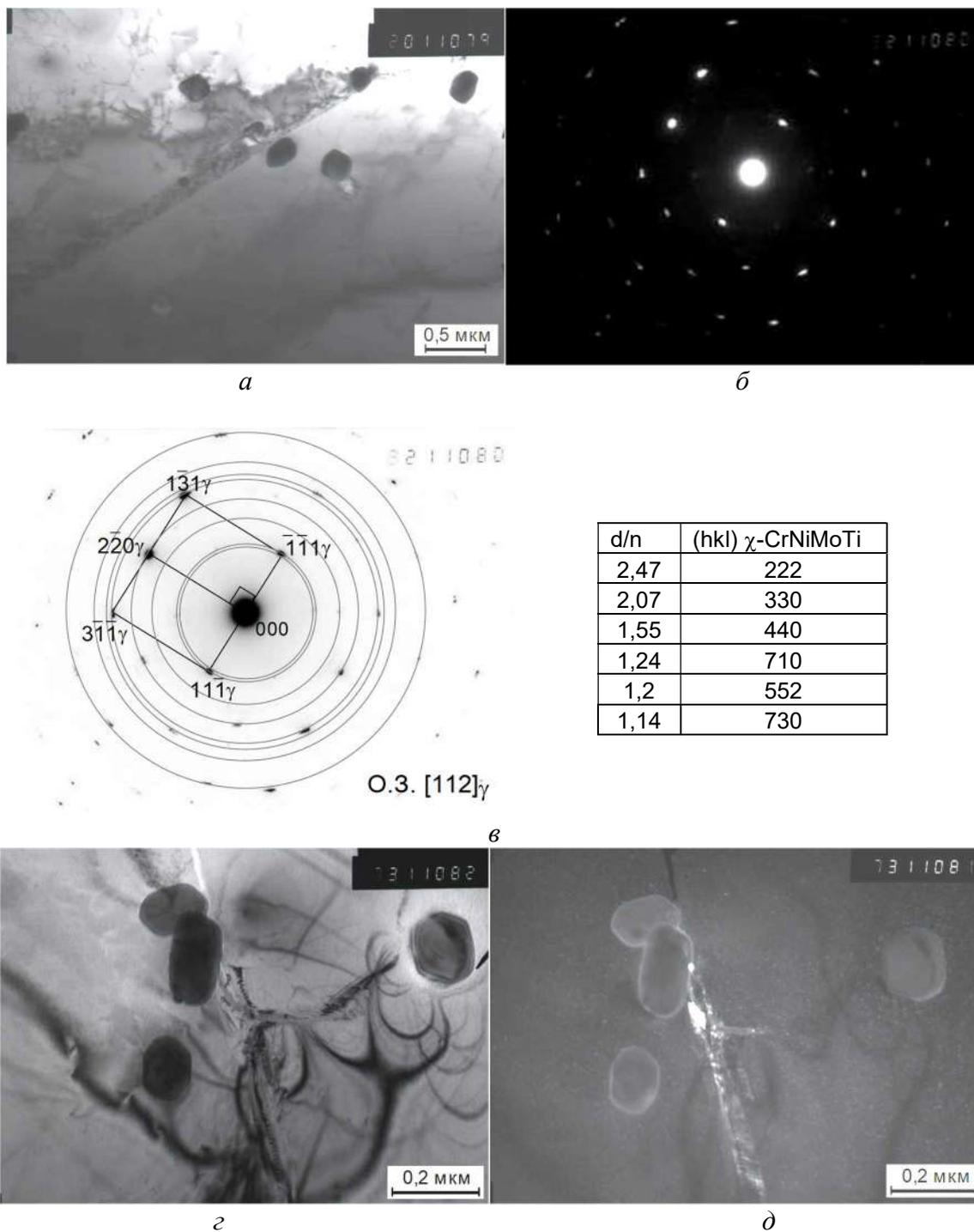


Рисунок 2.28 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) и состаренной при 500 °С стали 03X14H11K5M2ЮТ: *a*, *г* – светлопольное изображение; *б* – микродифракция; *в* – схема расшифровки; *д* – темнопольное изображение в рефлексе (330)  $\chi$ -CrNiMoTi

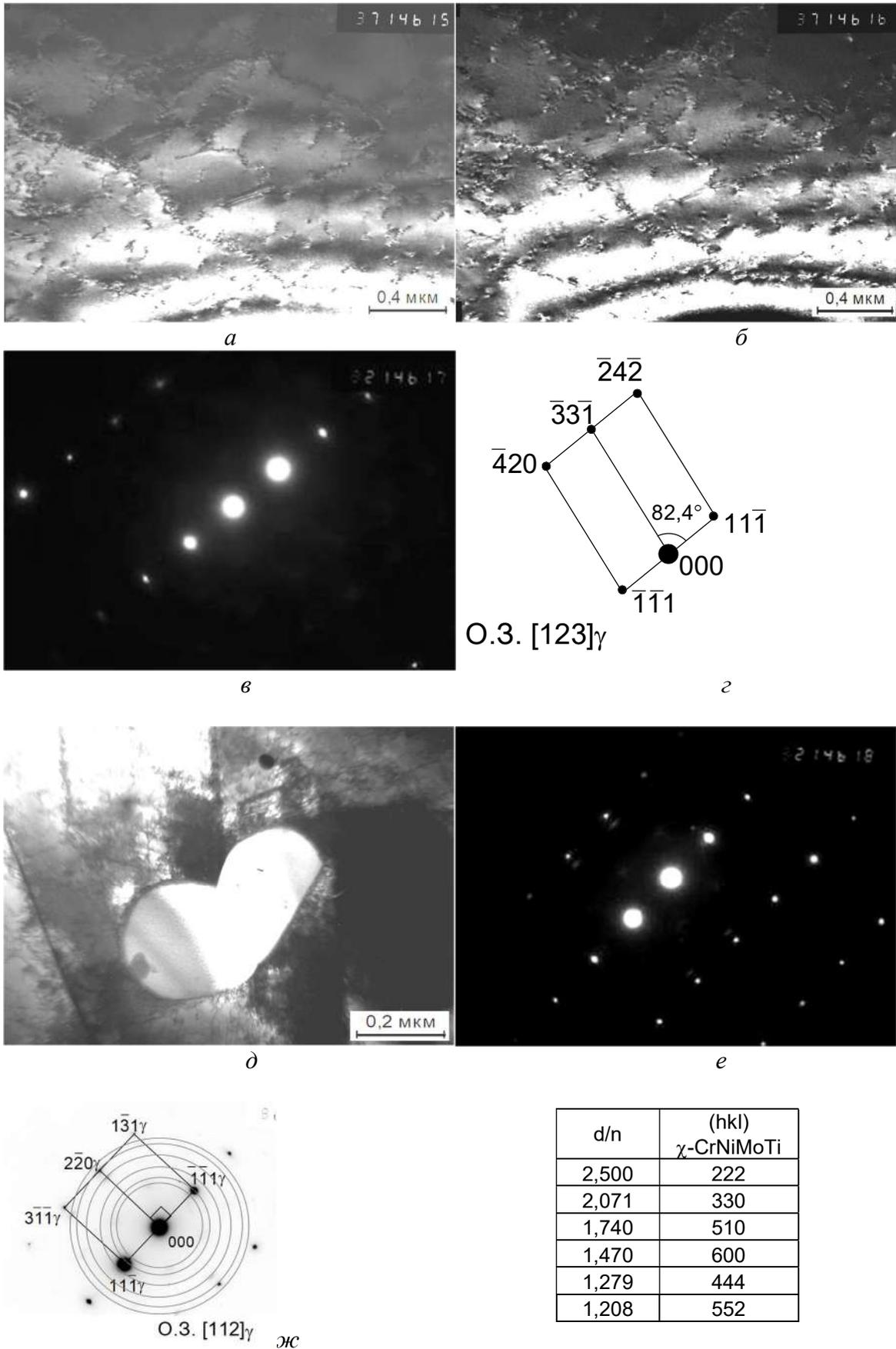


Рисунок 2.29 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) и состаренной при 500 °С стали 03X14N11KM2ЮТ: *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(\bar{1}\bar{1}1)\gamma$ ; *д* – темнопольное изображение в рефлексе  $(222)\chi\text{-CrNiMoTi}$ ; *в*, *е* – микродифракция; *г*, *ж* – схема расшифровки

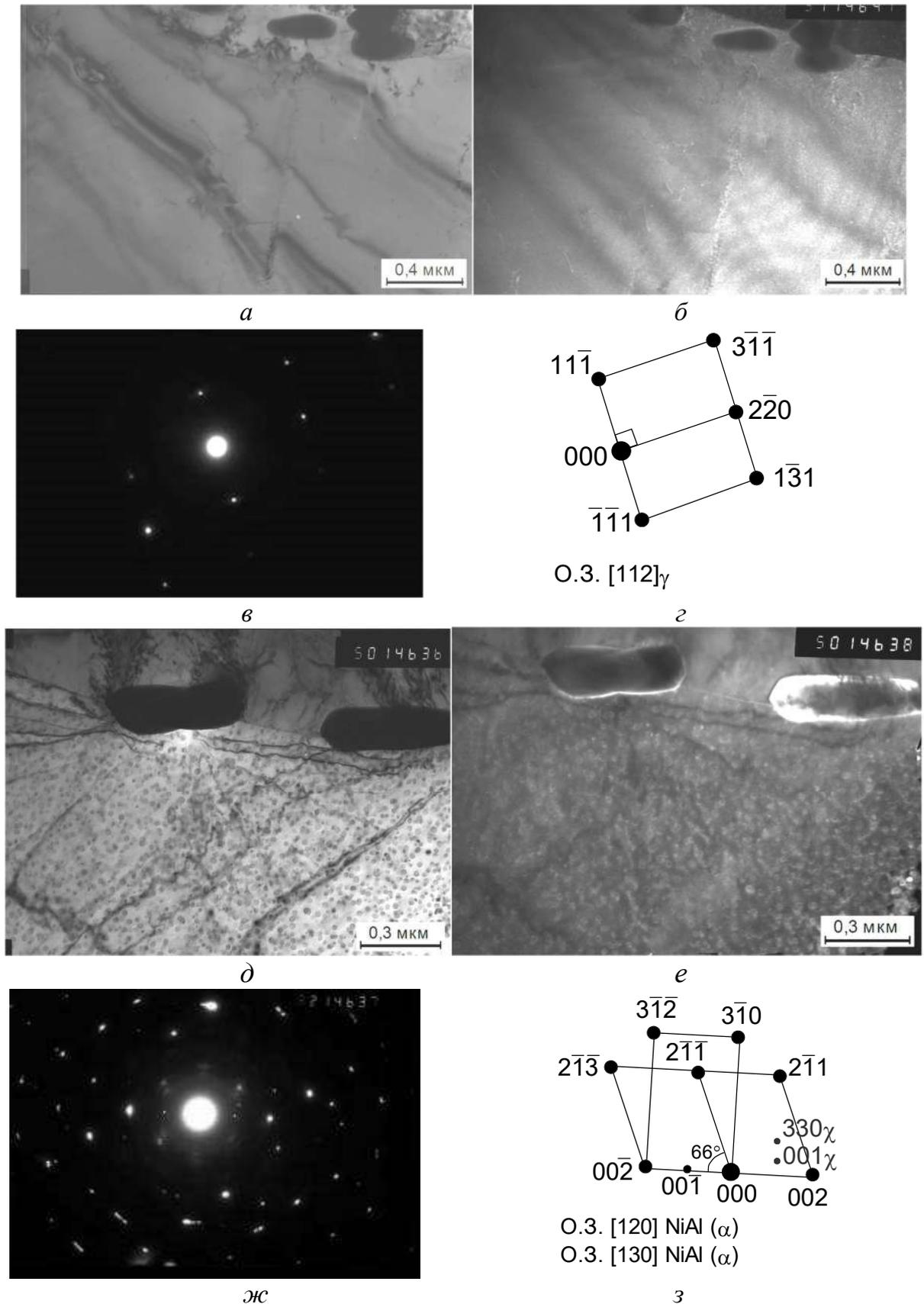


Рисунок 2.30 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) и состаренной при 500 °С 03X14Н11М2ЮТ: *a*, *д* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma}$ ; *е* – темнопольное изображение в рефлексе  $(001)_{\chi}$ -CrNiMoTi; *в*, *ж* – микродифракция; *г*, *з* – схема расшифровки

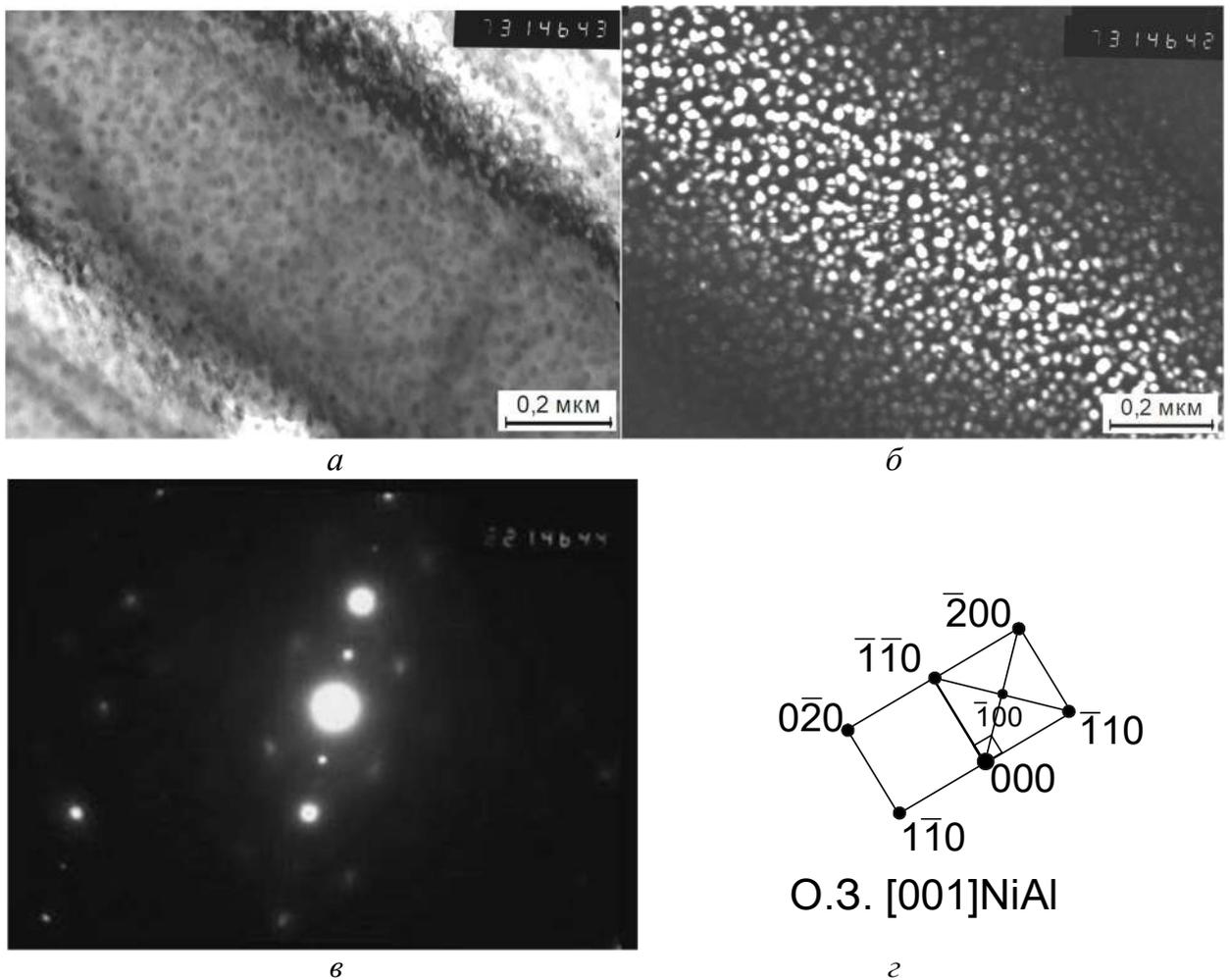


Рисунок 2.31 – Электронные микрофотографии закаленной (от 1000 °С) и состаренной при 500 °С 03X14N11M2ЮТ: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе ( $\bar{1}10$ ) NiAl; *в* – микродифракция; *г* – схема расшифровки

Электронно-микроскопические исследования позволили установить, что упрочняющей фазой в образцах сталей обеих групп, закаленных от 1000 °С и состаренных при 500 °С, является интерметаллидная фаза NiAl, дисперсные выделения которой равномерно распределены внутри зерен и имеют нанокристаллические размеры, порядка 10 нм (рис. 2.31). Проведенные исследования также подтвердили существование высокотемпературной интерметаллидной  $\chi$ -фазы в образцах сталей обеих групп легирования. Частицы  $\chi$ -фазы имеют эллипсоидный профиль формы, проявляют склонность к огранению (рис. 2.28), распределены внутри аустенитных зерен; размер частиц составляет около 130 нм.

По-видимому, наличие  $\chi$ -фазы в состаренных образцах можно объяснить сохранением нерастворившихся при нагреве под закалку частиц.

Таким образом, проведенные исследования показали, что процессы старения в аустените после высокотемпературной 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.

Для дальнейшего проведения холодной пластической деформации выбрана температура нагрева под закалку 1000–1050 °С в воду, обеспечивающая наилучший комплекс физико-механических свойств.

### **2.3 Влияние высокотемпературной закалки малоуглеродистых МАС 03X14H11K5M2ЮТ, 03X14H11KM2ЮТ, 03X14H11M2ЮТ на поведение при холодной пластической деформации и сопутствующий ТРИП-эффект**

Технология получения высокопрочных упругих элементов из метастабильных аустенитных сталей предполагает использование высоких суммарных степеней деформации волочением для проволоки (или плющением для ленты). Разработанная базовая сталь 03X14H11K5M2ЮТ, состав которой был взят за основу при выплавке бескобальтовой стали, обнаружила высокую технологичность и пластичность, что позволило проводить холодную пластическую деформацию данной стали с чрезвычайно высокими степенями обжатия и получать в структуре нанокристаллическое состояние. В связи с этим, важный практический интерес представляло изучить потенциальные возможности новых исследуемых сталей при деформировании с высокими степенями обжатия.

Первоначально образцы исследуемых сталей после закалки от 1000 °С в воду были подвергнуты испытанию на растяжение (рис. 2.32) и кручение (рис. 2.33) в магнитоизмерительном комплексе Remagraph C-500 для

определения степени метастабильности структуры стали в процессе сравнительных испытаний сталей различных групп легирования. Растяжение образца в магнитно-измерительном комплексе в некоторой степени имитирует операцию холодного волочения заготовки, поскольку и в том, и в другом случае наблюдается деформация растяжением вдоль одной оси и две деформации сжатия в ортогональных осях.

Как было показано ранее, сталь 03X14N11K5M2ЮТ не склонна к образованию  $\delta$ -феррита и ее намагниченность в закаленном состоянии очень мала. В стали 03X14N11KM2ЮТ, содержащей пониженное количество кобальта отмечено увеличение намагниченности в закаленном состоянии, обусловленное долей  $\delta$ -феррита в структуре. Увеличение намагниченности с ростом степени деформации свидетельствует о протекании мартенситных  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  превращений. Следует отметить более интенсивный прирост намагниченности для стали с пониженным содержанием кобальта, который проявляется не только в повышенных значениях намагниченности, но и в более интенсивном мартенситообразовании.

Ранее проведенные исследования эволюции структурообразования стали 03X14N11K5M2ЮТ в процессе деформации показали, что при малых степенях деформации  $\sim 30\%$  ( $\varepsilon = 0,39$ ) на фоне однородно распределенных дислокаций появляются многочисленные дефекты упаковки, двойники, которые сначала располагаются по одной системе сдвига  $\{111\} \langle 112 \rangle$ , а затем с увеличением степени деформации по двум и более системам и возникают пластинки  $\varepsilon$ -мартенсита. При дальнейшем увеличении степени обжатия в структуре появляется мартенсит деформации, количество которого увеличивается с увеличением степени холодной пластической деформации.

Чаще всего образование  $\varepsilon$ -мартенсита в сталях на Fe-Cr-Niоснове наблюдали при малых степенях деформации [43, 44]. Однако, как установлено в работе [45] кобальт подавляет образование  $\alpha$ -мартенсита и

усиливает процесс формирования  $\epsilon$ -мартенсита. Поэтому можно предположить, что процесс микродвойникования в кобальтсодержащих сталях мешает процессу образования мартенсита деформации, и количество мартенсита деформации на начальных стадиях обжатия увеличивается незначительно. Следовательно, в сталях бескобальтового легирования  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение происходит при меньших степенях обжатия.

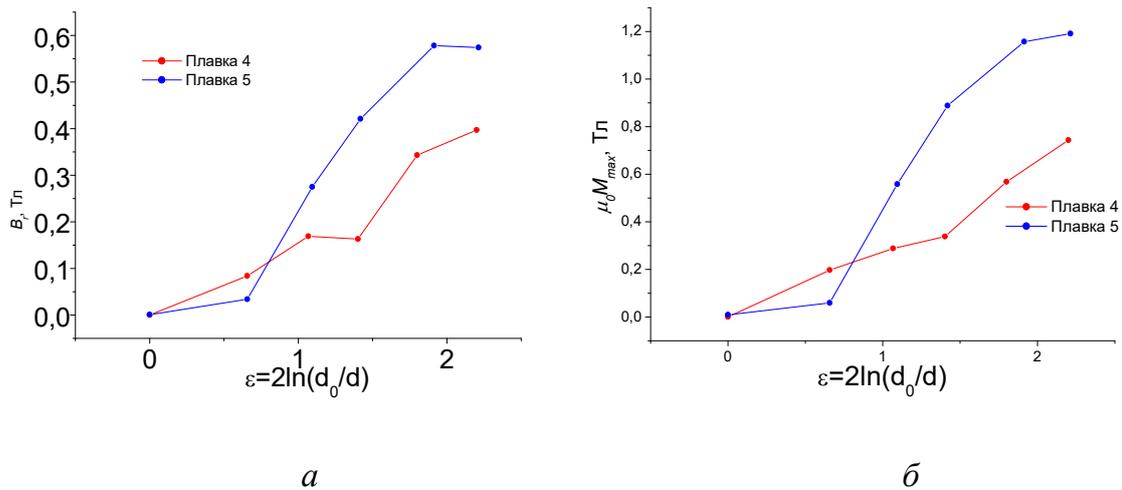


Рисунок 2.32 – Влияние степени деформации растяжением на величину магнитной индукции (а) и намагниченности (б) закаленных от 1000 °С образцов сталей – 03X14H11K5M2ЮТ (кривая 4) и 03X14H11KM2ЮТ (кривая 5)

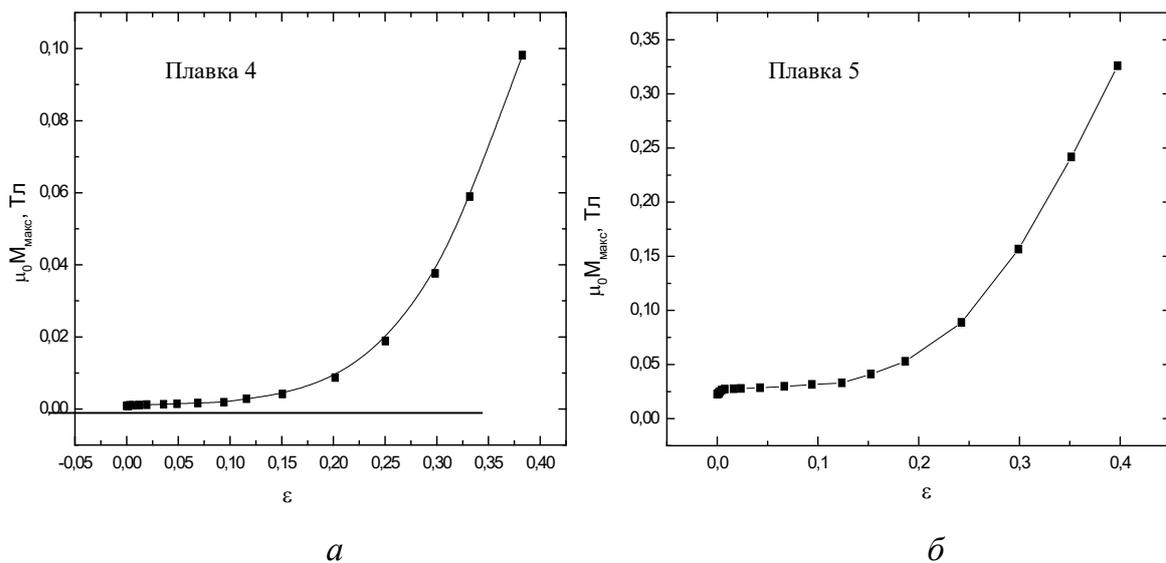


Рисунок 2.33 – Кривые магнито-динамического анализа при кручении стандартных образцов сталей – 03X14H11K5M2ЮТ (а) и 03X14H11KM2ЮТ (б)  
Исходное состояние – высокотемпературная закалка от 1000 °С

Исследуемые стали после закалки от 1000 °С в воду были протянуты без промежуточных отжигов с диаметра 8,0 на 0,88 мм. Истинная деформация ( $\epsilon$ ) при этом составила порядка 4.

По маршруту волочения были отобраны образцы для механических испытаний и дальнейших исследований. Кроме того, механические свойства определяли на проволочных образцах, отобранных по маршруту волочения и состаренных при 500 °С в течение 1 ч.

Как показали данные рентгеноструктурного анализа холоднодеформированных волочением образцов, аустенит всех исследуемых сталей является деформационно-метастабильными и при холодной пластической деформации претерпевает мартенситное превращение. Отметим, что при средних степенях обжатия количество мартенсита деформации отличается у образцов различных систем легирования, а при интенсивных степенях деформации различие выравнивается, и для  $\epsilon = 4$  составляет 93–98 %, что можно также объяснить присутствием в закаленном состоянии  $\delta$ -феррита в сталях с пониженным содержанием кобальта и различной интенсивностью образования  $\alpha'$ -мартенсита деформации (табл. 2.3).

Таблица 2.3 – Количество мартенсита деформации в зависимости от степени истинной деформации

$\epsilon = 2 \ln d_0/d_x$	$\alpha$ , %		
	03X14N11K5M2ЮТ	03X14N11KM2ЮТ	03X14N11M2ЮТ
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

Оптическая микроструктура, приведенная на рисунке 2.34 имеет вид типичный для большинства аустенитных коррозионностойких сталей, подвергнутых деформации волочением.

При деформации происходит изменение формы зерен – из равноосных они становятся волокнистыми, вытянутыми вдоль оси волочения (рис. 2.35).

Ориентировку и остроту текстуры определяли по съемкам от торцов образца.

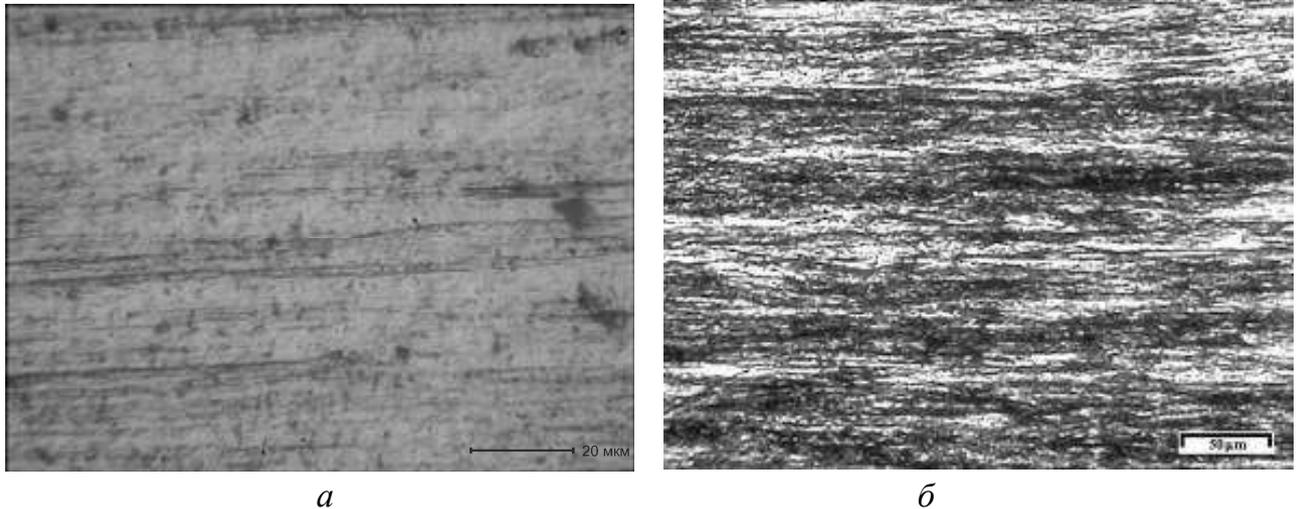


Рисунок 2.34 – Микроструктура стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки и деформации  $\epsilon = 1,01$  (*a*) и  $\epsilon = 3,0$  (*б*)

Основную ориентировку определяли по отклонению интенсивностей линий от теоретических: если отражение с определенными индексами усилено, то для кубических фаз это означает, что направление именно с этими индексами расположено перпендикулярно торцу проволоки, т.е. расположено вдоль оси волочения.

Данное направление приводится в качестве основной ориентировки.

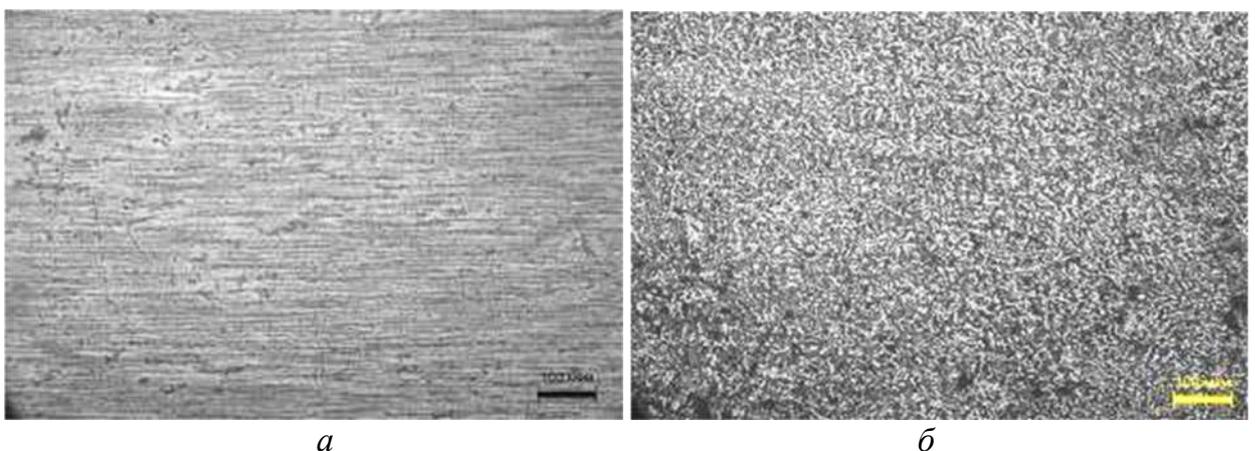


Рисунок 2.35 – Микроструктура стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки и деформации на  $\epsilon = 2,32$ : *a* – вдоль оси волочения; *б* – торец

В процессе холодного волочения исследуемой стали формируется аксиальная текстура.

Для оценки остроты текстуры приведены полюсные плотности для полюсов ориентировки (табл. 2.4 – 1.6, рис. 2.36 – 2.38).

Полюсные плотности показывают значительное усиление остроты текстуры при увеличении степени деформации по сравнению с бестектурным образцом, т.е. если для полюса  $\text{HKLP}_{\text{HKL}}=1$ , то текстуры нет, и текстура тем острее, чем сильнее величина отклоняется от 1.

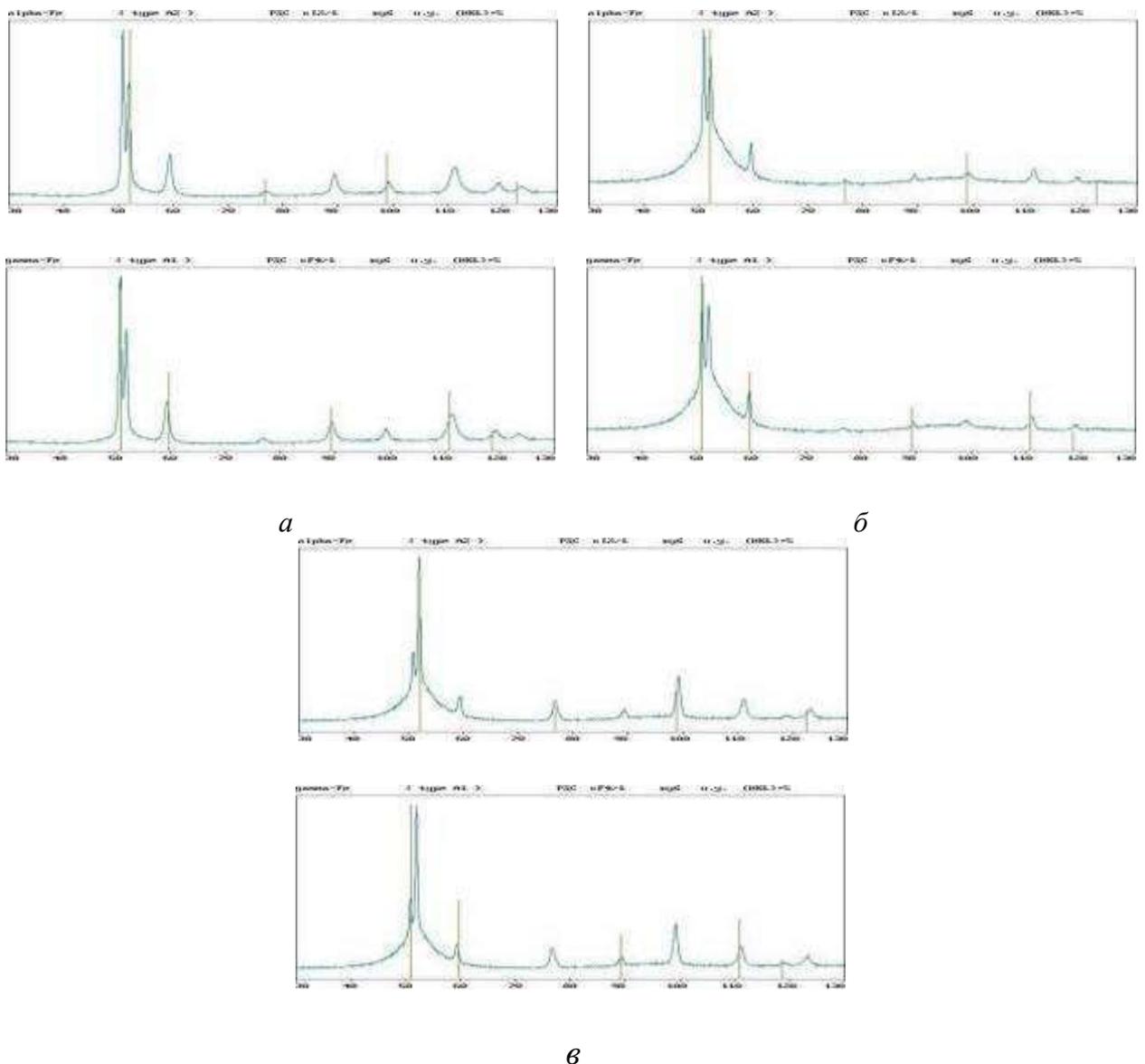
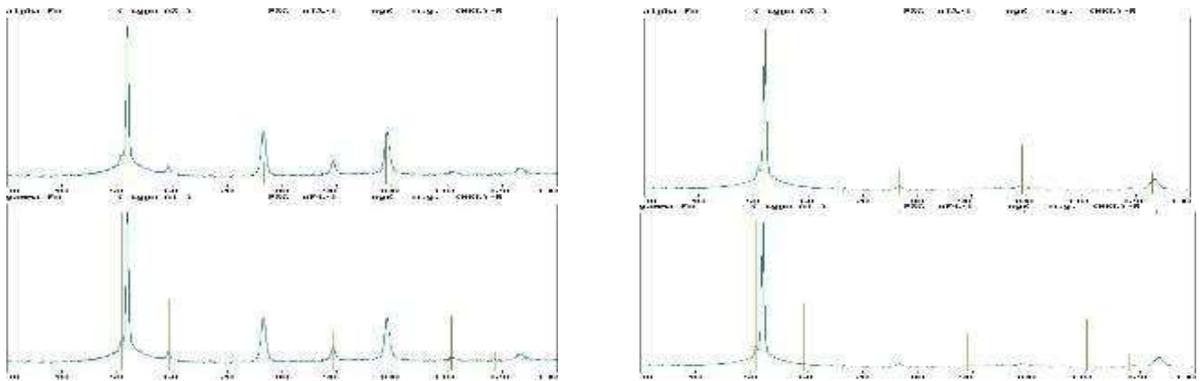


Рисунок 2.36 – Дифрактограммы сталей после холодной пластической деформации волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 1,15$ : а – 03X14N11K5M2ЮТ, б – 03X14N11KM2ЮТ, в – 03X14N11M2ЮТ

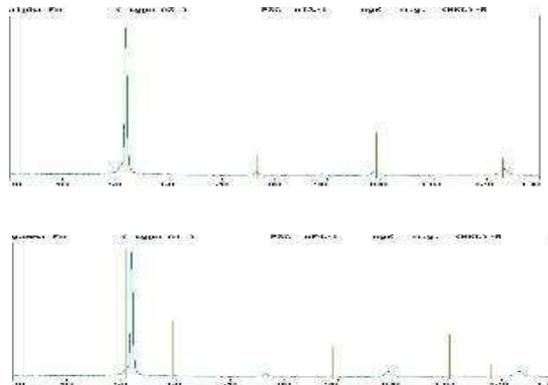
Таблица 2.4 – Количественный анализ и оценка текстуры МАС  
 03X14Н11К5М2ЮТ, 03X14Н11КМ2ЮТ, 03X14Н11М2ЮТ после холодной  
 пластической деформации волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 1,15$

МАС	Фаза	Структур- ный тип	Об.доля, %	Вес.доля, %	Периоды, нм	Основная ориентировка / Полюсная плотность
5% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$25.8 \pm 0.3$	$25.4 \pm 0.3$	A= 0,2874	$\langle 110 \rangle$ / $P_{110}=1.8$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$74.2 \pm 0.3$	$74.6 \pm 0.3$	A= 0,3592	$\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ / $P_{100}=1.8$ , $P_{111}=1.5$
1% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$45.1 \pm 0.3$	$44.6 \pm 0.3$	A= 0,2879	$\langle 110 \rangle$ / $P_{110}=2.4$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$54.9 \pm 0.3$	$55.4 \pm 0.3$	A= 0,3601	$\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ / $P_{100}=1.6$ , $P_{110}=2.4$
0% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$71.4 \pm 0.5$	$70.8 \pm 0.5$	A= 0,2876	$\langle 110 \rangle$ / $P_{110}=1.6$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$28.6 \pm 0.5$	$29.2 \pm 0.5$	A= 0,3596	



а

б



в

Рисунок 2.37 – Дифрактограммы сталей после холодной пластической деформации  
 волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 2,99$ : а – 03X14Н11К5М2ЮТ, б –  
 03X14Н11КМ2ЮТ, в – 03X14Н11М2ЮТ

Таблица 2.5 –Количественный анализ и оценка текстуры МАС  
 03X14Н11К5М2ЮТ, 03X14Н11КМ2ЮТ, 03X14Н11М2ЮТ после холодной  
 пластической деформации волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 2,99$

МАС	Фаза	Структур- ный тип	Об.доля, %	Вес.доля, %	Периоды, нм	Основная ориентировка/ Полюсная плотность
5% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$84.3 \pm 0.3$	$84.0 \pm 0.3$	$A= 0,2878$	$\langle 110 \rangle / P_{110}=2.2$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$15.7 \pm 0.3$	$16.0 \pm 0.3$	$A= 0,3598$	
1% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$89.2 \pm 0.4$	$89.0 \pm 0.4$	$A= 0,2876$	$\langle 110 \rangle / P_{110}=2.8$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$10.8 \pm 0.4$	$11.0 \pm 0.4$	$A= 0,3599$	
0% Co	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$87.8 \pm 0.2$	$87.5 \pm 0.2$	$A= 0,2878$	$\langle 110 \rangle / P_{110}=2.1$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$12.2 \pm 0.2$	$12.5 \pm 0.2$	$A= 0,3596$	

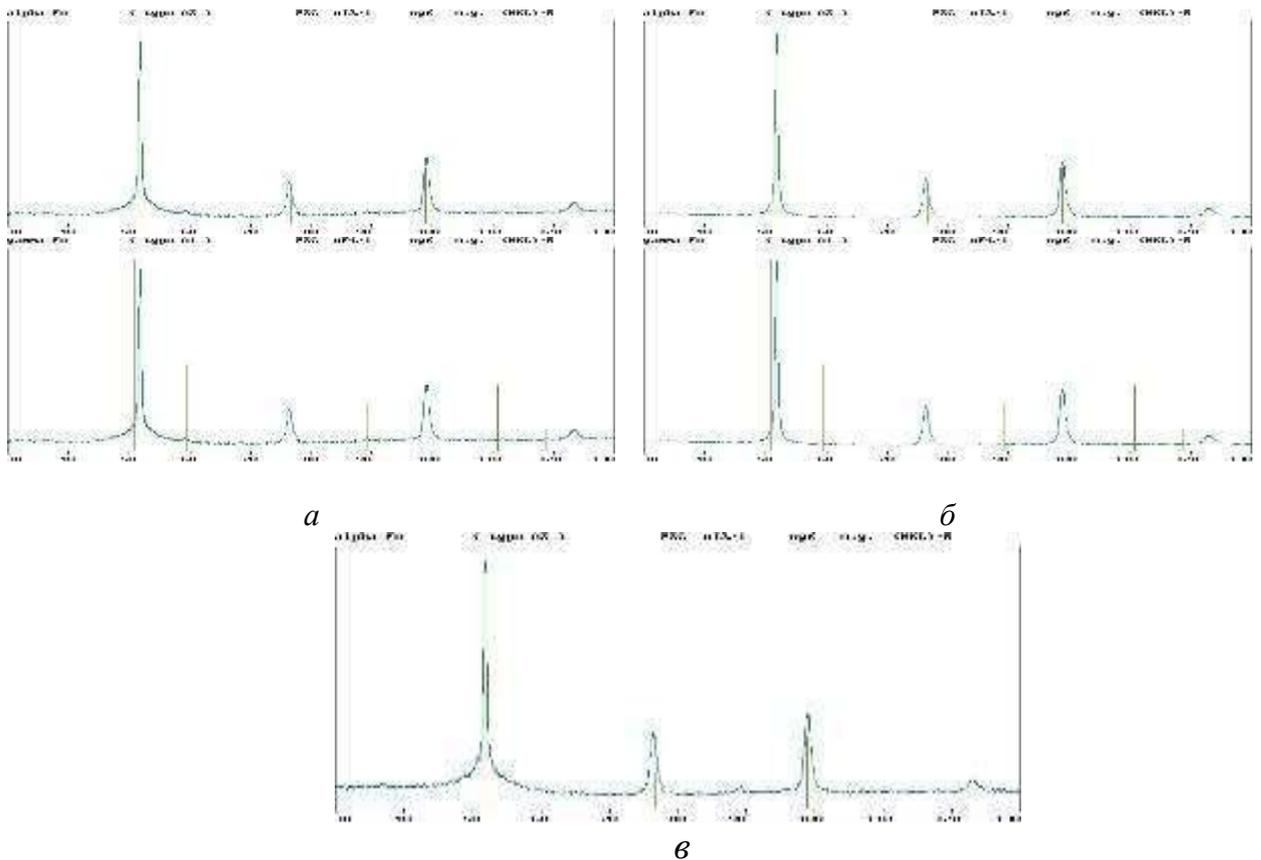


Рисунок 2.38 – Дифрактограммы сталей после холодной пластической деформации волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 4,15$ : а – 03X14Н11К5М2ЮТ, б – 03X14Н11КМ2ЮТ, в – 03X14Н11М2ЮТ

Таблица 2.6 – Количественный анализ и оценка текстуры\* МАС 03X14Н11К5М2ЮТ, 03X14Н11КМ2ЮТ, 03X14Н11М2ЮТ после холодной пластической деформации волочением со степенью обжатия  $\epsilon = 4,15$

МАС	Фаза	Структурный тип	Об.доля, %	Вес.доля, %	Периоды, нм	Основная ориентировка/ Полусная плотность
5% Со	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$92.9 \pm 0.2$	$92.7 \pm 0.2$	A= 0,2878	$\langle 110 \rangle / P_{110}=2.9$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$7.1 \pm 0.2$	$7.3 \pm 0.2$	A= 0,3602	
1% Со	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$98.3 \pm 0.1$	$98.2 \pm 0.1$	A= 0,2882	$\langle 110 \rangle / P_{110}=1.3$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$1.7 \pm 0.1$	$1.8 \pm 0.1$	A= 0,3612	
0% Со	$\alpha$ ( type A2 )	cI2/1	$97.7 \pm 0.2$	$97.6 \pm 0.2$	A= 0,2877	$\langle 110 \rangle / P_{110}=2.4$
	$\gamma$ ( type A1 )	cF4/1	$2.3 \pm 0.2$	$2.4 \pm 0.2$	A= 0,3600	

Основная ориентировка в аустенитной матрице возникает по направлению  $\langle 111 \rangle$ , она дополняется второй компонентой типа  $\langle 100 \rangle$ , параллельной оси проволоки. Подобная ориентировка является типичной для металлов и сплавов с ГЦК решеткой, имеющей пониженную энергию дефектов упаковки [46, 47]. При значительной деформации (когда объемная доля мартенсита в структуре становится заметной) удастся, кроме того, зафиксировать преимущественную ориентировку кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора по направлению  $\langle 110 \rangle$ .

#### **2.4 Изменение комплекса физико-механических свойств при холодной пластической деформации и непрерывном нагреве метастабильных аустенитных сталей 03X14Н11К5М2ЮТ, 03X14Н11КМ2ЮТ, 03X14Н11М2ЮТ**

Изменение прочностных свойств сталей при волочении показано на рис. 2.39. Из приведенных данных видно, что наиболее значительного деформационного упрочнения удалось достичь на стали 03X14Н11К5М2ЮТ, которая обладает большим запасом пластичности и повышенной

\*Выражаем благодарность Т.А. Свиридовой, ЦКП НИТУ МИСиС, за помощь в проведении измерения текстуры в исследуемых сталях

технологичностью. На сталях с пониженным содержанием кобальта при более низкой степени суммарной пластической деформации наступает потеря пластичности, что проявляется в отсутствии различия в значениях временного сопротивления разрыву ( $\sigma_B$ ) и предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ).

Однозначно утверждать о влиянии легирования на процесс упрочнения нельзя, т.к. в сталях с пониженным содержанием кобальта в закаленном состоянии не удалось получить однофазное состояние, вследствие чего коэффициент деформационного упрочнения этих сталей несколько выше.

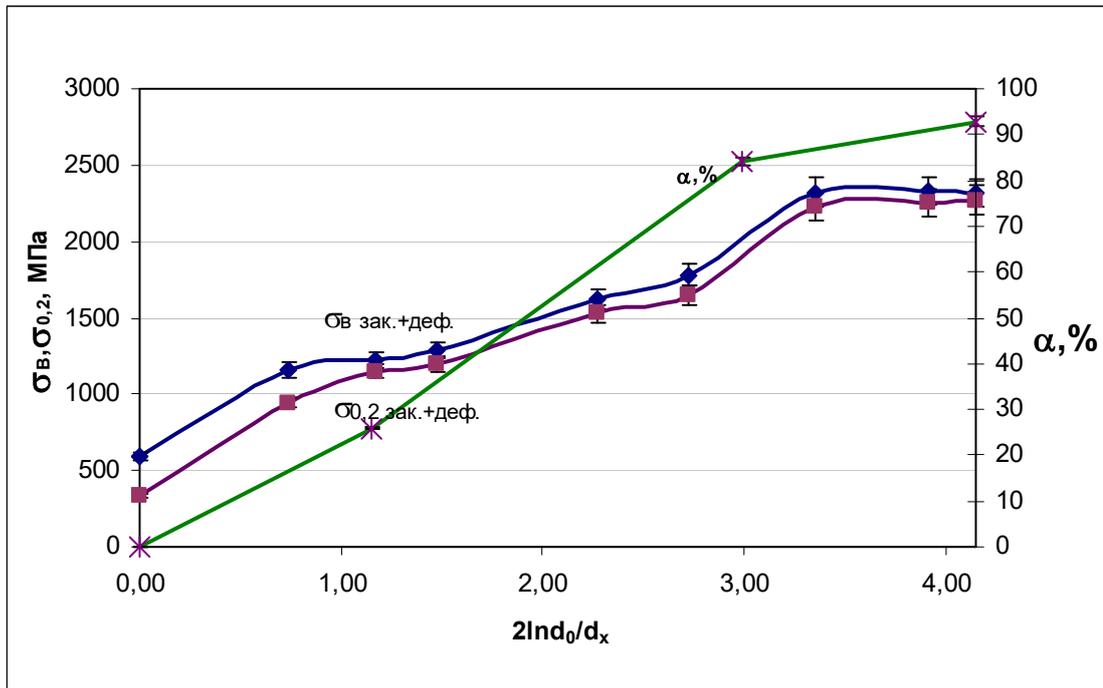
Отметим, что применение истинных деформаций выше 2 для сталей с пониженным содержанием кобальта является нецелесообразным, в то время как в сталях с повышенным содержанием кобальта можно использовать и более высокие суммарные деформации ( $\epsilon \sim 3$ ), что позволяет уменьшить количество промежуточных отжигов при производстве проволоки, особенно тонких сечений.

В процессе волочения наряду с повышением прочностных характеристик наблюдали снижение пластических свойств. В результате деформации ( $\epsilon \sim 3,2$ ) пластичность стали 03X14H11K5M2ЮТ, характеризуемая относительным сужением  $\psi$ , снизилась с 78 до 43 %, а стали 03X14H11KM2ЮТ – с 76 до 21%.

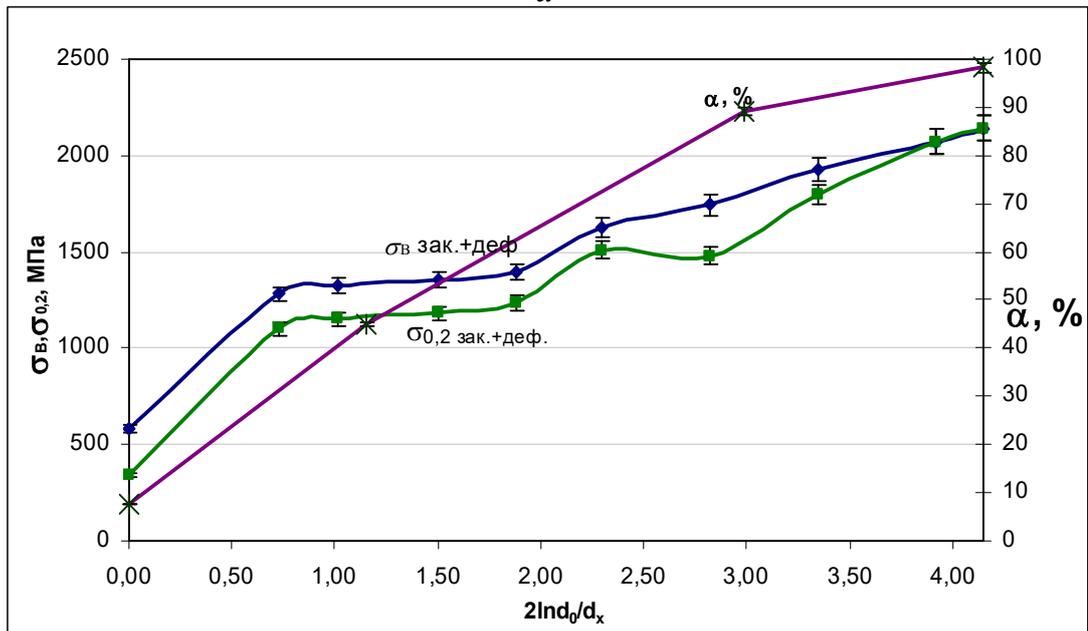
Старение закаленной стали происходит слабо и не приводит к достижению высокопрочного состояния в исследуемых сталях, поэтому представляется целесообразным изучить влияние холодной пластической деформации на весь комплекс физико-механических свойств.

Известно, что для получения высокопрочного состояния в метастабильных сталях проведение холодной пластической деформации (особенно волочением) является одним из основных технологических этапов получения проволоки. При этом достигается очень высокая плотность дефектов, что является основой для образования большого числа дисперсных частиц при старении. Кроме этого решающим фактором диспергирования

структуры и ее повышенной пластичности являются деформационные  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  мартенситные превращения.



*a*



*б*

Рисунок 2.39 – Изменение прочностных свойств и количества магнитной фазы исследуемых сталей при волочении: *a* – 03X14H11K5M2ЮТ, *б* – 03X14H11KM2ЮТ

С целью изучения температурных интервалов выделения упрочняющих и высокотемпературных фаз в холоднодеформированных сталях были проведены исследования дифференциальной сканирующей калориметрией.

Анализ кривых ДСК нагрева закаленных и холоднодеформированных образцов (см. рис. 2.40 и 2.18), позволяет отметить появление значительных экзо- и эндоэффектов в области низких температур 350 – 650 °С, которые связаны с выделением интерметаллидной фазы из ОЦК-твердого раствора мартенсита деформации с последующим ее растворением ( $\alpha \rightarrow \text{NiAl}$ ) и распадом  $\gamma$ -твердого раствора ( $\gamma \rightarrow \text{NiAl}$ ).

Традиционно распад пересыщенных твердых растворов на основе ГЦК фазы протекает при более высоких температурах, чем распад пересыщенных твердых растворов на основе ОЦК-фаз. Это достаточно четко проявляется при сопоставлении кривых ДСК закаленных и холоднодеформированных образцов (см. рис. 2.18 и 2.40).

Тепловой эффект при температурах выше 500 °С, а также данные по изменению кристаллической решетки  $\alpha$ - и  $\gamma$ - фаз, свидетельствуют об интенсивном протекании перераспределения легирующих элементов в сторону взаимного обмена аустенито- и ферритообразующими элементами между ОЦК и ГЦК фазами. Этот процесс должен привести к появлению свежего аустенита.

Размытый в интервале температур 700 – 1000 °С экзотермический эффект максимальной площади связан с наложением протекания  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения и, по-видимому, как отмечалось для закаленной стали, выделением  $\chi$ -фазы в результате распада  $\delta$ -феррита ( $\delta \rightarrow \chi + \gamma$ ) и из  $\gamma$ -твердого раствора, с дальнейшим растворением выделившейся интерметаллидной фазы, очевидно, по реакции:  $\chi \rightarrow \delta + \gamma$ .

Обнаружено также наличие высокотемпературного пика в деформированной стали 03X14H11K5M2ЮТ, свидетельствующего о

процессах образования высокотемпературного  $\delta$ -феррита. Увеличение площади низкотемпературного экзоэффекта, по сравнению с закаленным состоянием, очевидно, связано с увеличением объемной доли выделяющихся интерметаллидных фаз в результате распада ОЦК-твёрдого раствора, появление которого обусловлено действием пластической деформации.

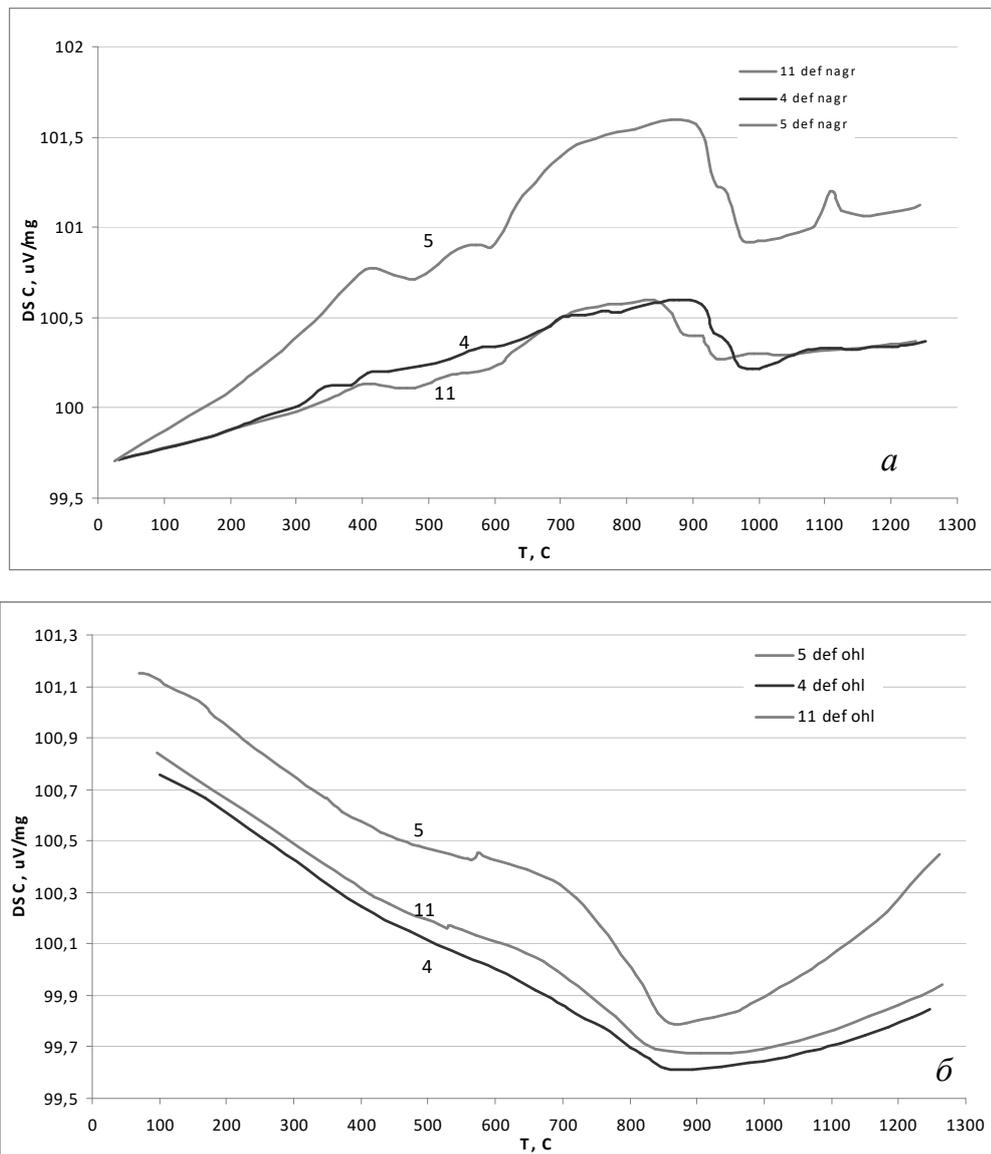


Рисунок 2.40 – Кривые дифференциально-сканирующего анализа при нагреве (а) и охлаждении (б) сталей 03X14N11K5M2ЮТ (кривая 4) и 03X14N11KM2ЮТ (кривая 5) 03X14N11M2ЮТ (кривая 11). Исходное состояние закалка от 1000 °С + деформация  $\epsilon=1,8$

С целью уточнения температурных интервалов и выяснения морфологии выделяющихся фаз была проведена высокотемпературная рентгенография холоднодеформированных образцов (рис. 2.41, 2.42).

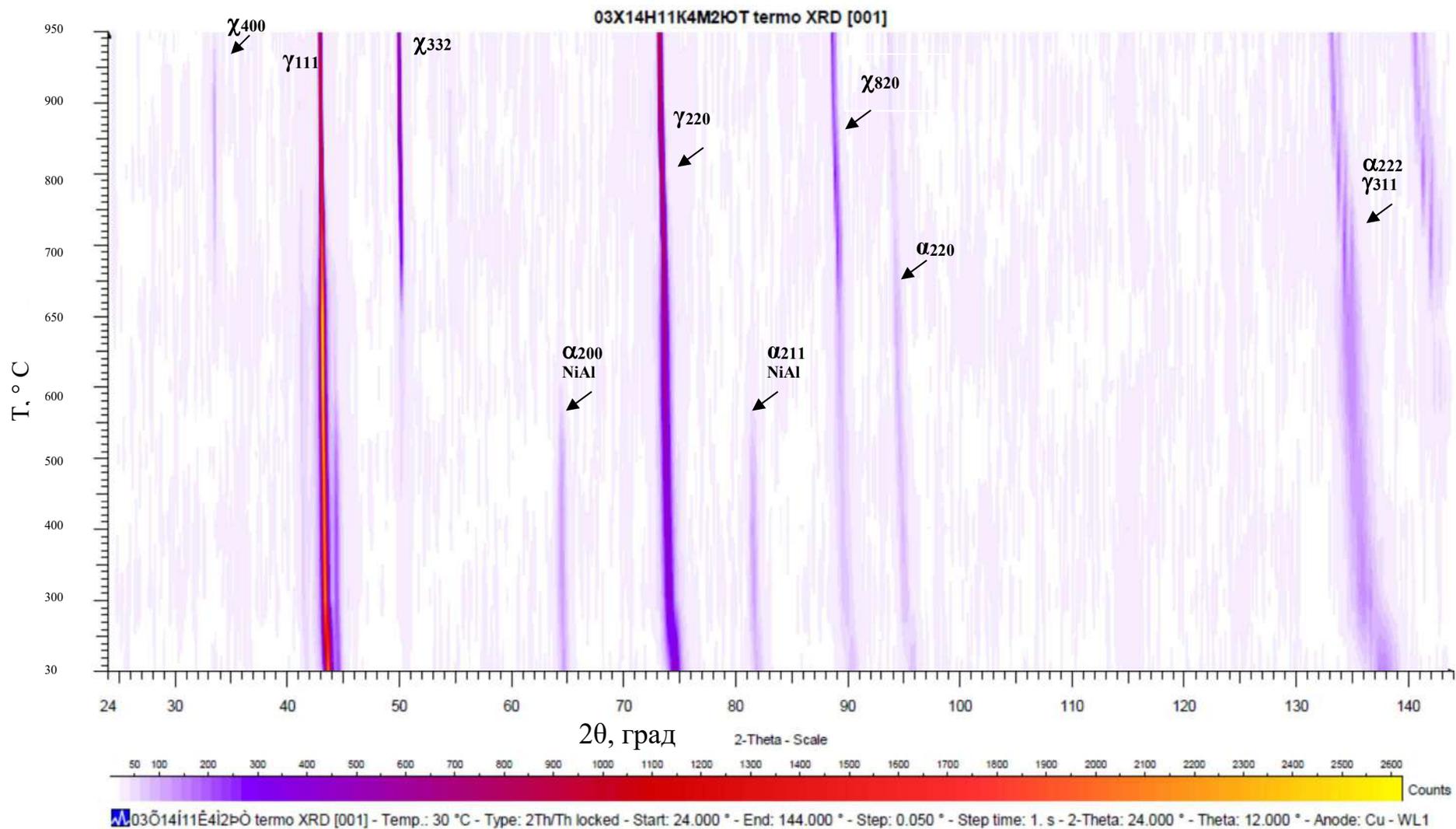


Рисунок 2.41 – Терморентгенограмма деформированной стали 03X14H11K5M2ЮТ (при нагреве в интервале температур 30 – 950° C)

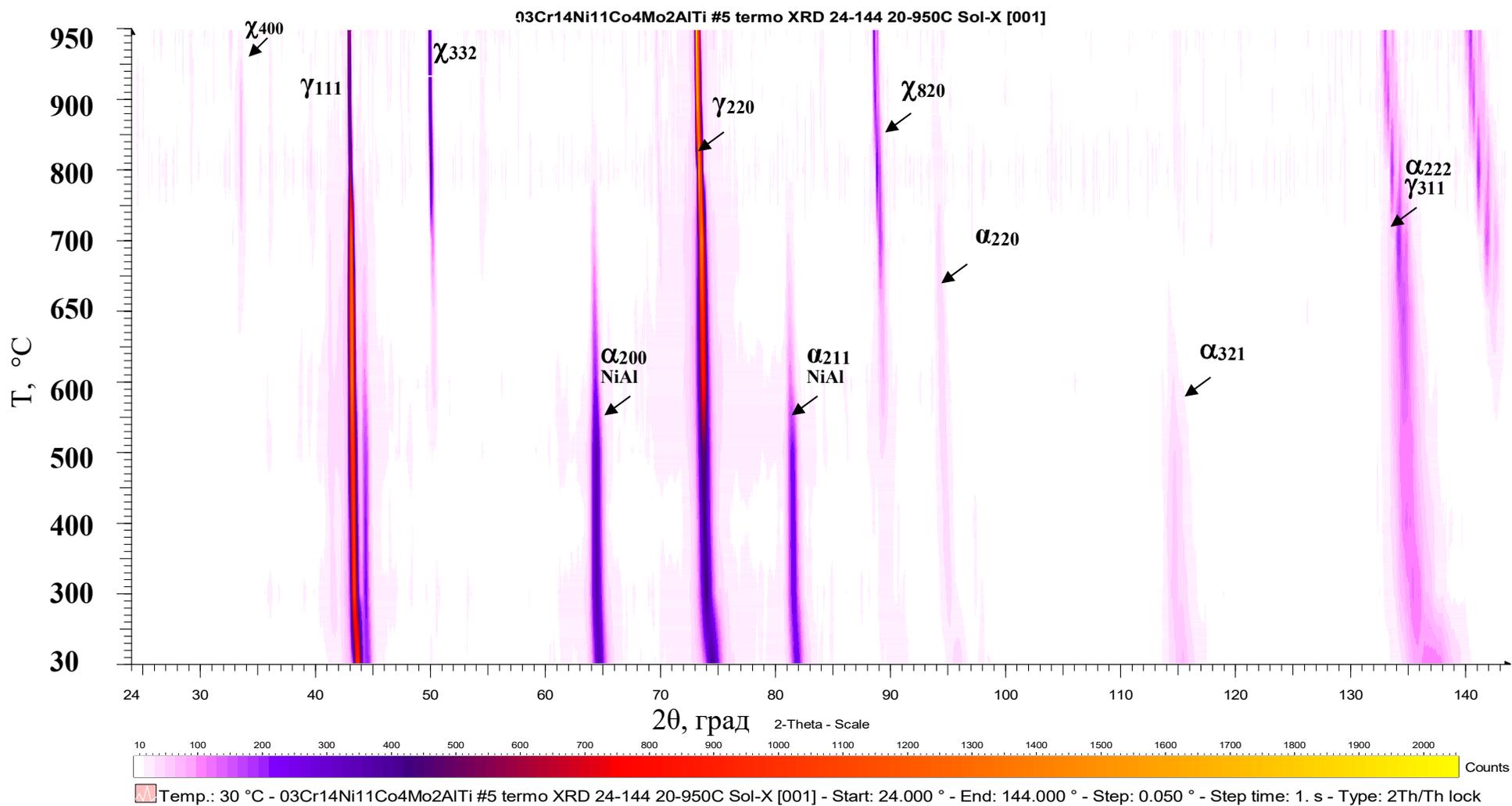


Рисунок 2.42 – Терморентгенограмма деформированной стали 03X14H11KM2ЮТ  
(при нагреве в интервале температур 30 – 950° С)

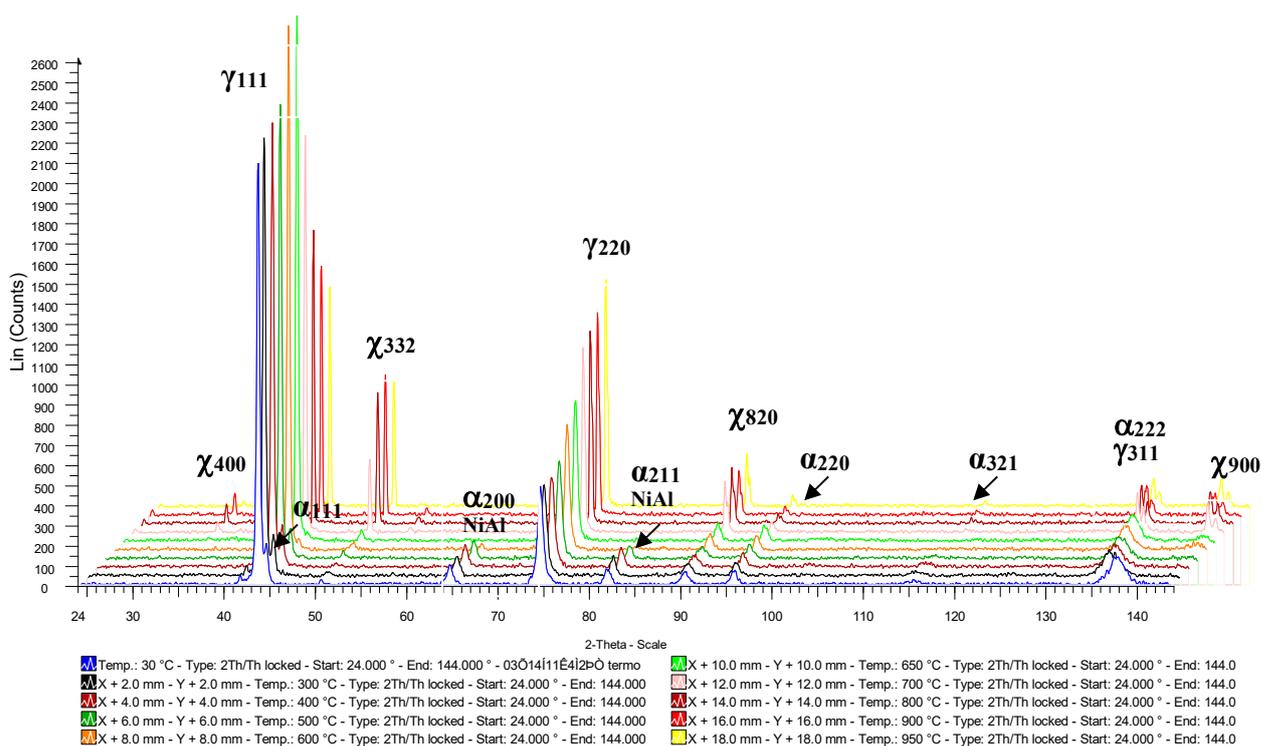


Рисунок 2.43 – Последовательное представление высокотемпературных рентгенограмм стали 03X14Н11К5М2ЮТ (при нагреве в интервале температур 30 – 950 °С)

03Cr14Ni11Co4Mo2AlTi #5 termo XRD 24-144 20-950C Sol-X [001]

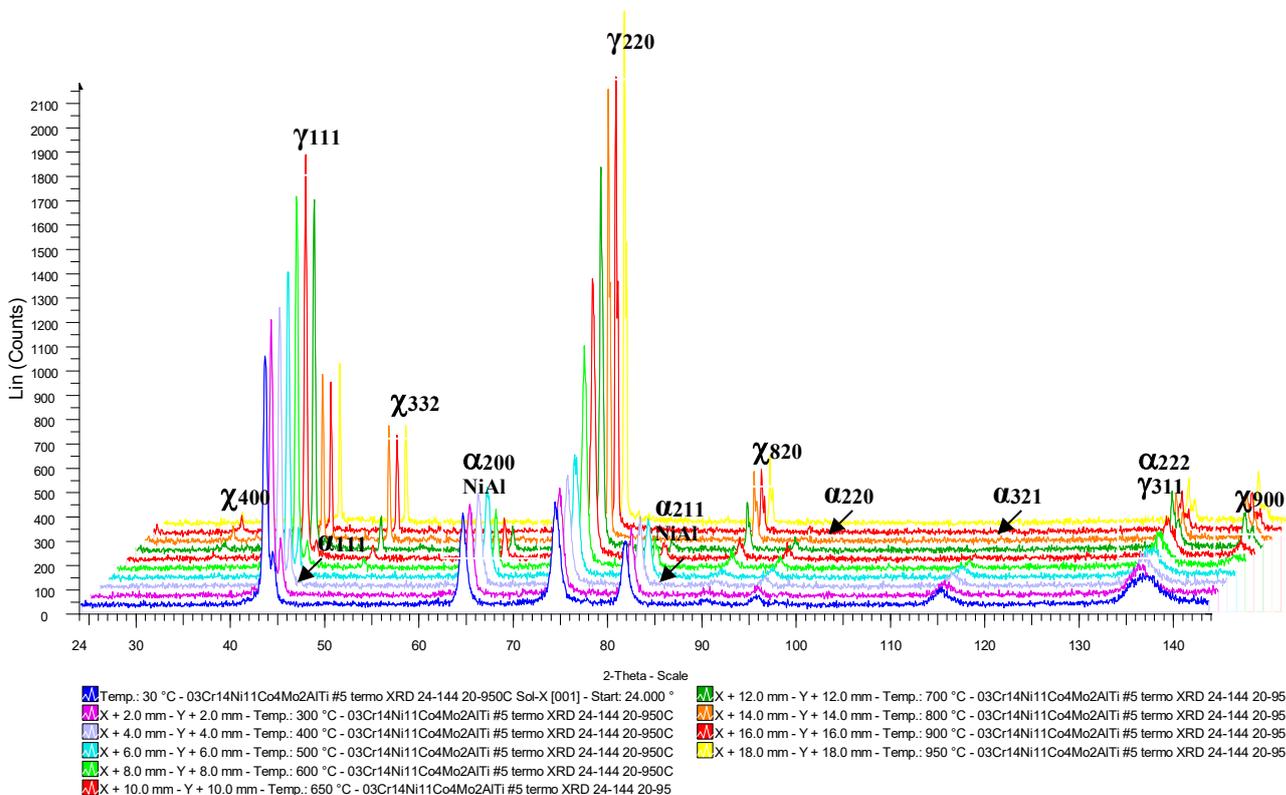


Рисунок 2.44 – Последовательное представление высокотемпературных рентгенограмм стали 03X14Н11КМ2ЮТ (при нагреве в интервале температур 30 – 950 °С)

Терморентгенография деформированных образцов при нагреве в интервале температур 30 – 950 °С (рис. 2.43 – 2.44) показала наличие в структуре, кроме аустенита, ОЦК-мартенсита деформации и высокотемпературной (выше 600 °С) интерметаллидной  $\chi$ -фазы. Следует отметить существование ОЦК-фазы (мартенсита деформации) лишь до температуры 600 °С. Так как изначально в стали 03X14H11KM2ЮТ отмечалось существенное (по сравнению со сталью 03X14H11K5M2ЮТ) количество  $\delta$ -феррита, следовательно при температурах выше 600 °С в стали с пониженным содержанием кобальта происходит распад  $\delta$ -феррита на  $\gamma$ - и  $\chi$ -фазы.  $\chi$ -фаза может выделяться и из аустенита, температурным интервалом ее существования для сталей обеих групп легирования кобальтом является интервал температур 700 – 1000 °С (рис. 2.45 – 2.46).

Нагрев в температурный интервал выделения  $\chi$ -фазы является нежелательным. Учитывая технологические параметры получения высокопрочного состояния в метастабильных аустенитных сталях, попадание в этот температурный интервал 800 – 900 °С является маловероятным. Выделение упрочняющей интерметаллидной фазы в результате низкотемпературного старения холоднодеформированной проволоки, напротив, является желательным.

Терморентгенографический анализ, несмотря на не высокую степень деформации осаживанием, показал, что в структуре присутствует ГЦК фаза, а существование ОЦК-мартенсита деформации отмечается лишь до температуры 600 °С, как было показано ранее, фаза, выделяющаяся из ОЦК-твердого раствора является упрочняющей и расшифровывается как NiAl, растворяясь выше 500 °С интерметаллиды инициируют  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение; выше 600 °С структуре – аустенит. Выше 700 °С из аустенита идет выделение  $\chi$ -фазы, которая существует до 1000 °С, а затем наблюдается растворение карбонитрида титана, что подтверждается данными МРСА и ДСК. Методом оптической металлографии было проанализировано так же

изменение микроструктуры деформированных образцов при нагреве интервале температур 300 – 900 °С с шагом 25 – 50 °С. Показано, что при нагреве до 650 °С не было выявлено видимых изменений структуры в плавках обеих групп. При нагреве выше 650 °С в деформированной мартенситной матрице начинается  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение с образованием новых недеформированных зерен аустенита. Проведенный МРСА анализ (рис. 2.45) показал, различие химического состава двух твердых растворов, т.е. образование однородного однофазного твердого раствора происходит при более высоких температурах.

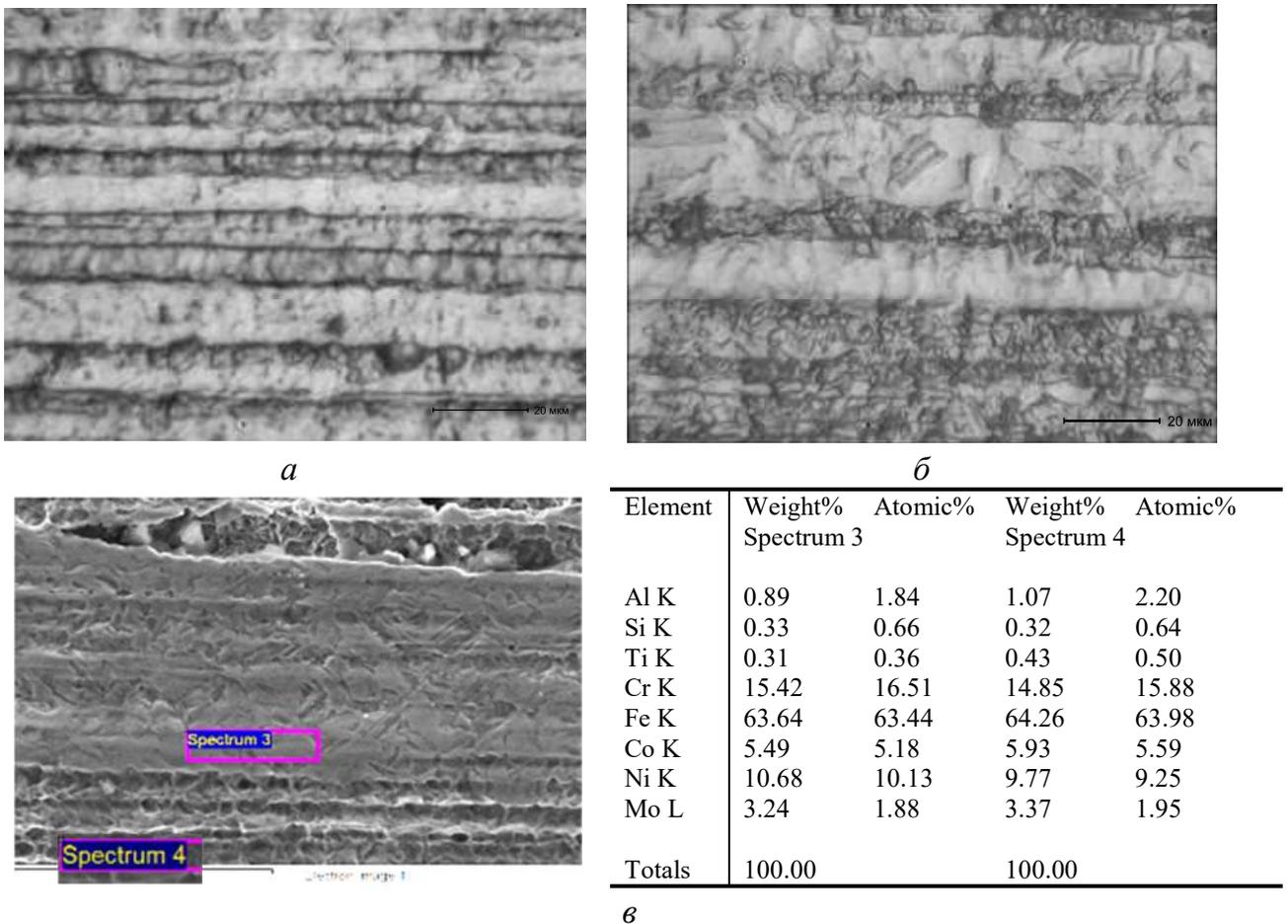


Рисунок 2.45 – Микроструктура деформированной  $\epsilon = 2,56$  стали 03X14N11K5M2ЮТ после нагрева ( $\tau=15$ мин) до температур: *a* – 850 °С; *б* – 1000 °С; *в* – МРСА, исходно деформированного и нагретого до 850 °С образца

Для стали 03X14N11KM2ЮТ наблюдалась аналогичная картина. Следовательно для выравнивания химического состава и получения однородного

$\gamma$ -твердого раствора холоднодеформированных образцов необходимо производить нагрев до температуры 1050 °С, либо увеличивать время выдержки при 1000 °С.

Проведенные исследования также позволяют сделать заключение, что наиболее оптимальной температурой старения, с точки зрения максимального эффекта упрочнения в процессе старения, является температура 500 °С.

Для выявления морфологии выделяющихся фаз были проведены электронно-микроскопические исследования как деформированных (рис. 2.46 – 2.48) ( $\epsilon = 1,9$ ) образцов, так и образцов после указанной деформации с последующим старением при 500 °С, 1 час (рис. 2.49 – 2.51).

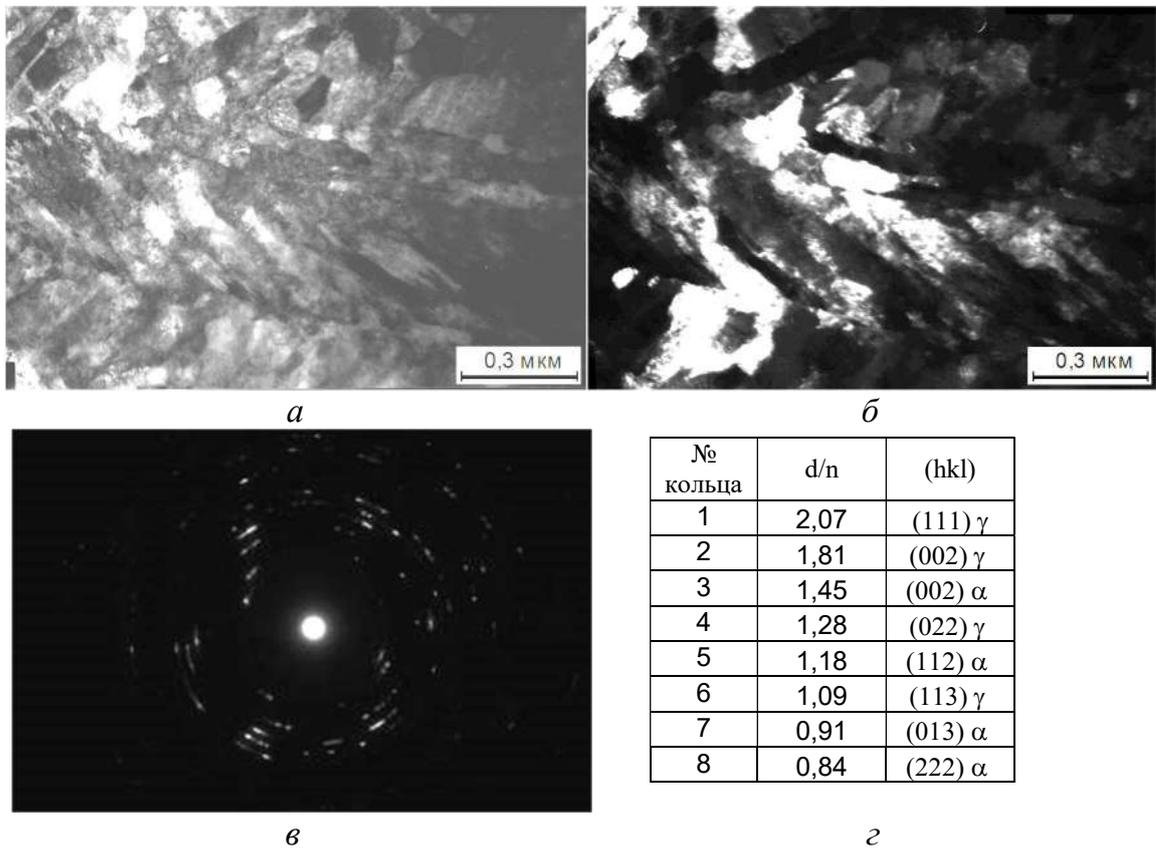


Рисунок 2.46 – Тонкая структура стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки (от 1000 °С) деформации ( $\epsilon = 1,9$ ): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (111) $\gamma$ ; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка кольцевой микродифракции

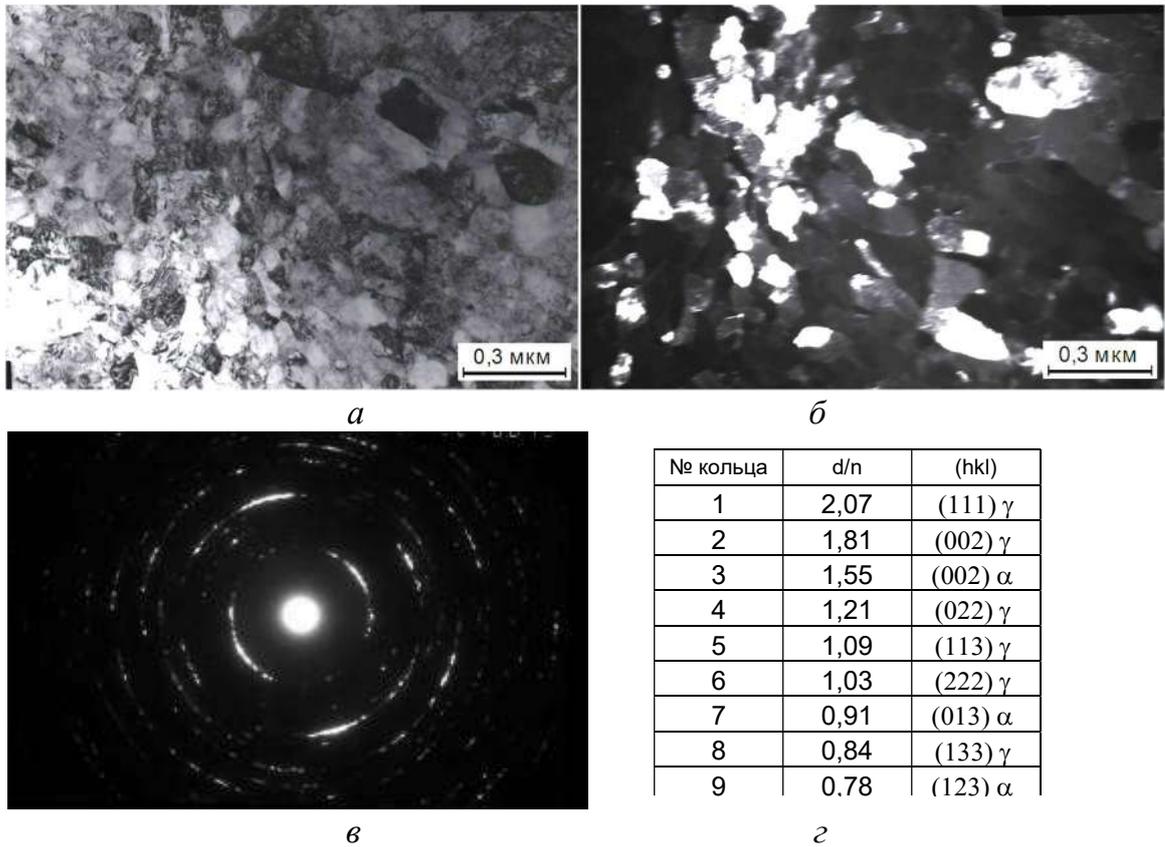


Рисунок 2.47 – Тонкая структура стали 03X14N11KM2ЮТ после закалки (от 1000 °С) и деформации ( $\epsilon = 1,9$ ): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (002)  $\alpha$ ; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка микродифракции

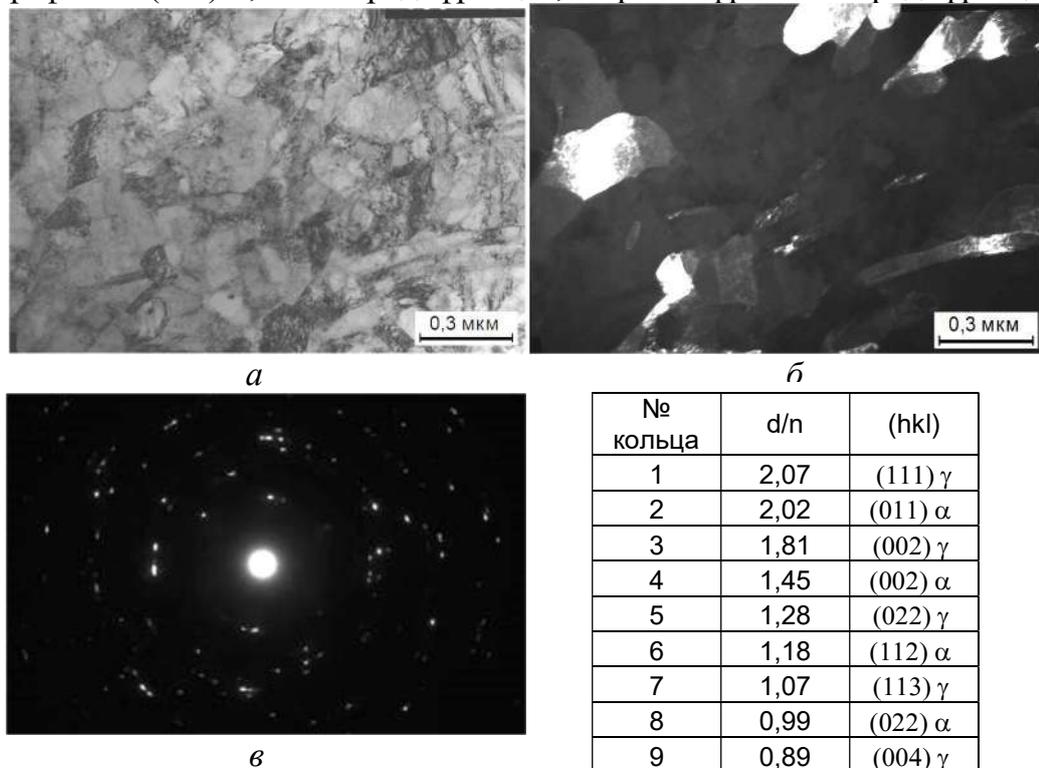


Рис. 2.48. Тонкая структура стали 03X14N11M2ЮТ после закалки (от 1000 °С) и деформации ( $\epsilon = 1,9$ ): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (011)  $\alpha$ ; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка микродифракции

При степени обжатия  $\epsilon = 1,9$  в структуре наблюдается наличие мартенсита деформации, количество которого  $\sim 50\%$  для стали 03X14H11K5M2ЮТ и значительно более для 03X14H11KM2ЮТ, для которой наблюдается появление кольцевых дифракционных картин, обусловленное разориентировкой кристаллов с углом  $> 5^\circ$ ; вследствие мелкозернистости структуры с рефлексами от ОЦК и ГЦК фаз.

Для стали 03X14H11KM2ЮТ субмикроскопический размер кристаллов мартенсита  $\sim 100$  нм и меньше. Проведенные исследования состаренных образцов показали, что фазой ответственной за упрочнение при старении холоднодеформированных сталей является фаза NiAl с упорядоченной кристаллической решеткой типа В2 (см. рис. 2.49 – 2.51). Образовавшиеся частицы интерметаллидной фазы NiAl, имеют нанокристаллические размеры, являются высокодисперсными, что чрезвычайно важно при получении проволоки тонких размеров.

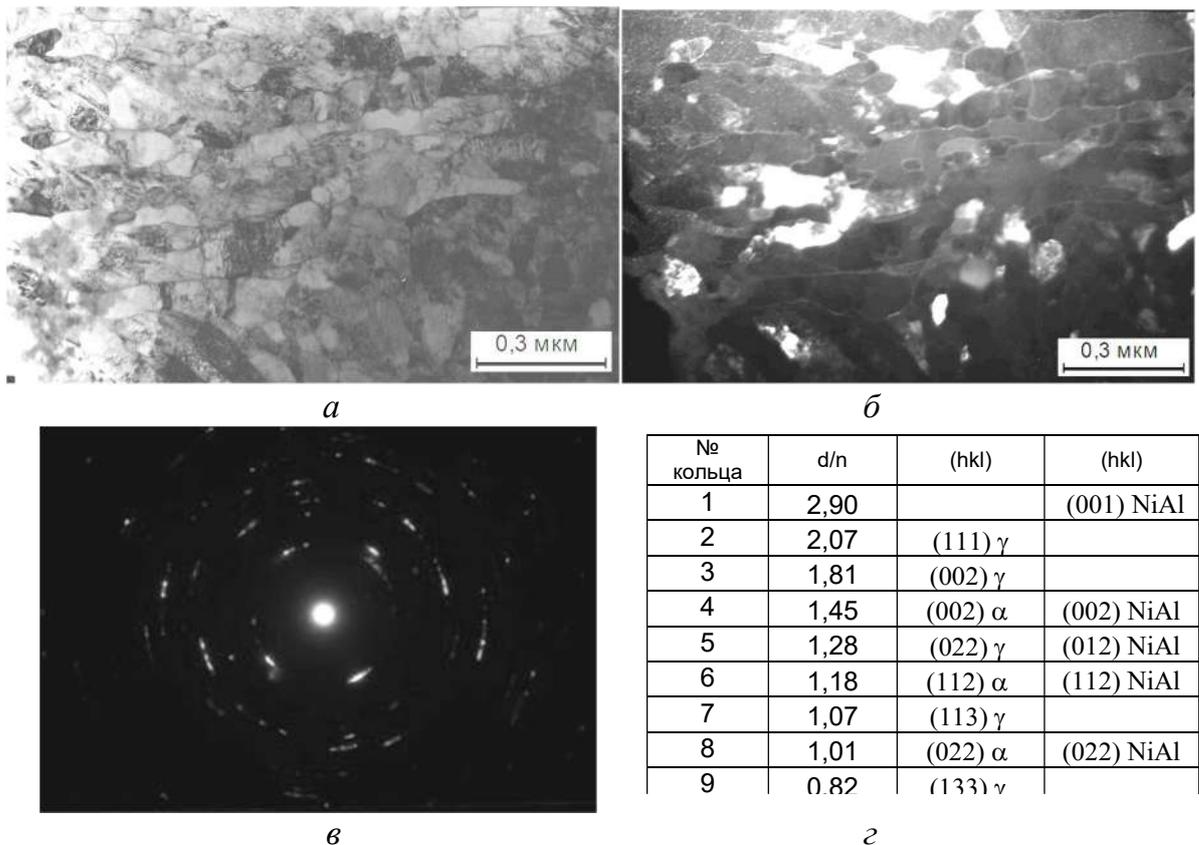


Рисунок 2.49 – Тонкая структура стали 03X14H11K5M2ЮТ после закалки (от 1000 °С), деформации ( $\epsilon = 1,9$ ) и старения при 500 °С (1 ч): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе (002)  $\alpha$  и NiAl; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка микродифракции

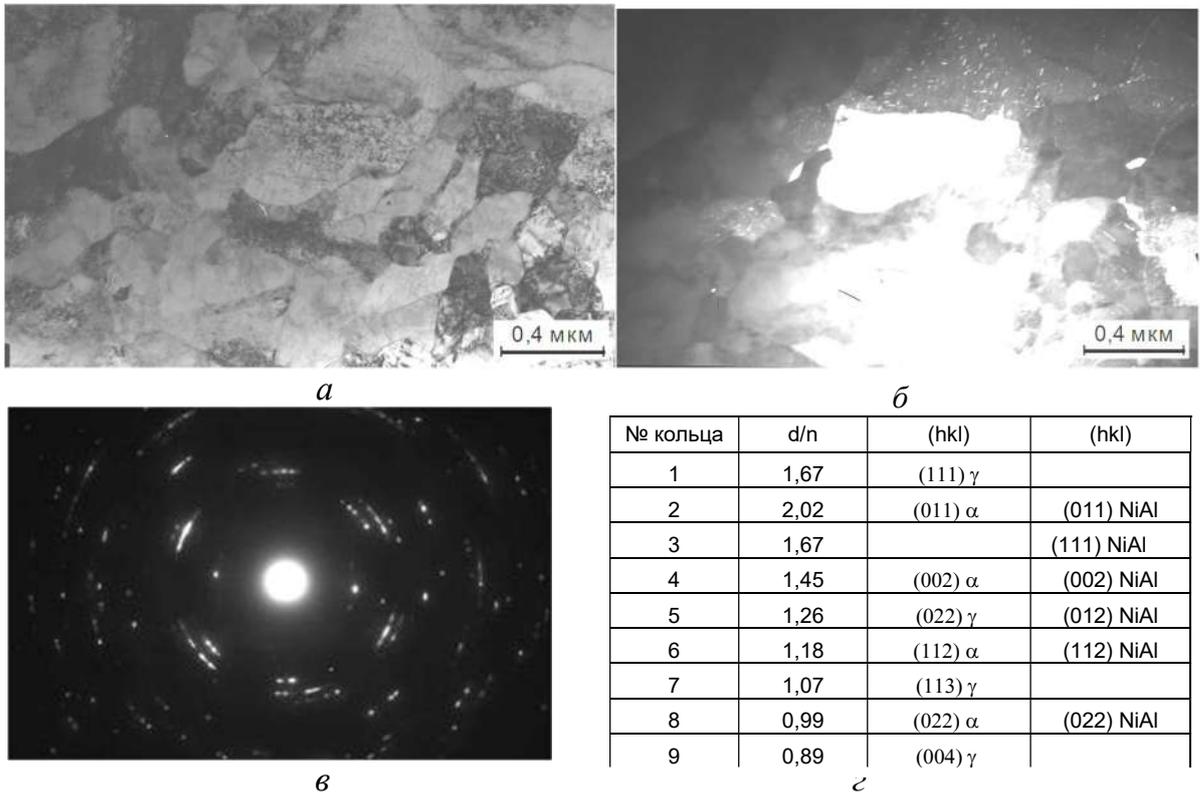


Рисунок 2.50 – Тонкая структура стали 03X14H11KM2ЮТ после закалки (от 1000 °С), деформации ( $\epsilon = 1,9$ ) и старения при 500 °С (1 ч): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное в рефлексе (011)  $\alpha$  и NiAl; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка

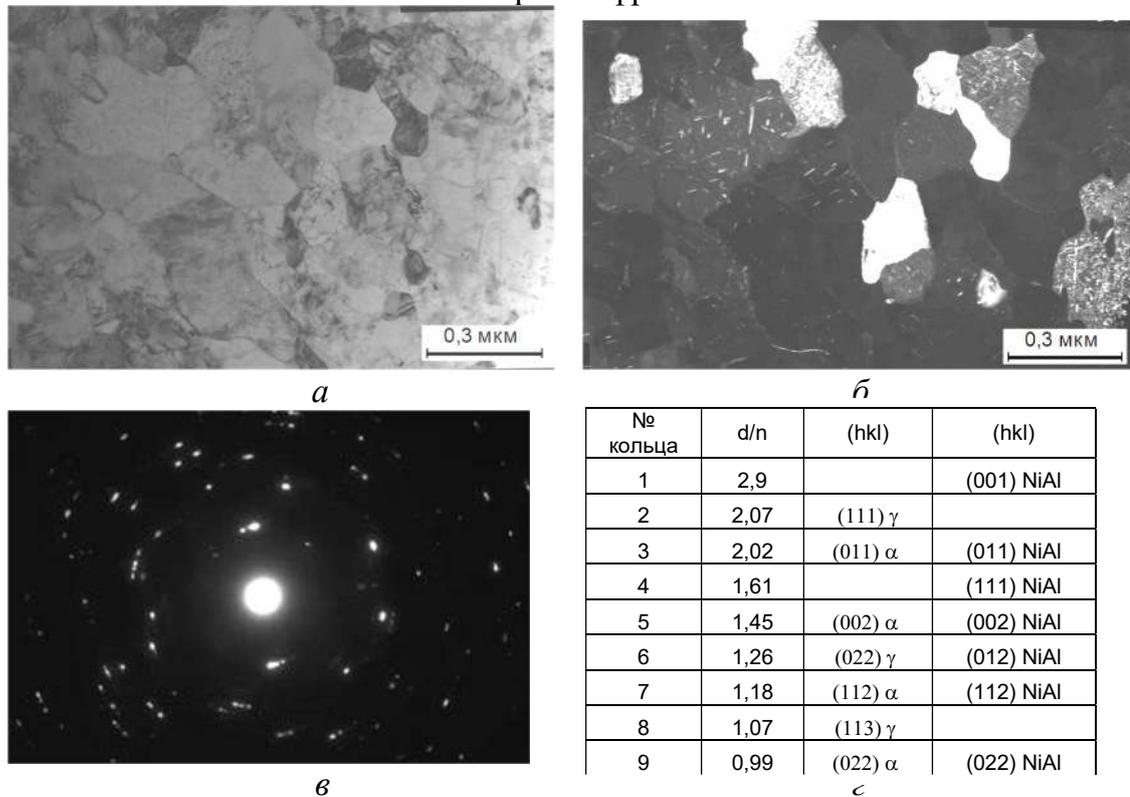


Рисунок 2.51 – Тонкая структура стали 03X14H11M2ЮТ после закалки (от 1000 °С), деформации ( $\epsilon = 1,9$ ) и старения при 500 °С (1 ч): *a* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное в рефлексе (011)  $\alpha$  и NiAl; *в* – микродифракция; *г* – расшифровка

Отмечено также присутствие в структуре некоторого количества высокотемпературной  $\chi$ -фазы, сохранившейся после закалки. Показано, что при старении деформированных сталей происходит равномерное выделение из ОЦК твердого раствора фазы NiAl, частицы которой имеют сферическую форму, размером порядка 6 – 10 нм. В тоже время на темнопольных изображениях в рефлексе (011) $\alpha$  и NiAl «светятся» подросшие, но равномерно распределенные в ГЦК матрице выделения фазы NiAl, наблюдавшиеся и при старении после закалки (рис. 2.50, б и 2.51, б).

## **2.5 Влияние старения в широком интервале температур после холодной пластической деформации волочением на свойства и релаксацию напряжений в стали 03X14H11K5M2ЮТ**

При сравнительном изучении технологических свойств сталей разного легирования кобальтом по основным этапам получения высокопрочной проволоки было показано, что наиболее технологична сталь 03X14H11K5M2ЮТ, для указанной стали разрабатывалась технология изготовления высокопрочной проволоки для медицинского инструмента и упругих элементов. В связи с этим изучение влияния последеформационного старения на комплекс физико-механических свойств проводилось для данной стали.

Сталь обычно поставляется заказчику в деформированном состоянии, а старение упругих элементов для достижения высокопрочного состояния обычно проводится на готовых изделиях (например, микрохирургические иглы или упругие элементы). За счет старения осуществляется окончательное упрочнение холоднодеформированной проволоки исследуемой метастабильной аустенитной стали. Данный процесс обусловлен распадом пересыщенных твердых растворов (в основном ОЦК-мартенсита деформации). Природа, а также температурные интервалы выделения интерметаллидных фаз рассмотрены в предыдущих разделах.

С целью выбора оптимальной температуры старения изучали как влияние температуры старения в интервале 300 – 700 °С при выдержке 1 ч на

механические (рис. 2.52) и физические свойства стали, так и изменение последних в ходе изотермических выдержек при температуре 500 °С (рис. 2.53 – 2.54).

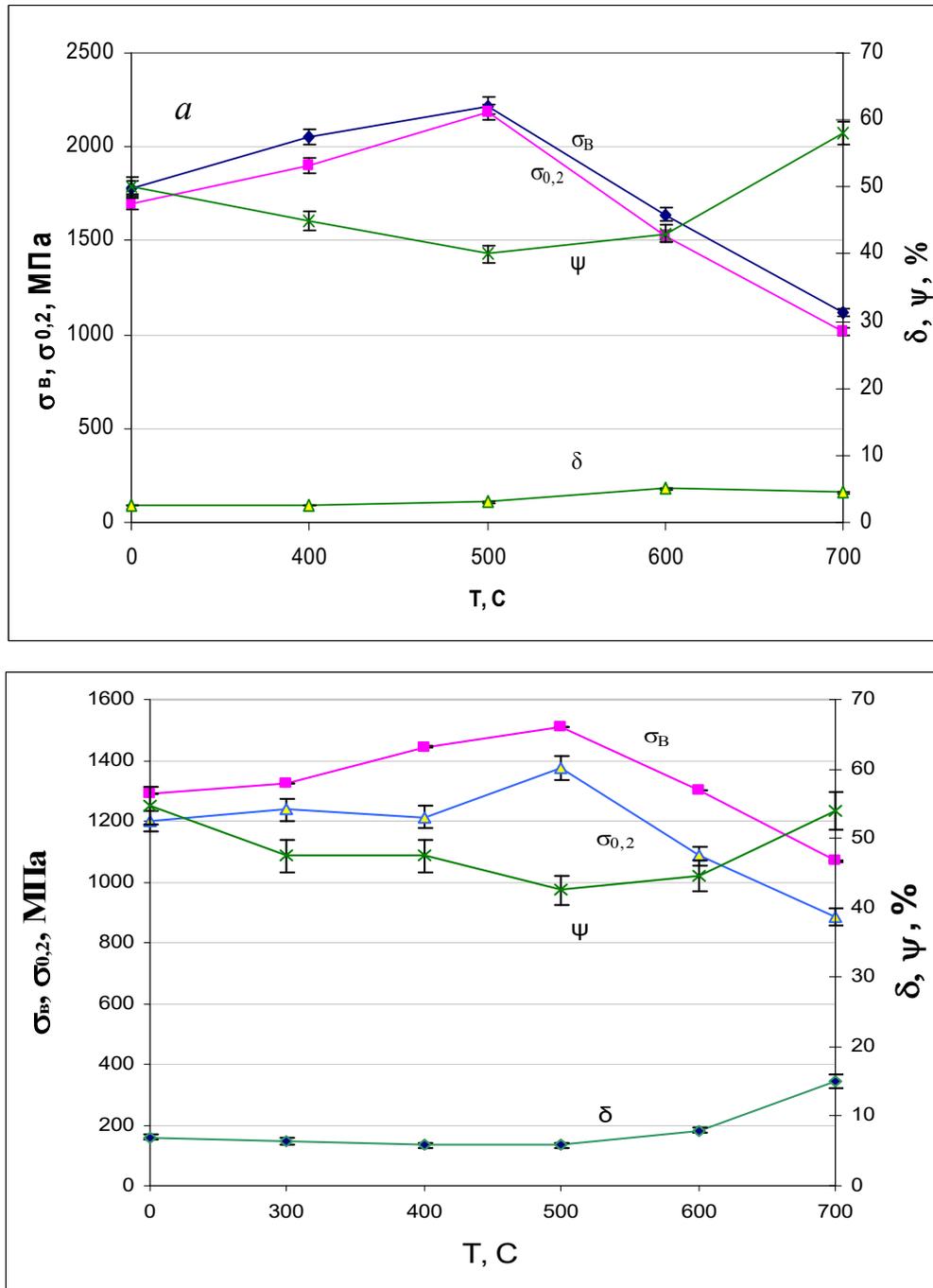


Рисунок 2.52 – Зависимость прочностных свойств проволоки из стали 03Х14Н11К5М2ЮТ от температуры старения: *а* – деформация  $\epsilon = 4,15$ ; *б* – деформация  $\epsilon = 1,5$

Предварительная умеренная пластическая деформация, в данном случае волочение, способствует ускорению процессов старения и повышает общий эффект упрочнения при старении, по сравнению с закаленной сталью.

Такое влияние холодной пластической деформации объясняется повышением энергии кристаллической решетки аустенита в деформированном состоянии и в связи с этим снижением эффективной энергии активации процесса старения, а также тем, что в случае старения деформированной матрицы распад пересыщенного твердого раствора (мартенсита деформации) происходит с образованием упорядоченного изоморфного по отношению к ОЦК-фазе алюминида NiAl.

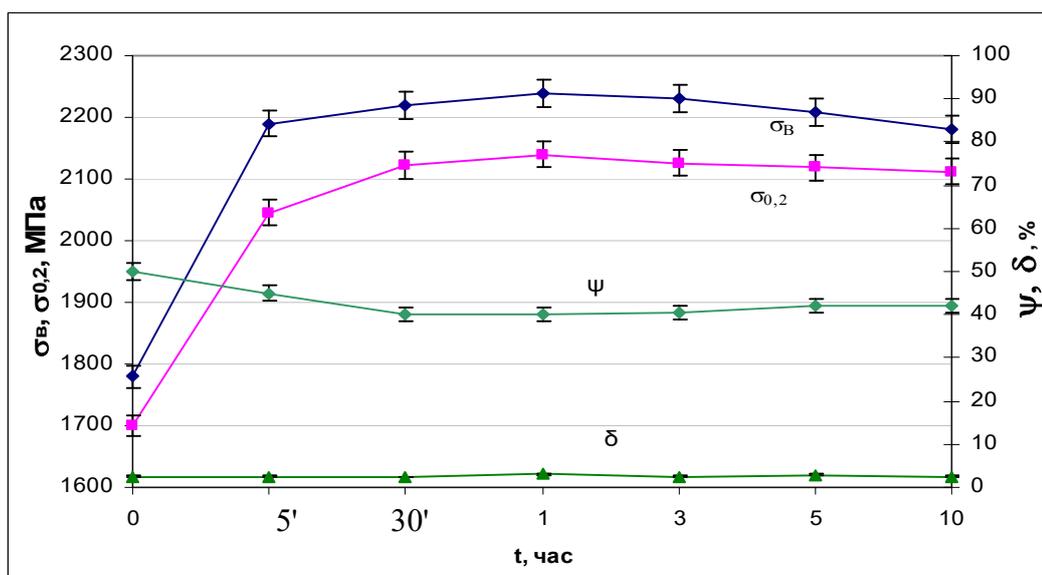


Рисунок 2.53 – Кинетика пластических и прочностных свойств стали 03X14H11K5M2ЮТ от длительности старения, деформация  $\epsilon = 4,15$

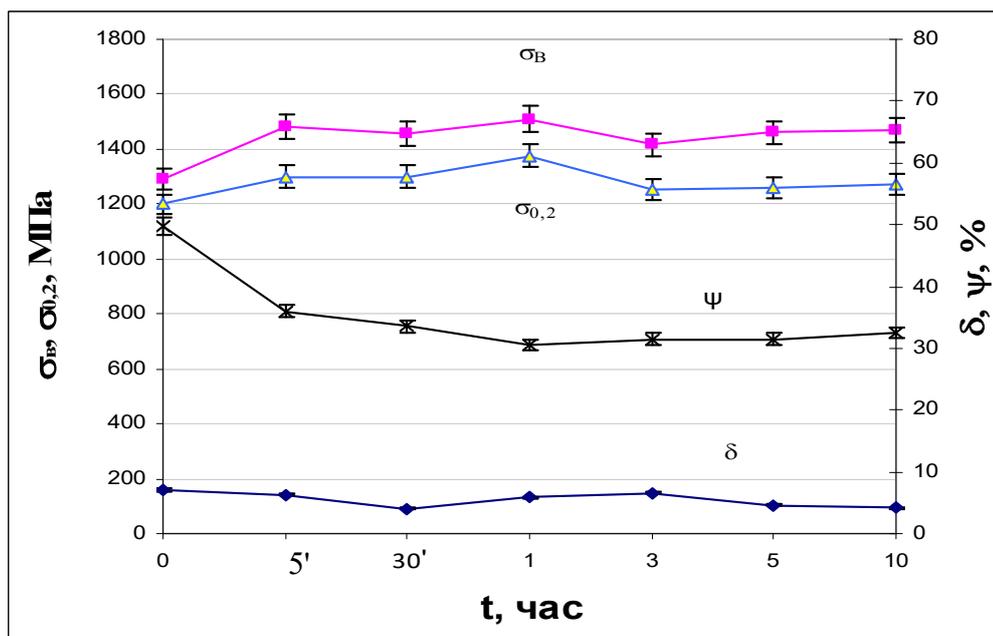


Рисунок 2.54 – Кинетика пластических и прочностных свойств стали 03X14H11K5M2ЮТ от длительности старения, деформация  $\epsilon = 1,5$

Процессы старения вызывают изменение не только механических, но и физических свойств, например, электросопротивления (рис. 2.55). Обращают на себя внимание различия в уровнях для мартенситного и аустенитного состояний вплоть до температур порядка 500 °С, общая тенденция снижения этих уровней с повышением температуры нагрева и реакция на процессы выделения фаз при распаде пересыщенных твердых растворов.

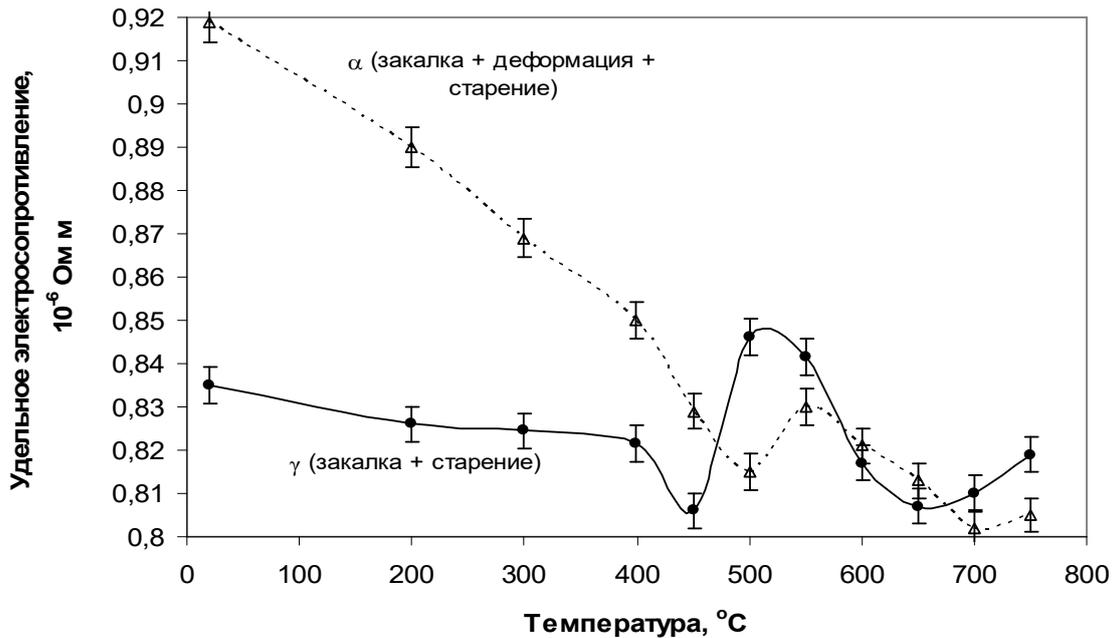


Рисунок 2.55 – Зависимость удельного электросопротивления закаленной и деформированной стали 03X14H11K5M2ЮТ от температуры старения

Учитывая, что электросопротивление наиболее чувствительно к плотности точечных дефектов кристаллической решетки, можно предположить, что общая тенденция его снижения связана с отжигом вакансий, избыточное содержание которых сформировано закалкой (для аустенитного состояния) и усилено холодной пластической деформацией и деформационным  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращением (для деформированного состояния). Выравнивание фазового состава в температурном интервале 500 – 600 °С определяет однотипность электросопротивления после нагревов выше 500 °С.

Оптимальным с точки зрения сочетания механических свойств, как при умеренной, так и при чрезвычайно высокой деформации, является старение при 500 °С, в течение 1 ч.

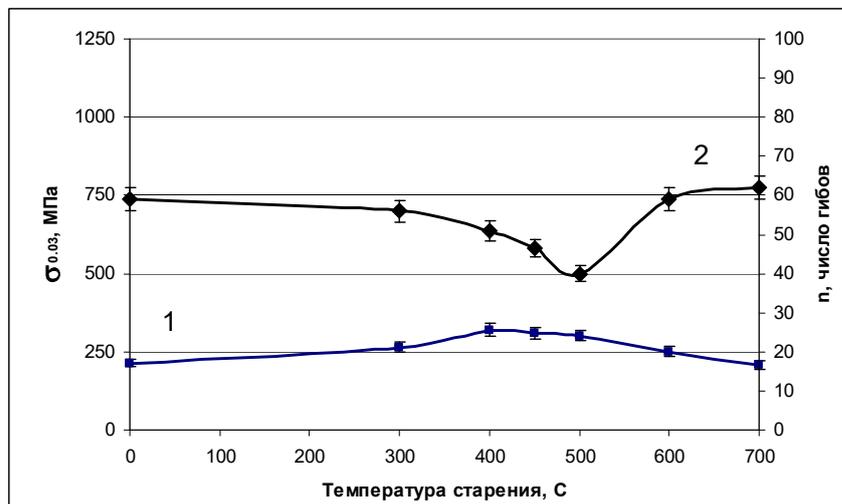
Из исследованных метастабильных аустенитных мартенситностареющих сталей двух групп легирования, 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ, была получена коррозионностойкая проволока, обладающая после деформации следующим уровнем механических свойств: диаметр 2 – 3 мм,  $\epsilon > 2$ :  $\sigma_{\text{в}} = 1630$  МПа,  $\sigma_{\text{в}} = 1520$  МПа; диаметр 0,5 – 1,0 мм,  $\epsilon > 4$ :  $\sigma_{\text{в}} = 2330$  МПа,  $\sigma_{\text{в}} = 2140$  МПа, соответственно. Для диаметра 0,3 – 0,5 мм,  $\epsilon > 5$ :  $\sigma_{\text{в}} = 2320 - 2520$  МПа для 03X14H11K5M2ЮТ, сталь с малым содержанием кобальта протянуть на данную степень деформации не удалось. Последующее старение дает прирост свойств относительно деформированного состояния, в среднем,  $\Delta\sigma_{\text{в}} = 200 - 250$  МПа.

Релаксацию напряжений при изгибе проводили при температурах 300 °С и 400 °С в течение 5, 10, 30, 60, 180, 300 и 600 мин. Испытания на релаксацию напряжений проводили на деформированных образцах, деформированных и состаренных при 400° С, а также на деформированных и состаренных при 500° С в течение 10 ч. На рис. 2.56 показано влияние температуры старения закаленных и деформированных образцов на условный предел упругости ( $\sigma_{0,03}$ ) и число перегибов ( $n$ ) исследуемой стали.

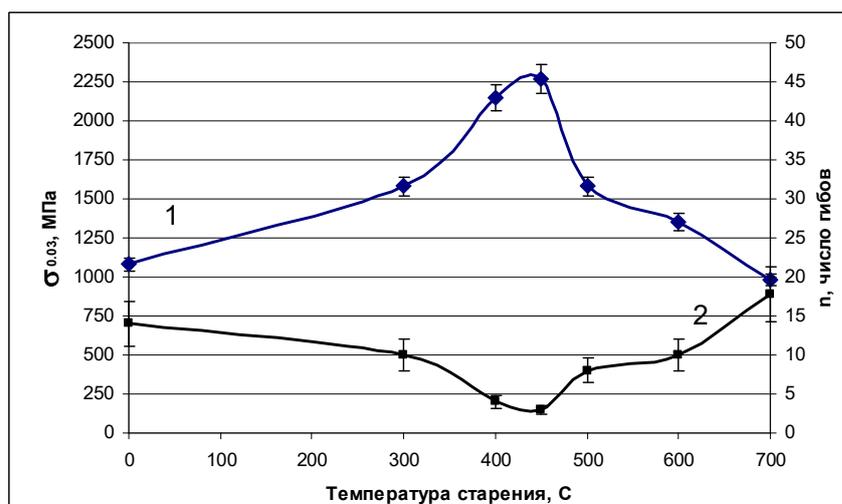
Исследование механических свойств пружинной ленты показало, что старение предварительно закаленных образцов не приводит к заметному изменению упругих свойств, в то время как холодная пластическая деформация (волочением и плющением) привела к существенному повышению предела упругости (с 215 до 1150 МПа). Упрочнение исследуемой аустенитной стали обусловлено одновременным и сложным влиянием ряда факторов. Повышение упругих свойств в результате холодной пластической деформации обусловлено, с одной стороны, наклепом и усилением дефектности структуры  $\gamma$ -твердого раствора вследствие развития пластического деформирования путем скольжения и двойникования, а с другой стороны, интенсивностью протекания  $\gamma \rightarrow \alpha$  или  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$

превращений, появлением в аустените высокодисперсных кристаллов мартенсита способных «наследовать» дефекты аустенита.

Следует подчеркнуть, что количество мартенсита деформации в исследуемой метастабильной аустенитной стали при деформации может достигать ~ 90 %. Последующее старение дополнительно повышает предел упругости деформированной стали. Максимальные значения условного предела упругости ( $\sigma_{0,03}$ ) достигаются при температурах 450 °С, что связано с процессами распада ОЦК-твёрдого раствора (мартенсита деформации) с образованием упорядоченной изоморфной по отношению к ОЦК фазе алюминиды NiAl.



*а*



*б*

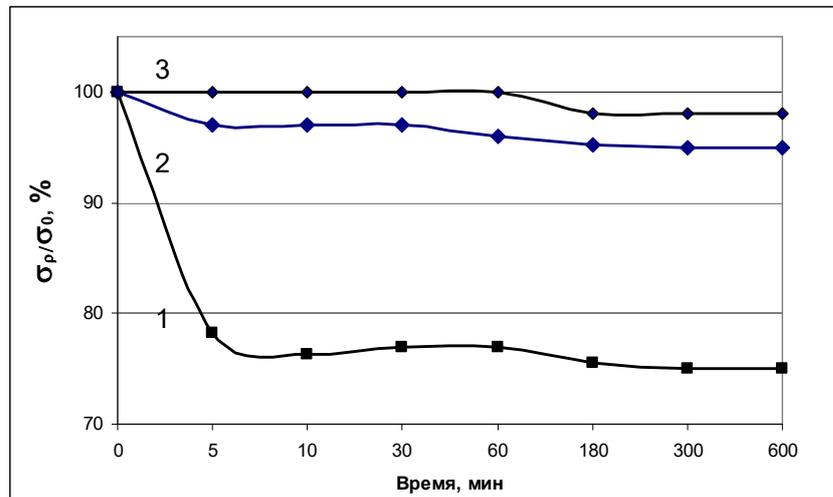
Рисунок 2.56 – Зависимость предела упругости (кривая 1) и числа перегибов (2) закаленной (*а*) и деформированной (*б*) ленты из стали 03X14N11K5M2ЮТ

Пластичность и вязкость ленты, оцениваемая по числу знакопеременных гибов после старения при 400 – 450 °С имеет минимальные значения. При более высоких температурах старения происходит нарушение когерентной связи частиц второй фазы и матрицы и снятие локальных напряжений, а также протекание обратного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения.

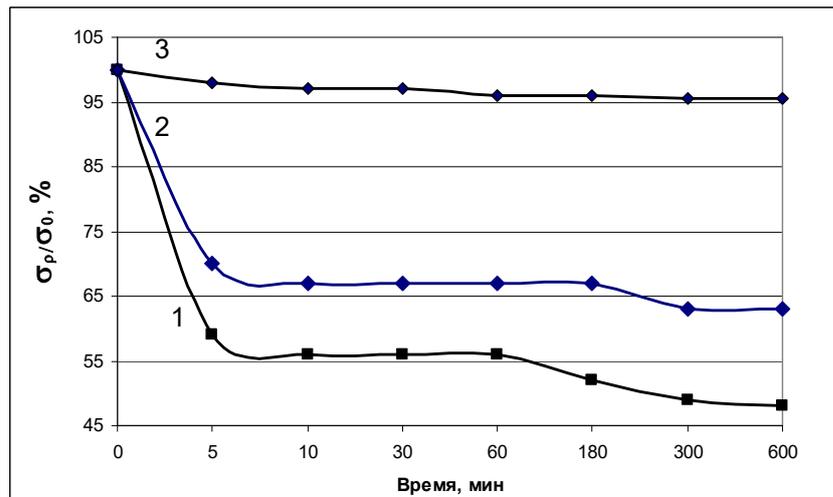
Наряду с упругими и пластическими свойствами пружинной ленты важной характеристикой является их релаксационная стойкость при повышенных температурах.

Для высокопрочных материалов, к которым следует отнести и исследуемую метастабильную аустенитную сталь, следует иметь в виду, что достижение высокой прочности практически всегда основано на получении метастабильного состояния. Для метастабильного состояния релаксация обусловлена взаимодействием структурного и сдвигового механизма. Интенсивность процесса релаксации находится в сложной зависимости от температурно-временных параметров испытания и режимов термомеханического упрочнения. При определенных условиях релаксационная устойчивость может преимущественно зависеть от активности того механизма релаксации, который становится ведущим звеном в релаксационном процессе [45]. На рис. 2.57 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  $\sigma_0 = 0,8 \cdot \sigma_{0,03}$ . Наиболее низкая релаксационная стойкость наблюдается после закалки и пластической деформации. Значительная релаксация напряжений после закалки и холодной пластической деформации обусловлена интенсивным развитием структурного механизма релаксации, связанного с протеканием процессов стабилизирующих структуру непосредственно в поле приложения напряжений изгиба [39]. При анализе релаксационной стойкости

нестабильных сталей необходимо учитывать также роль мартенсита деформации в осуществлении релаксации. Образование мартенсита способствует усилению упрочнения, при этом наиболее заметно его влияние наблюдается при старении.



а



б

Рисунок 2.57 – Релаксационная стойкость стали 03X14H11K5M2ЮТ при  $T_r = 300$  °C (а) и при  $T_r = 400$  °C (б) после различных обработок: 1 – деформация; 2 – деформация + старение 400 °C, 1 ч; 3 – деформация + старение 500 °C, 1ч

Эффективность повышения прочностных свойств при старении находится в зависимости от объемной доли мартенсита. Деформационное старение можно рассматривать как гетерогенный распад ОЦК - твердого раствора в условиях высокой плотности дефектов, идущий с выделением частиц избыточной фазы. Оно не только способствует термической стабильности структуры, но и при соответствующих температурно-

временных условиях нагрева может дополнительно повышать прочностные характеристики (в первую очередь предел упругости) деформированных сталей. Благодаря этому возрастает сопротивление сдвиговому механизму релаксации, ослабляется влияние структурного и, как следствие, наблюдается существенное усиление релаксационной стойкости. 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. При этом снижение релаксирующего напряжения не превышает 5 %, что свидетельствует о высокой релаксационной стойкости стали 03X14H11K5M2ЮТ при повышенных температурах.

В связи с тем, что модуль упругости является характеристикой непосредственно связанной с величиной сил межатомного взаимодействия и, следовательно, чувствителен к процессам перераспределения атомов в твердом растворе, критерием выбора материала для упруго чувствительных элементов часто служит величина отношения предела упругости к модулю упругости.

Пластическая деформация приводит к уменьшению модуля упругости, что можно объяснить ростом числа дефектов кристаллической решетки и увеличением метастабильности сплава. Целесообразно учитывать еще и вклад полиморфного превращения сопровождающегося образованием менее упакованного  $\alpha'$ -мартенсита деформации. Упрочнение при старении сопровождается повышением модуля Юнга.

На рис. 2.58 показано влияние температуры старения, время выдержки 1 час, на модуль упругости образцов стали 03X14H11K5M2ЮТ. Как видно, при нагреве до 300 °С происходит резкий рост модуля упругости, который связан как с восстановлением модуля упругости, так и с распадом

пересыщенного ОЦК-твердого раствора мартенсита деформации при старении. 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.

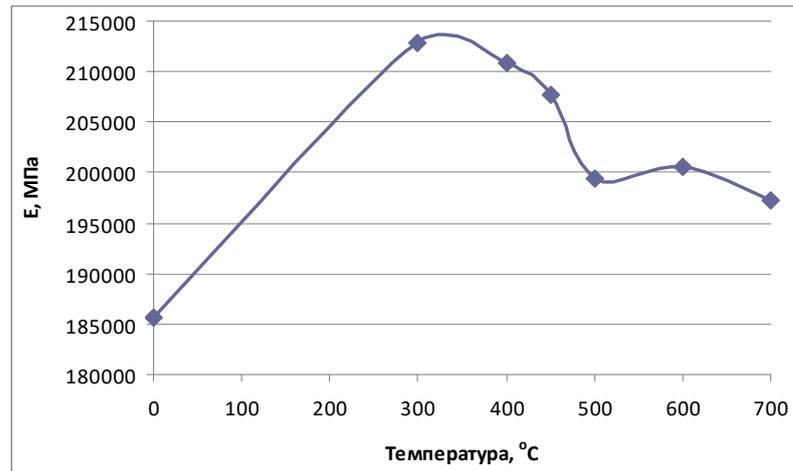


Рисунок 2.58 – Изменение модуля упругости в зависимости от температуры старения стали 03X14H11K5M2ЮТ

Переход ОЦК-решетки в ГЦК вызывает дополнительное увеличение модуля упругости в связи с увеличением компактности решетки, о чем говорит наличие второго пика в районе 600 °С.

На рисунке 2.59 приведено изменение модуля упругости при нагреве деформированных образцов.

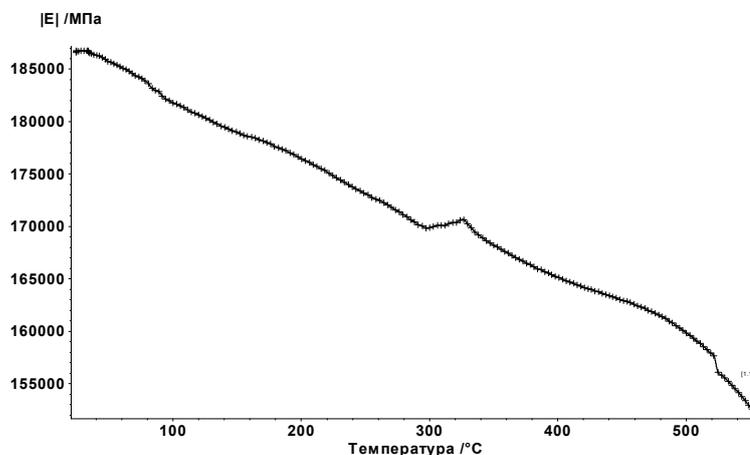


Рисунок 2.59 – Изменение модуля упругости при нагреве стали 03X14H11K5M2ЮТ

Некоторое увеличение модуля упругости в интервале температур 320 – 350 °С, также свидетельствует о процессах распада пересыщенного ОЦК-твердого раствора.

## 2.6 Выводы

1. Исследованные мартенситностареющие аустенитные стали: кобальтовая 03X14N11K5M2ЮТ и с экономным легированием кобальтом 03X14N11KM2ЮТ, являются деформационно-метастабильными и обладают ярко выраженным ТРИП-эффектом. Исследование магнитных характеристик при охлаждении вплоть до температуры жидкого гелия показало, что весь образующийся в данных сталях мартенсит является мартенситом деформации. Количество мартенсита деформации зависит как от степени холодной пластической деформации, так и от легирования кобальтом, и может достигать 93 – 98 %.

2. В результате холодной пластической деформации при умеренных степенях обжатия формируется аксиальная текстура  $\langle 111 \rangle$ , дополненная второй компонентой типа  $\langle 100 \rangle$ , а при высоких степенях деформации с появлением значительного количества ОЦК-фазы образуется преимущественная ориентировка кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора по направлению  $\langle 110 \rangle$ . При этом с увеличением степени деформации происходит увеличение остроты текстуры.

3. Методами рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов установлены температурные интервалы выделения интерметаллидных фаз. Фазой, ответственной за упрочнение при старении после высокотемпературной закалки от 1000 °С, является интерметаллидная фаза NiAl, выделяющаяся в интервале 300 – 500 °С. Температурный интервал существования  $\chi$ -фазы, выделившейся из аустенита: 700 – 1000 °С. В стали с пониженным содержанием кобальта появление технически нежелательной  $\chi$ -фазы наблюдается при более низкой температуре, что можно связать с распадом  $\delta$ -феррита.

4. Исследованы процессы образования и распада  $\delta$ -феррита в указанных деформированных сталях. Показано, что старение  $\delta$ -феррита сопровождается выделением частиц интерметаллидной  $\chi$ -фазы в интервале температур 600 – 700 °С.

5. Стали с пониженным содержанием кобальта демонстрируют ослабление ТРИП-эффекта, обладают меньшей технологичностью и выдерживают меньшие суммарные степени обжатия без потери пластичности. Из исследованных метастабильных аустенитных сталей двух групп легирования, 03X14N11K5M2ЮТ и 03X14N11KM2ЮТ, 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 диаметра 0,3 – 0,5 мм,  $\epsilon > 5$ :  $\sigma_B = 2320 - 2520$  МПа у стали 03X14N11K5M2ЮТ, сталь с малым содержанием кобальта протянуть на данную степень деформации не удалось. Последующее старение дает прирост свойств относительно деформированного состояния, в среднем,  $\Delta\sigma_B = 200 - 250$  МПа.

6. Доказано, что аустенит исследуемой стали является термически стабильным в широком интервале температур от жидкого гелия до 500° С. Предложена обработка (по режиму закалка+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, является теплостойкой и может быть использована для высоконагруженных пружин и упругих элементов (прил. А).

## **ГЛАВА 3. МИКРО-ТРИП-ЭФФЕКТ НА ЗАКАЛЕННОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО (70Х2ГСМЛ И 150ХНМЛ) И ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА**

### **3.1 Преимущества метастабильного аустенита**

Рассмотренные в предыдущей главе МАС обладают объемным ТРИП-эффектом, очень технологичны и незаменимы для миниатюрных изделий способами холодной обработки давлением (медицинские иглы). При этом ввиду сложного легирования они дороги в производстве [48]. Для массового производства металлоемких изделий преимущества ТРИП-эффекта в метастабильном аустените можно реализовать в тонком слое рабочей поверхности после высокотемпературной закалки поверхности изделий из углеродистых серийных сталей, широкого применения, повысив тем самым износостойкость и срок службы литых деталей.

Преимущества структурной метастабильности в системе на основе Fe-Mn-Cr-C перед стабильными сталями сходного состава можно применить на практике только к конкретным условиям эксплуатации [49, 50]. При правильном выборе состава хромомарганцевого аустенита (сочетания углерода, хрома и марганца) обеспечивается благоприятная кинетика мартенситных превращений и достигаются свойства образующихся мартенситных фаз для реализации микротрип-эффекта и сильного упрочнения микрообъемов рабочей поверхности деталей машин [51].

В русле решения проблемы повышения контактной прочности металлических сплавов состояло основное направление работ проблемной лаборатории металловедения УГТУ-УПИ по разработке научных основ выбора кавитационностойких сплавов. Другое направление работ заключалось в разработке научных основ выбора материалов, способных противостоять контакту с твёрдой средой, оказывающей царапающее и режущее воздействие на рабочую поверхность [16, 19, 20, 26].

В качестве альтернативы МАС для литых деталей можно использовать высокоуглеродистые сплавы, других классов, в которых аустенит присутствует наряду с другими структурными составляющими. Нами, на примере закаленных сталей перлитного (впервые) и ледебуритного классов 150ХНМЛ и Х12МФЛ показано, что в результате закалки от нормальной температуры (850 °С) микроструктура мелкоигольчатого мартенсита с избыточными карбидами обеспечивает высокую твердость ( $\geq 60$  HRC), однако максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки сталей (1100÷1170 °С), формирующей мартенситно-карбидную структуру с метастабильным аустенитом [20, 27, 52 – 55]. Значительный интерес был проявлен к нашей работе по изучению возможности использования метастабильного аустенита как структурной составляющей высокоуглеродистых сталей перлитного и ледебуритного классов для повышения их сопротивления абразивному изнашиванию при нетрадиционной термообработке.

В данной главе представлены результаты наших работ по формированию диссипативной структуры метастабильного аустенита в высокоуглеродистых сталях перлитного (70Х2ГСМЛ и 150ХНМЛ) и ледебуритного (Х12МФЛ и 95Х18Л) классов.

### **3.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость новой экономно легированной стали 70Х2ГСМЛ**

В данном разделе исследовано влияние широкого диапазона температурных условий для закалки перлитной стали 70Х2ГСМЛ, их влияние на количество остаточного аустенита, его устойчивость при рабочих температурах, степень метастабильности в условиях деформационных нагрузок, а также параметры износостойкости. Установление влияния термической обработки стали на поведение при абразивном изнашивании

было начато с закалки. Рассматриваемые в данной главе стали содержат хром. Применение хрома в инструментальной стали объясняется не только его дешевизной, но и способностью этого химического элемента к карбидообразованию. Хром усиливает прокаливаемость, тем самым повышая прочность на сжатие и усталостную прочность. При совместном действии высокого содержания хрома и углерода образование специальных карбидов приводит к повышению прочности при высоких температурах, а также используется при необходимости повысить износостойкость и режущие свойства. Хромистая сталь с 1 % С используется для изготовления матриц холодных штампов, просечных штампов, валков холодной прокатки диаметром менее 100 мм и т.д., т.е. во всех случаях, когда путем повышения прокаливаемости хотят получить увеличение срока службы и повышение допустимого напряжения сжатия. Закалка углеродистых сталей традиционно производится с 760 – 780 °С в воде. При наличии в стали нерастворимых при температурах закалки хромистых карбидов сталь оказывается относительно нечувствительной к перегреву. При наличии хрома стабилизируются размеры при закалке. Хромистая сталь по сравнению с марганцовистой характеризуется меньшими изменениями объема. Например, легирование хромом ленточной стали для лезвий бритв, пил по дереву и часовых пружин (при добавлении 1 % Si), а также спиральных сверл в изделиях малой толщины позволяет закаливать их в мягко действующих охладителях. При легировании хромом в количестве до 0,5 % снижается чувствительность инструментальной стали к графитообразованию при нагреве. Это особенно важно, прежде всего для сталей с высоким содержанием углерода, легированных элементами, способствующими графитизации, например, кремнистых сталей (речь о которой пойдет в пятой главе).

Сталь перлитного класса с несколько повышенным содержанием хрома (2 % Cr) допускает применение закалки в масле даже для сравнительно крупных сечений (60 – 70 мм). Температура нагрева при закалке в масле должна быть несколько выше, чем при закалке в воде, 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 (рис. 3.1).

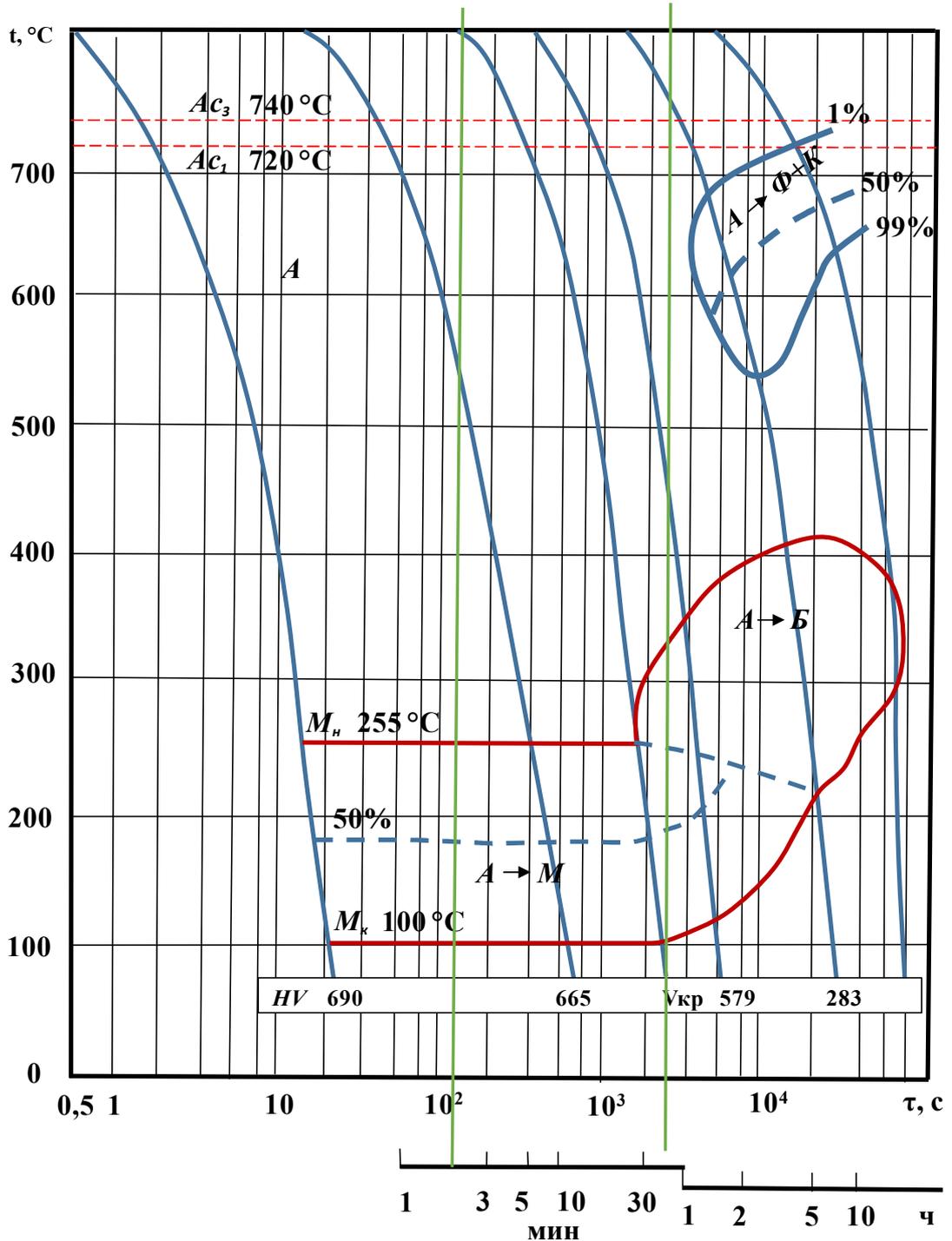


Рисунок 3.1 – Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 70Х2ГСМЛ.

$A_{c1} - 720\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c3} - 740\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $M_n - 255\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $M_k - 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Из рис. 3.1 на построенной нами термокинетической диаграмме превращений переохлаждённого аустенита видно, что для образцов стали

70X2ГСМЛ скорость охлаждения была выше критической и сопровождалась образованием мартенсита, что подтверждается значениями твердости.

Указанная сталь при закалке в масло проявляет весьма незначительную поводку, особенно в случае изделий, где наблюдается полная прокаливаемость. Так же ведёт себя марганцевая сталь с 2 % Mn. На сегодняшний день в практике имеется очень ограниченное число хромомарганцевых инструментальных сталей. Этим объясняется совместное легирование 2 % Cr и 1 % Mn, с учетом того, что марганец более дешевый легирующий элемент, чем хром.

Рентгеноструктурный анализ выявил, что фазовый состав образцов стали 70X2ГСМЛ после закалки от 850 °С представлен мартенситом со следами остаточного аустенита (менее 5 %). Наличие карбидных фаз на дифрактограммах не отмечается. После изнашивания следы остаточного аустенита не обнаруживаются, структура представлена только мартенситом.

Структура, формируемая высокотемпературной закалкой образцов стали 70X2ГСМЛ, по фазовому составу отлична от той, что наблюдается после закалки от 850 °С. После высокотемпературной закалки кроме мартенсита обнаружен остаточный аустенит в значительном количестве, порядка 20 % (закалка от 1170 °С), рис. 3.2.

На рисунке 3.2 показано, что участки остаточного аустенита имеют остроугольную форму, расположены между пластинчатыми кристаллами мартенсита и имеют высокую плотность дислокаций. Это указывает на то, что в аустените, находившемся в процессе развития мартенситного превращения под действием касательных напряжений [56, 57], произошёл фазовый наклёп с повышением предела текучести аустенита, что и привело к остановке развития сдвигового мартенситного превращения.

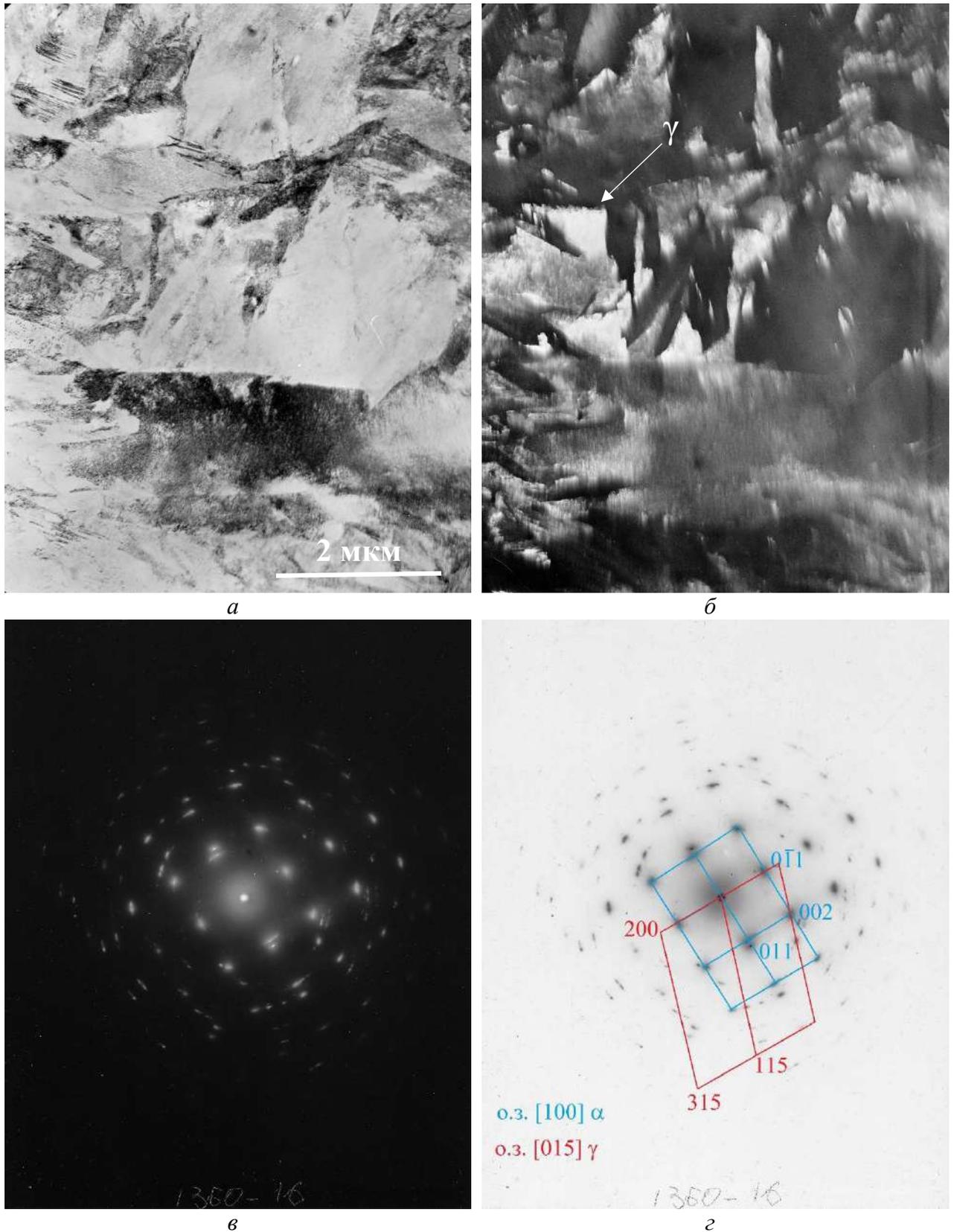


Рисунок 3.2 – Микроструктура стали 70X2ГСМЛ после закалки от 1170 °С:  
*a, б* – светлопольное изображение и темнопольное в рефлексе (200)  $\gamma$ -фазы;  
*в, г* – микродифракция и схема индирования

При дальнейшем охлаждении доля мартенсита может возрасти, поскольку создаются условия, необходимые и достаточные для возобновления сдвигового мартенситного превращения в упрочнённых объёмах аустенита. Зависимость предела текучести аустенита  $\sigma_{0,2T}$  от доли образовавшегося мартенсита  $V_T$  описывается уравнением (3.1):

$$\sigma_{0,2T} = \sigma_{0,2} / (1 - \alpha V_T), \quad (3.1)$$

где  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести аустенита перед началом превращения;  $\alpha$  – коэффициент фазовой наклёпываемости (меньше единицы).

На рис. 3.2 видно также, что некоторые кристаллы мартенсита содержат внутренние двойники превращения. Видимо, мартенсит охлаждения в стали 70X2ГСМЛ имеет смешанную морфологию подобно описанной М.Л. Бернштейном с сотрудниками в стали примерно эвтектоидного состава 80X5 [19]. Мартенсит – частично двойникованные линзовидные кристаллы с габитусом типа  $\{225\}_\gamma$  [19].

Остаточный аустенит метастабилен, и в процессе изнашивания подпитывает поверхностный слой, обеспечивая мартенситное превращение.

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 твёрдость ниже на 5 единиц HRC, чем после закалки от нормальной температуры (рис. 3.3).

Исходная твёрдость после закалки от разных температур и микротвёрдость на рабочей поверхности после изнашивания показаны на рисунке 3.3 [27]. В стали 150ХНМЛ влияние высокотемпературной закалки выражено более эффективно по сравнению с её действием в стали

70X2ГСМЛ, что связано с возможностью получения в стали 150ХНМЛ значительно большего количества остаточного аустенита.

Твердость с повышением температуры нагрева под закалку снижается незначительно, а с 1000 °С – резко снижается. Фактор наличия остаточного аустенита, понижающего твердость, конкурирует с ростом твердости кристаллов мартенсита по мере повышения концентрации в них углерода. С ростом температуры нагрева под закалку постепенно растворяются вторичные карбиды типа  $(Fe,Cr)_3C$ , доля остаточного аустенита растет с 5 до 80 % при температурах закалки 850 и 1170 °С соответственно.

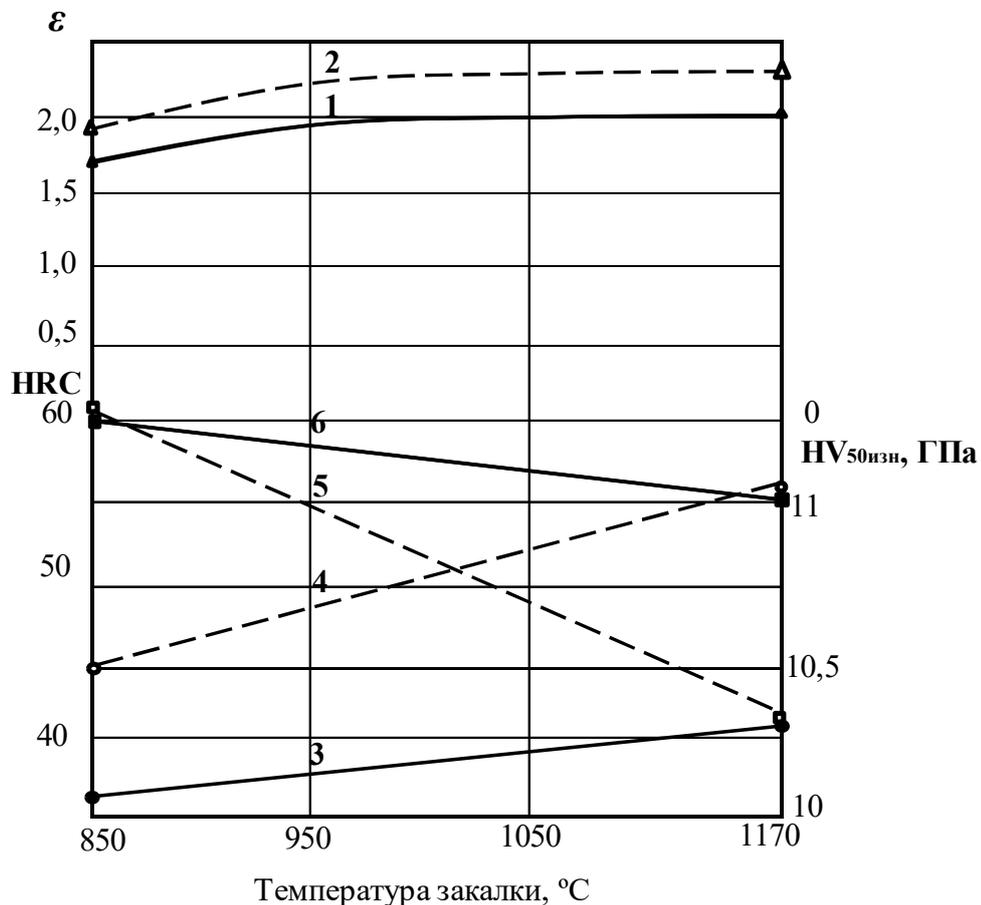


Рисунок 3.3 – Результаты испытаний образцов исследуемых сталей 70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ на абразивное изнашивание. Сплошные линии – сталь 70X2ГСМЛ, пунктирные – 150ХНМЛ; ε – линии 1, 2; HV<sub>50изн</sub>, ГПа – 3, 4; HRC – 5, 6

Начиная с температуры закалки 1000 °С, влияние остаточного аустенита преобладает, вызывая снижение твердости стали после закалки из-

за увеличения количества остаточного аустенита, несмотря на повышение твердости науглероженного мартенсита, т.е. после высокотемпературной закалки твердость стали ниже на 19 единиц HRC, чем после закалки от стандартной температуры (рис. 3.3). В противоположность твердости, абразивная износостойкость исследуемых сталей возрастает при повышении температуры нагрева под закалку, начиная с 1000 °С и после высокотемпературной закалки от 1170 °С превышает таковую после закалки от 850 °С на 30 %.

### **3.3 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость экономнолегированной стали 150ХНМЛ**

В данном разделе исследовано влияние широкого диапазона температурных условий для закалки перлитной стали 150ХНМЛ, их влияние на количество остаточного аустенита, его устойчивость при рабочих температурах, степень метастабильности в условиях деформационных нагрузок, а также параметры износостойкости.

Основываясь на данных дилатометрического анализа, построена диаграмма изотермического распада переохлаждённого аустенита, на которую нанесены реальные скорости охлаждения образцов. При охлаждении от температуры 900 °С в масле и на воздухе образцы приобретают мартенситную структуру, при более медленном охлаждении в песке образец имеет мартенситно-бейнитную структуру (рис. 3.4).

Структура образцов стали 150ХНМЛ в исходном состоянии включает в себя ферритно-карбидную смесь, вторичный цементит по границам зерен, а также редкие, до 6 % от общего количества, локальные участки карбидной эвтектики, твердость составила 330 НV. Подобранные режимы термообработки: закалка в масло от 850 и 1170 °С с последующим

двухчасовым отпуском при 200 °С позволили получить схожие со сталью 70X2ГСМЛ результаты.

Рентгеноструктурный анализ выявил в первом случае мартенситную структуру, остаточного аустенита меньше 4 %, карбидные включения растворились, твердость составила 61 HRC. Во втором случае образуется до 80 % аустенита наряду с мартенситом, твердость значительно ниже – 42 HRC.

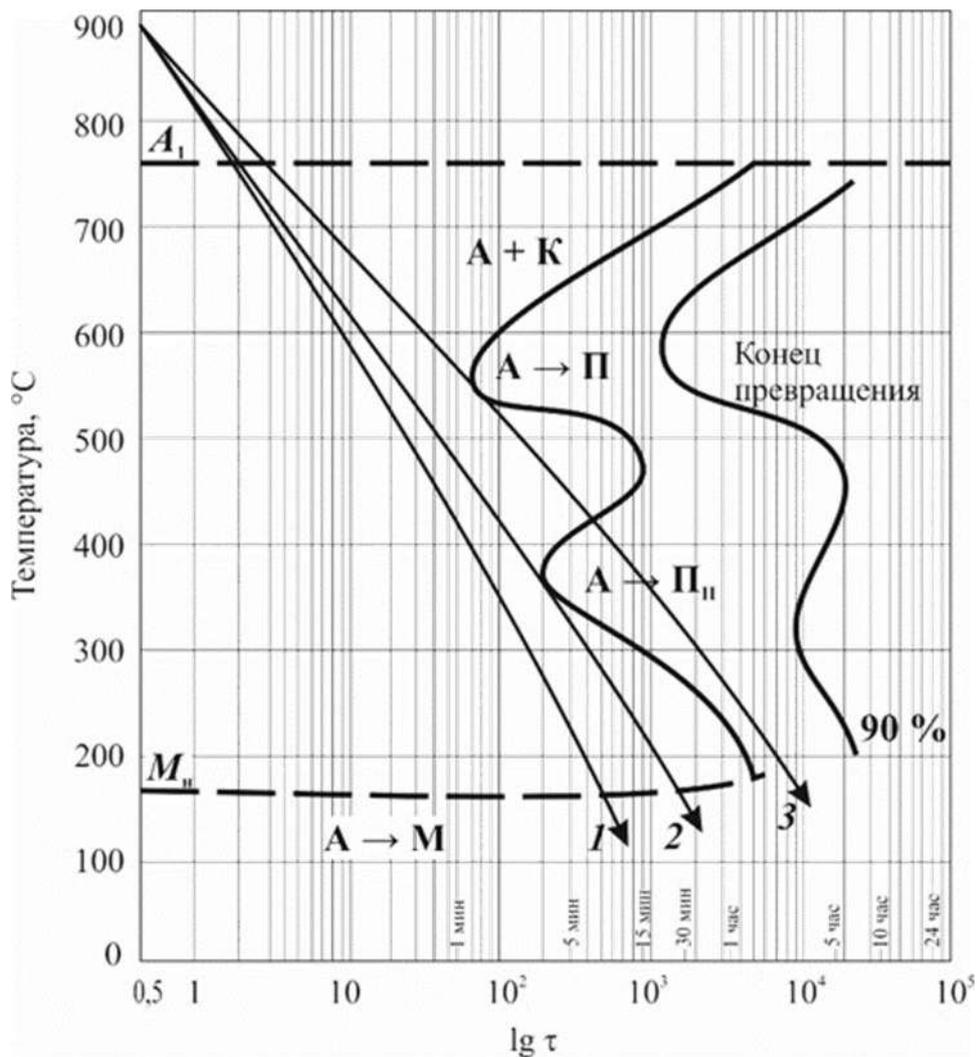


Рисунок 3.4 – Диаграмма изотермического распада переохлаждённого аустенита стали 150XНМЛ, скорость охлаждения в среде: 1 – масло; 2 – на воздухе, 3 – в песке

Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, снижению критической скорости закалки и, как следствие, увеличению прокаливаемости.

Микроструктура рабочей поверхности образца стали 150ХНМЛ после закалки от 900 до 1170 °С со структурой преимущественно остаточного аустенита после электрополировки представлена на рис. 3.5.

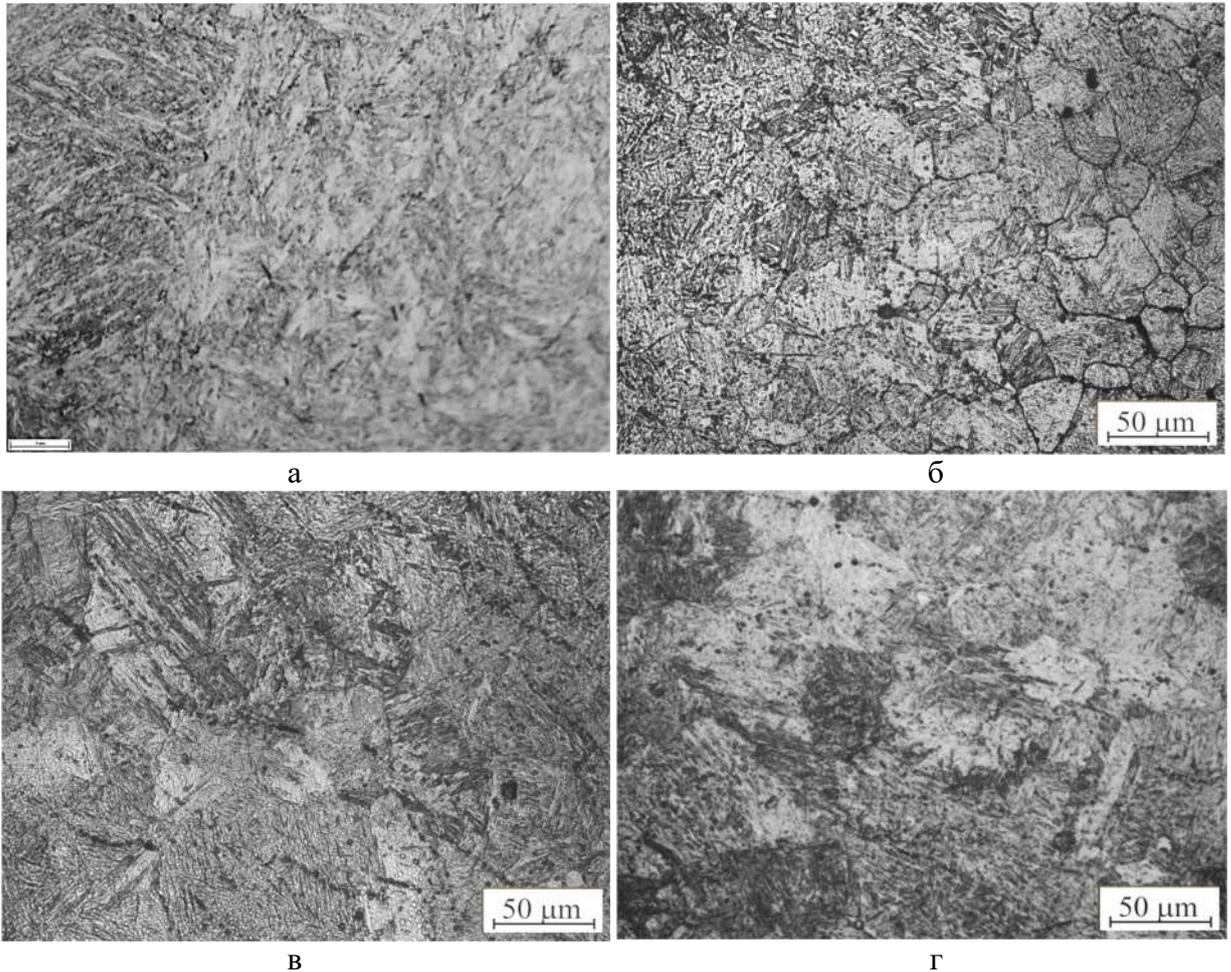


Рисунок 3.5 – Структура стали 150ХНМЛ после закалки от различных температур: а – 900 °С, б – 1000 °С, в – 1100 °С, г – 1170 °С

С целью получить картину фазовых и структурных изменений в процессе абразивного изнашивания с минимальными искажениями, которые возникают после многократного воздействия абразивных частиц в локальном поле рабочей поверхности, выполнили моделирование однократного акта абразивного воздействия посредством проведения электрополированной торцевой поверхностью образца один раз по наждачной бумаге под стандартной нагрузкой 1 МПа. Рентгеноструктурный анализ образцов стали 150ХНМЛ, закалённых от 1170 °С в масло, после электрополировки показал, что в структуре содержится 85 % остаточного аустенита и 15 % мартенсита.

После однопроходного изнашивания количество мартенсита возросло на 10 %, рис. 3.6. Морфология кристаллов мартенсита охлаждения характерна для атермического мартенсита в высокоуглеродистых сталях: пластины мартенсита длиной до 15 мкм и шириной около 1 мкм, содержащие мидриб, располагаются в крупнозернистом аустените на значительном расстоянии и под определёнными углами друг к другу (рис. 3.6, *а*). Структура, полученная в результате единичного акта абразивного изнашивания, представлена на рисунке 3.6, *б*. В структуре видны игольчатые (пластинчатые) кристаллы мартенсита охлаждения с характерным для углеродистого атермического мартенсита мидрибом, длиной до 20 мкм и шириной 1–2 мкм, расположенные в крупнозернистом аустените в соответствии с закономерным для мартенсита ориентационным соотношением с аустенитом, а также параллельные треки, оставленные прошедшими по поверхности абразивными частицами. Эти треки представляют собой канавки, как следы от царапания двигавшихся внедрившихся абразивных частиц и содержат на дне канавок ряды параллельных полосок на определенном расстоянии друг от друга длиной, равной ширине канавок (в среднем около 1 мкм, рис. 3.6, *б*).

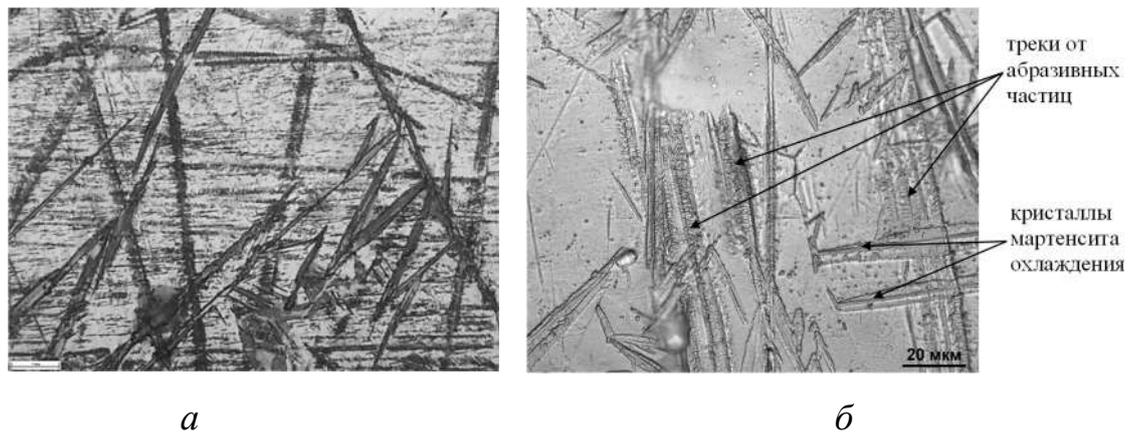


Рисунок 3.6 – Микроструктура стали 150XНМЛ: *а* – после закалки от 1170 °С; *б* – после однократного прохода этого образца по шлифовальной бумаге

По-видимому, эти полоски шириной около 0,1 мкм на дне канавок от абразивных частиц и представляют собой дисперсные кристаллы мартенсита деформации, количество которого после единичного акта абразивного

изнашивания возросло на 10 %. Суммарное количество мартенсита на поверхности изнашивания после закалки от 1170 °С, по данным рентгеноструктурного анализа, меняется на противоположное: если в исходном перед испытанием состоянии количество мартенсита составляло 20 %, то в результате изнашивания возросло до 95 %.

Дисперсные кристаллы мартенсита упрочняют рабочую поверхность, стимулируют микро-ТРИП-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига. Постоянное упрочнение затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая износостойкость.

Микротвёрдость рабочей поверхности обеспечивается дисперсными кристаллами деформационного  $\alpha'$ -мартенсита при интенсивном упрочнении действием абразива. В стали 150ХНМЛ микротвёрдость поверхности возрастает после изнашивания от 10,5 ГПа после закалки от 850 °С до 11,2 ГПа после закалки от 1170 °С. Эти результаты указывают на взаимозависимость между максимальными значениями относительной износостойкости и приростом микротвёрдости (так называемой эффективной микротвёрдостью [22, 58, 59])  $\Delta HV_{50} = HV_{50\text{эф}} = HV_{50\text{изн.}} - HV_{50}$  поверхности стали марки 150ХНМЛ после износа.

Прочность тонкого приповерхностного слоя материала характеризует эффективная микротвёрдость, учитывающая, наряду с исходной объемной твердостью, упрочнение, вносимое фазовыми превращениями на рабочей поверхности в процессе изнашивания, а также деформационное упрочнение наличествующих и вновь образованных фаз, в частности упрочнение от непрерывного формирования мартенсита деформации при работе поверхности. Роль  $HV_{50\text{эф}}$  в обеспечении износостойкости видна на примере стали 150ХНМЛ: после закалки от 1170°С: она имеет минимальную исходную твёрдость, однако обладает наибольшим сопротивлением абразивному изнашиванию (рис. 3.3). Это связано с высокой способностью

метастабильного остаточного аустенита к деформационному упрочнению, которое обусловлено в значительной степени образованием мартенсита деформации и определяется по приросту микротвёрдости рабочей поверхности образцов, соответствующему  $\sim 550 HV_{50}$ . Для сравнения величина  $HV_{50\text{эфф}}$  стабильной аустенитной стали 110Г13Л после аналогичного абразивного воздействия значительно меньше и составляет 340 МПа [20, 60].

С целью изучения тонкой структуры, формирующейся на поверхности изнашивания после высокотемпературной закалки, от рабочей поверхности образца с интенсивным охлаждением отрезали заготовку для фольги толщиной 800 мкм, которую подвергали односторонней электрополировке с внутренней поверхности в универсальном электролите до требуемой толщины для просмотра её в электронном микроскопе ЭМВ-100Л, что обеспечило возможность изучения структуры непосредственно на рабочей поверхности образцов после изнашивания [61, 62].

Электронные микрофотографии типичных участков тонкой структуры фольги в светлопольном и темнопольном изображении и соответствующие этим участкам дифракционные картины представлены на рис. 3.7, 3.8.

На рисунке 3.7 (а) видны группы параллельных полос различных размеров по ширине и длине на фоне повышенной плотности дислокаций. Микродифракция от этого участка структуры показывает присутствие двух фаз – сильных рефлексов аустенита и более слабых – мартенсита (рис. 3.7, б). Точечная микродифракция от структуры группы полос свидетельствует о том, что наблюдаемая на рис. 3.7 (а), группа полосчатых элементов 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 микрообъёмах поверхности приводит к появлению двойниковых прослоек различной морфологии.

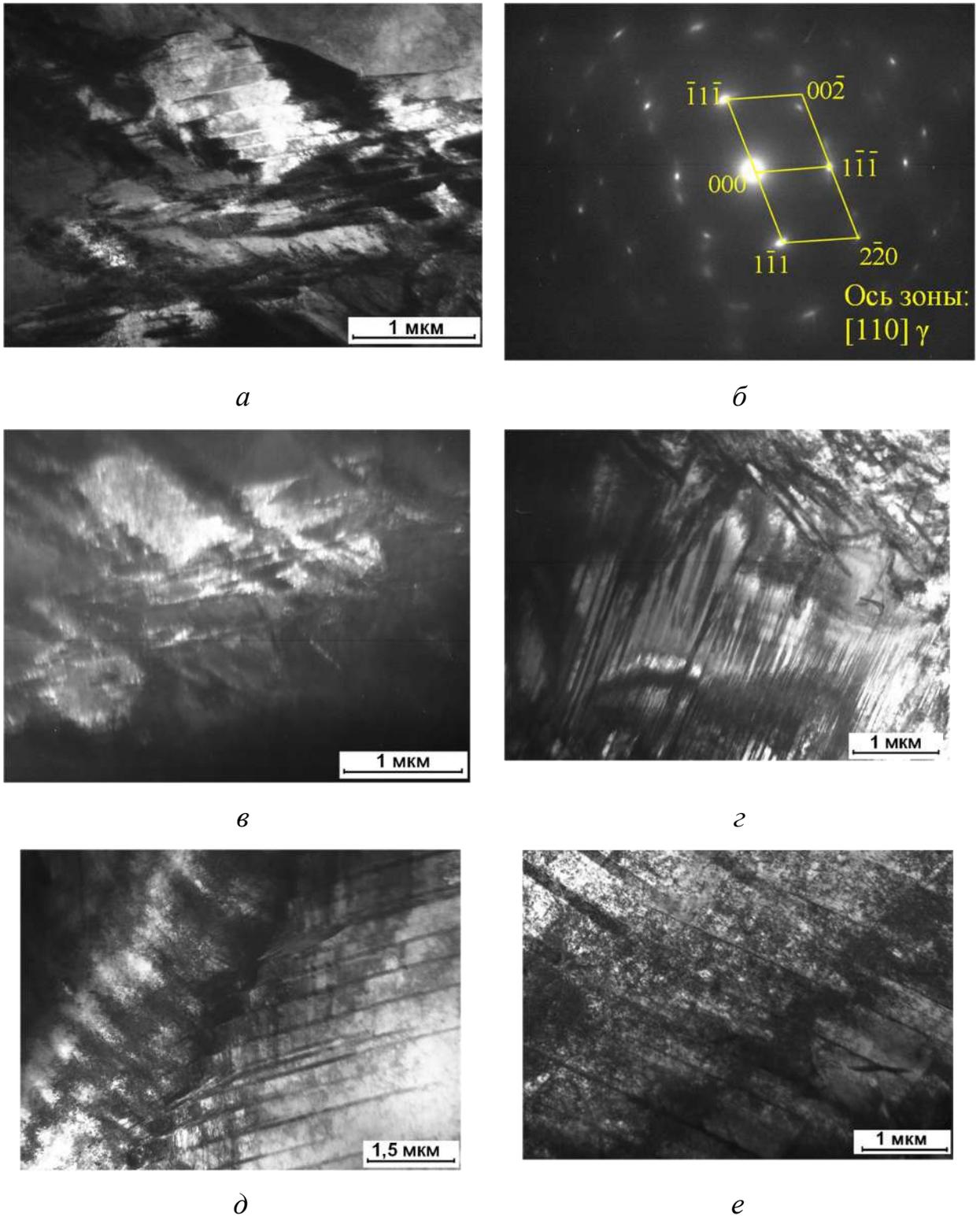


Рисунок 3.7 – Электронные микрофотографии фольги от поверхности образцов стали 150ХНМЛ после за-калки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия на рабочей поверхности: *а* – светлопольное изображение; *б* – микродифракция; *в* – темнопольное изображение в рефлексе (111)  $\gamma$ ; *г*, *д*, *е* – двойники деформаций в  $\gamma$ -фазе

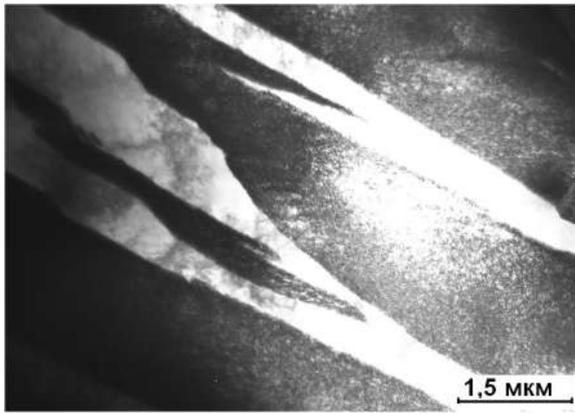
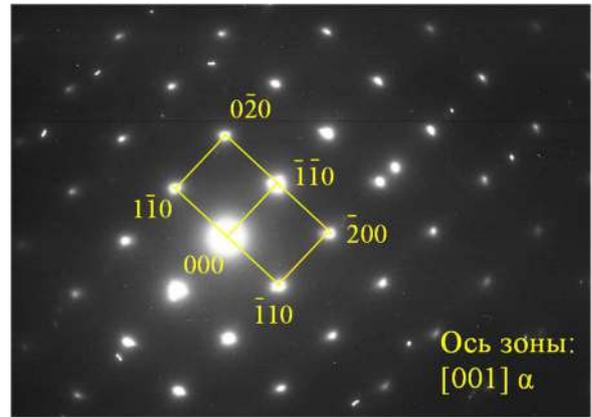
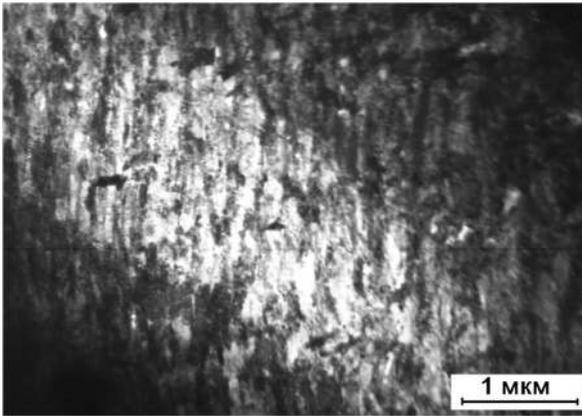
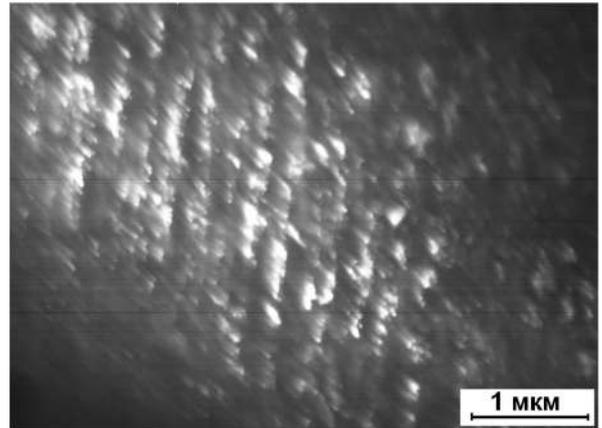
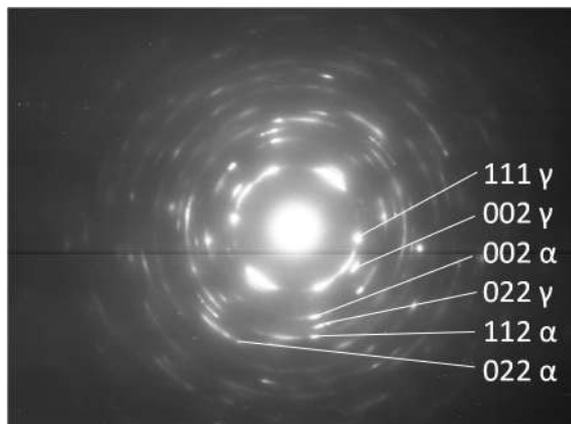
*a**б**в**г**д*

Рисунок 3.8 – Электронные микрофотографии фольги от поверхности образцов стали 150ХНМЛ после закалки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия на рабочей поверхности: *a* – светлопольное изображение кристаллов мартенсита охлаждения; *б* – расшифровка; *в* – светлопольное; *г* – темнопольное изображение в рефлексе (002) $\alpha$ ; *д* – микродифракция

Так, на рис. 3.7 ( $z - e$ ), в видна группа чрезвычайно тонких параллельных микродвойников по одной системе 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- или TWIP-эффект (пластичность, наведённая двойникованием), обнаруженный ранее на марганцевых аустенитных сталях [61, 63]. На рисунке 3.8 ( $a$ ), показаны отдельные игольчатые (пластинчатые) кристаллы, длина которых сопоставима с величиной зерна стали и почти на два порядка превышает их ширину, составляющую около 1 мкм. Морфология этих кристаллов и расшифровка микродифракционных картин указывает, что они представляют собой длинные кристаллы мартенсита охлаждения, подобные представленным на рисунке 3.6.

Расшифровка микродифракционной картины от другого соседнего участка фольги и рассмотрение темнопольного изображения этого участка (рис. 3.8,  $z$ ) показало, что группы параллельных дисперсных кристаллов мартенсита, которые на два-три порядка меньше по ширине и длине кристаллов мартенсита охлаждения в этой стали и очевидно представляют собой образовавшиеся в закономерном порядке параллельные кристаллы мартенсита деформации нанокристаллического масштаба при прохождении твёрдых частиц абразива, подобные наблюдавшимся ранее на рабочей поверхности образцов стали X12МФЛ [64].

На рисунке 3.8 ( $z$ ) показан участок рабочей поверхности, на котором видна группа параллельных треков от прохождения абразивных частиц, которые содержат высокую плотность нанокристаллических кристаллов «мартенсита трения».

Кристаллы мартенсита, образующиеся при трении абразивных частиц, имеют различные размеры – от нескольких микрон до нескольких десятков нанометров (рис. 3.8, з), что можно объяснить размером и глубиной внедрения частиц абразива до уровня поверхности фольги. Общей характерной особенностью морфологии и распределения мартенсита трения на рабочей поверхности исследованных сталей является их параллельное расположение на определённом расстоянии друг от друга, что можно объяснить, тем, что при движении абразивной частицы ей нужно пройти некоторое расстояние, зависящее от упруго-пластических свойств аустенита, для накопления критического уровня этих напряжений, под действием которых происходит сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение, создающее после прохождения точки контакта в аустените растягивающие напряжения, сопровождающиеся релаксацией напряжений вследствие микро-ТРИП-эффекта, после чего в треке движущейся абразивной частицы процесс накопления растягивающих напряжений повторяется до образования нового кристалла мартенсита.

По-видимому, подобный волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъёме металла (рис. 3.9). Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [2, 65, 66, 67]. Поскольку представленная на рисунке 3.8 (з) микроструктура получена от одного зерна аустенита при установившемся режиме трения, то расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля

напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-ТРИП-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

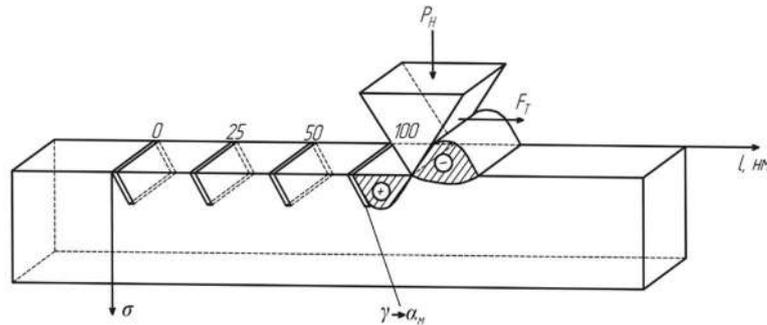


Рисунок 3.9 – Схема взаимодействия движущейся конической частицы абразива по поверхности метастабильной аустенитной стали с образованием кристаллов мартенсита деформации [64]

Процесс абразивного изнашивания формирует ультрадисперсную и нанокристаллическую мартенситно-аустенитную структуру рабочей поверхности с закономерным периодическим расположением кристаллов высокоуглеродистого мартенсита деформации и высоким уровнем фрикционного упрочнения. Важную роль в формирующейся после высокотемпературной закалки износостойкой структуре играет содержание углерода и хрома в аустените и образующемся из него мартенсите деформации при изнашивании [68, 69].

Таким образом, электронно-микроскопическое исследование показало, что на рабочей поверхности стали 150ХНМЛ в результате абразивного воздействия закреплённых абразивных частиц формируется уже после первых циклов фрикционного воздействия нанокристаллическая аустенитно-мартенситная диссипативная структура, обладающая способностью к релаксации напряжений в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и высокой склонностью к фрикционному упрочнению и износостойкостью. Такая структура с чередующимися нанокристаллическими участками мартенсита и

остаточного аустенита представляет собой синергетическую систему, сохраняющую способность к воспроизводству после последующих циклов фрикционного нагружения, когда достигается критический уровень напряжений в участках аустенита и их срез, а на дне канавок образуются новые ряды кристаллов мартенсита и поддерживается высокий уровень упрочнения рабочей поверхности.

Дополнительные резервы повышения износостойкости сталей типа 150ХНМЛ заключаются в закалке от высоких температур вследствие получения структуры остаточного аустенита, который в процессе абразивного изнашивания превращается в мартенсит деформации на рабочей поверхности, повышая способность стали к фрикционному упрочнению. Показано, что остаточный аустенит, полученный в результате высокотемпературной закалки (1125 – 1170 °С) изученных сталей, метастабилен, и в процессе изнашивания наряду со скольжением и двойникованием в значительной степени превращается в мелко- и нанокристаллический мартенсит деформации с закономерным периодическим расположением кристаллов.

Рассмотрено также влияние температуры аустенитизации на размер аустенитного зерна после закалки от различных температур. Видно, что с увеличением температуры аустенитизации наблюдается закономерное увеличение размера зерна (рис. 3.10), особенно заметное после нагрева при температурах выше 1000 °С в связи с тем, что при этих температурах происходит интенсивное растворение сетки вторичного цементита.

Было показано, что при увеличении температуры нагрева под закалку стали 150ХНМЛ также изменяется субструктура стали. При температуре аустенитизации выше 1000 °С реечный мартенсит постепенно переходит в двойникованный [68, 70, 71]. При температуре 850 °С в структуре сохраняется избыточный цементит. При температуре закалки 1000 °С структура исследуемых сталей представлена мелкоигльчатым мартенситом с равномерно распределенными карбидами, при температуре выше 1000 °С

мартенсит становится крупноигльчатым. Показано, что температура закалки оказывает существенное влияние на структуру исследуемых сталей: увеличивается размер кристаллов мартенсита.

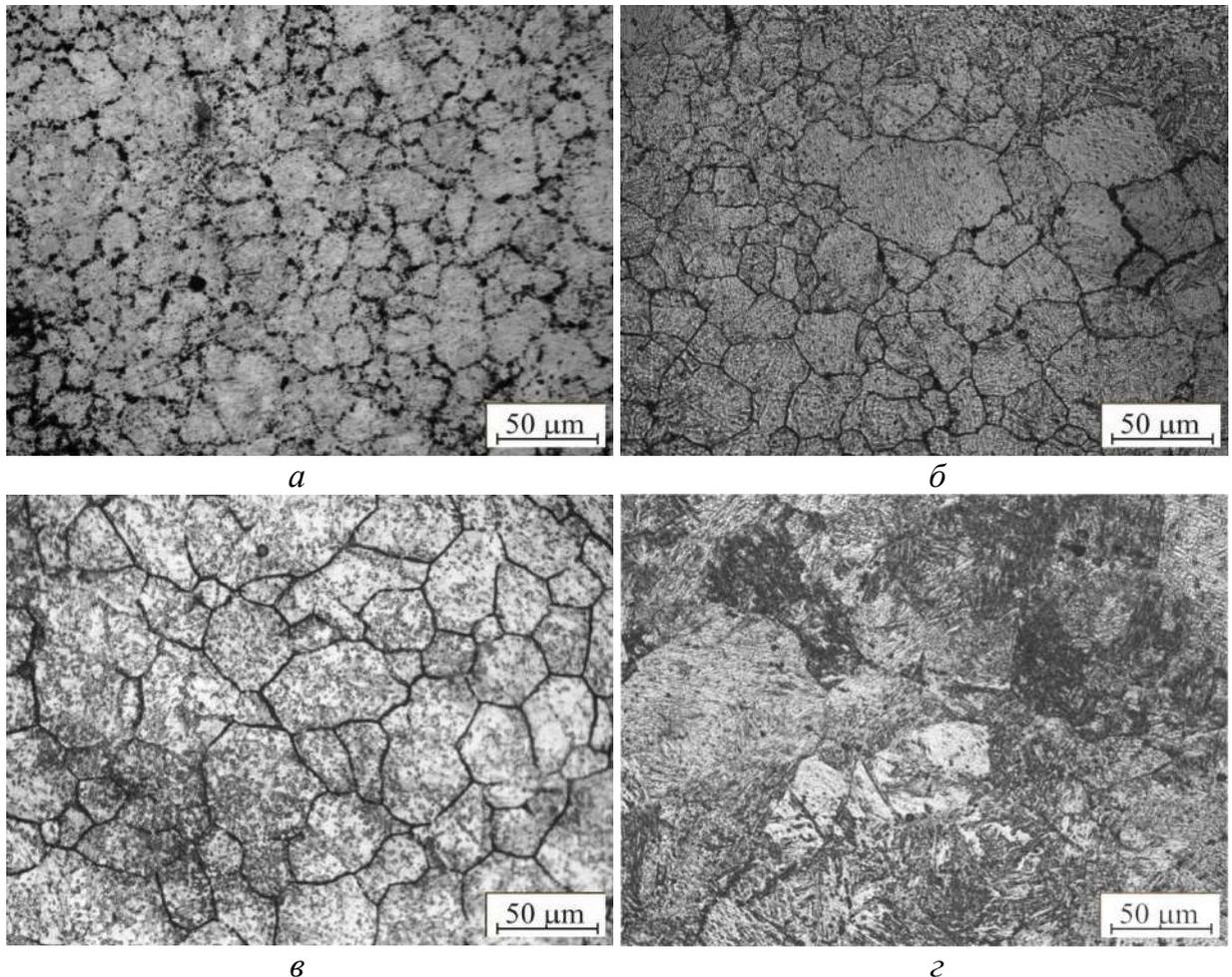


Рисунок 3.10 – Зерно в стали 150ХНМ после закалки от различных температур: а – 850 °С, б – 1000 °С, в – 1100 °С, г – 1170 °С

### **3.4 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на структуру и твердость экономнолегированных сталей перлитного класса**

В отличие от нелегированных хромистые стали характеризуются повышенной устойчивостью при отпуске, что вообще характерно для сталей, легированных карбидообразующими элементами. При низких температурах закалки, когда в раствор переходит незначительное количество специальных

карбидов, наблюдается некоторое замедление падения твердости до температуры отпуска 500 °С (рис. 3.11).

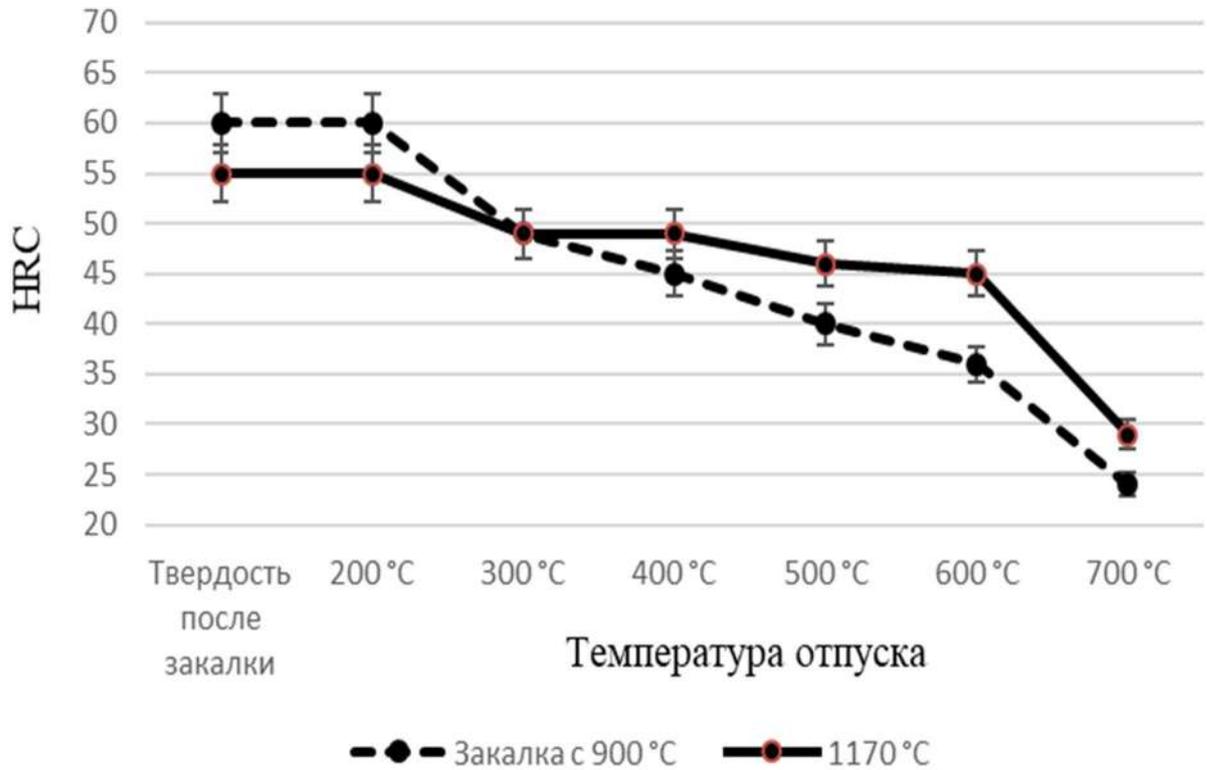


Рисунок 3.11 – Изменение твердости, HRC, в стали 70X2ГСМЛ после низко- и высокотемпературной закалки при повышении температуры отпуска: до 700 °С

Твердость снижается с 60 – 55 единиц HRC до 45 – 48 единиц HRC после отпуска при 400 – 600 °С, а затем резко уменьшается. 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 низкотемперный 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. Структура образцов после закалки и отпуска стали 70X2ГСМЛ представлена на рисунке 3.12.

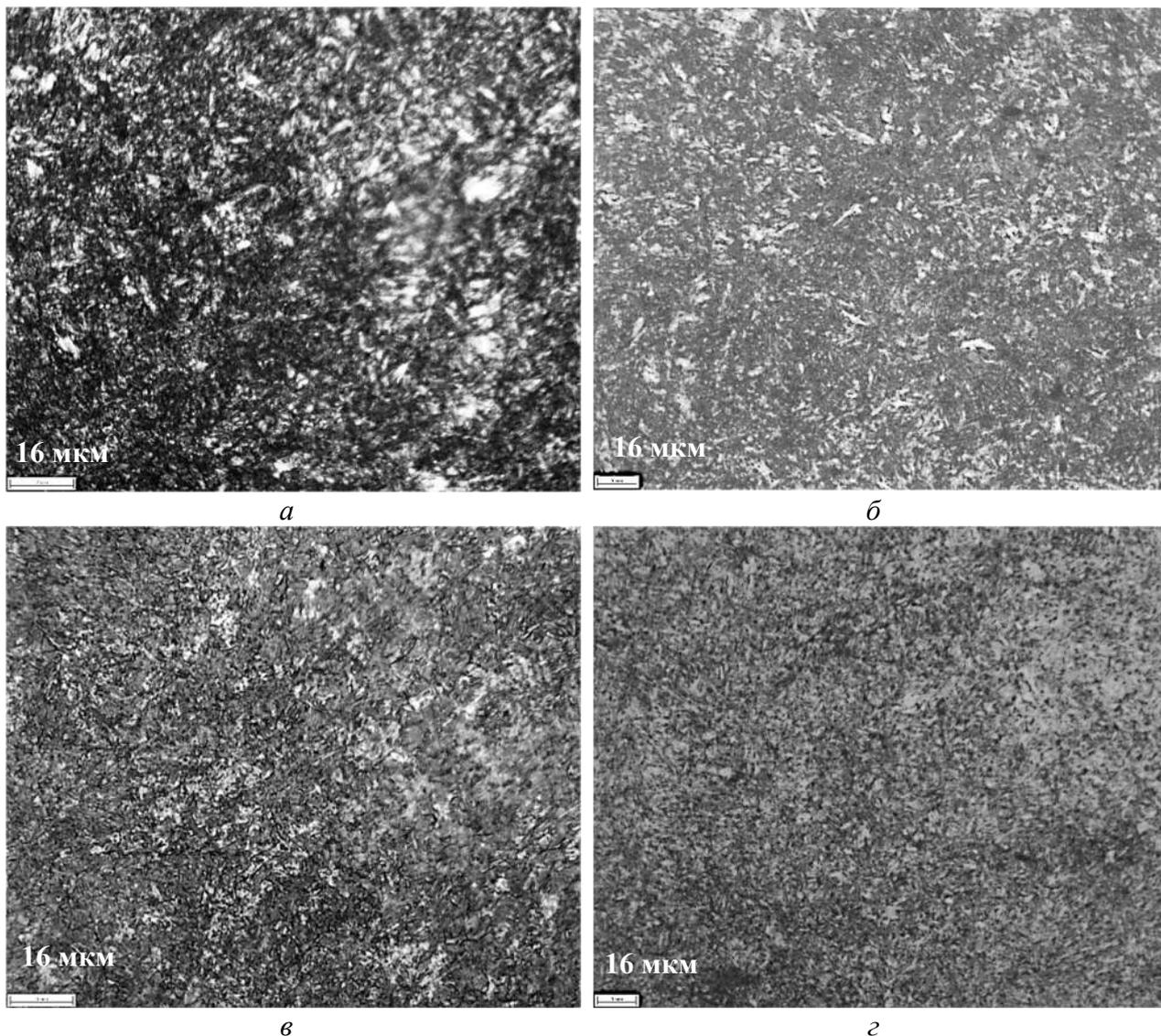


Рисунок 3.12 – Структура стали 70X2ГСМЛ после закалки от 1170 °С (*а*); после закалки от 1170 °С и отпуска 500 °С (*б*); закалки от 900 °С (*в*); закалки от 900 °С и отпуска 500 °С (*г*)

Структура в основном представлена мартенситом с некоторым количеством остаточного аустенита (светлые участки, рис. 3.12, *а*). 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 и прокаливаемость стали уменьшается по сравнению с закалкой от высокой температуры (рис. 3.13). При отпуске после низкотемпературной

закалки твердость снижается с 61 – 60 единиц HRC до 45 – 40 единиц HRC, а затем начинает интенсивно уменьшаться, при температуре отпуска выше 500 °С. При отпуске 400 °С после высокотемпературной закалки, наблюдается повышение твердости до 52 HRC за счет дисперсионного твердения, далее, при отпуске выше 500 °С, коагуляция карбидов снижает твердость с повышением температуры отпуска.

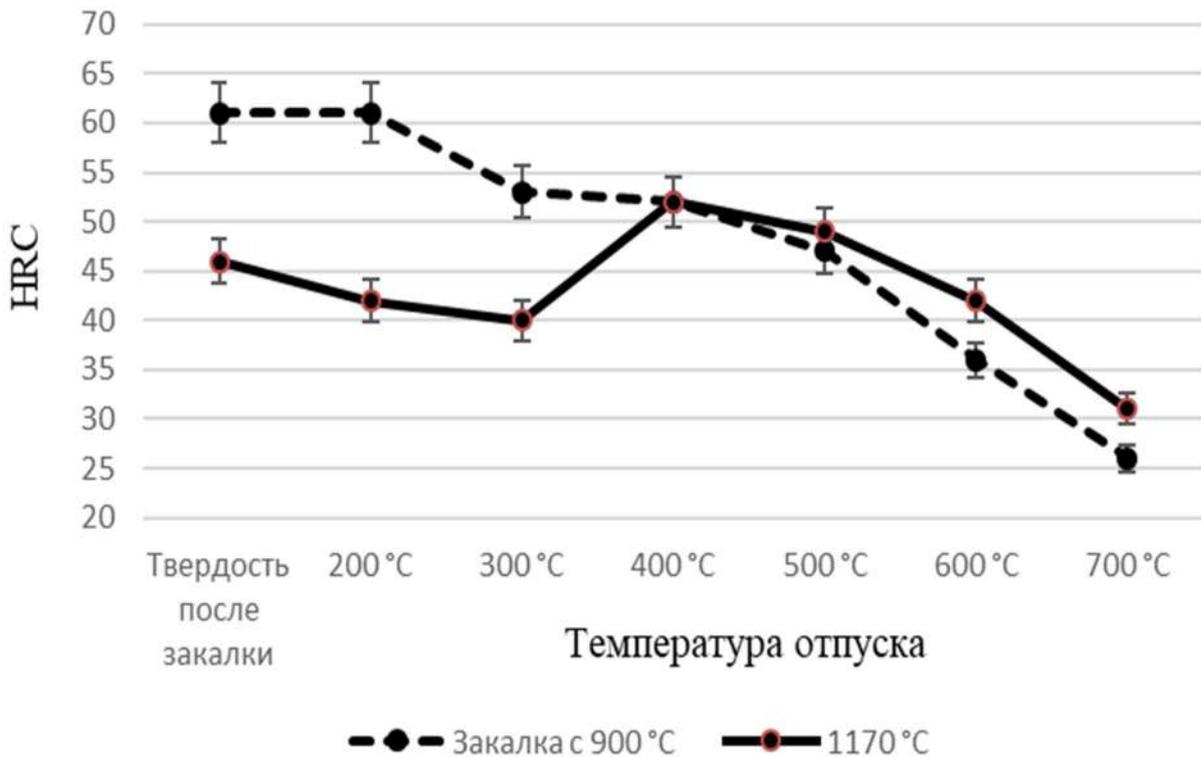


Рисунок 3.13 – Изменение твердости, HRC, в стали 150ХНМЛ после низко- и высокотемпературной закалки и повышении температуры отпуска: до 700 °С

Структура стали после закалки и отпуска стали 150ХНМЛ представлена на рисунке 3.14. После высокотемпературной закалки в структуре явно прослеживается образование мартенсита охлаждения – линзовидные кристаллы, с характерным мидрибом (рис. 3.14, а) и большое количество остаточного аустенита. После отпуска при 500 °С следы мартенсита сохраняются, но преимущественно структура представлена продуктами диффузионного распада мартенсита. При закалке от 900 °С количество остаточного аустенита в структуре уменьшается (рис. 3.14, в), как

и дисперсность продуктов распада при отпуске от 500 °С после низкотемпературной закалки.

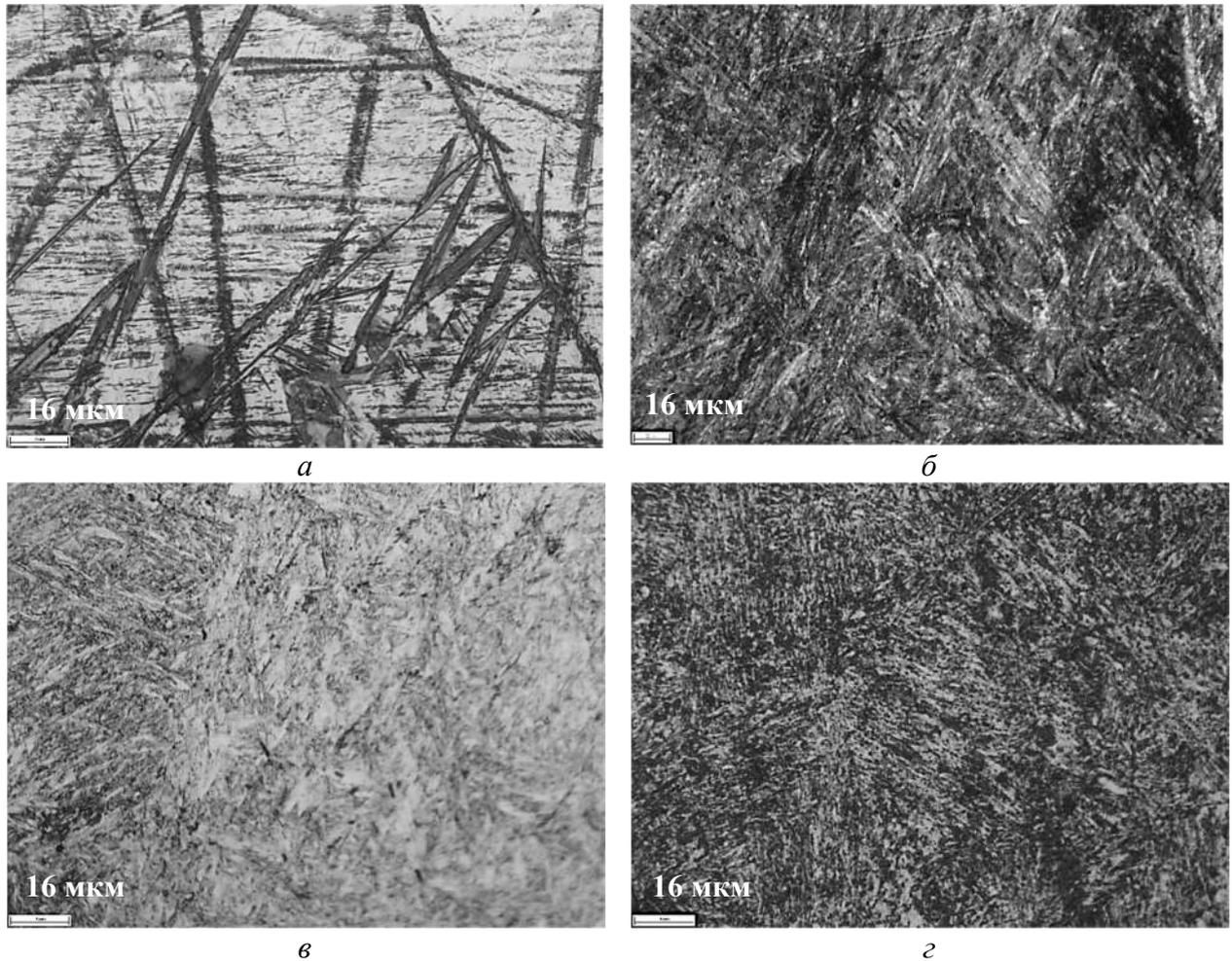


Рисунок 3.14 – Структура стали 150ХНМЛ после закалки от 1170 °С (*а*); после закалки от 1170 °С и отпуска 500 °С (*б*); закалки от 900 °С (*в*); закалки от 900 °С и отпуска 500 °С (*г*)

### 3.5 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения серийных сталей X12МФЛ и 95X18 ледебуритного класса

Значительный интерес представляет сравнение результатов исследования возможности повышения абразивной износостойкости высокохромистых сталей ледебуритного класса по сравнению с изученными перлитными. Например, высокоуглеродистая коррозионностойкая подшипниковая сталь 95X18 и сталь для штампов холодной штамповки X12МФЛ. Наряду с устойчивостью против снижения твердости при отпуске,

решающую роль для применения высокохромистой инструментальной стали играет повышение износоустойчивости за счет присутствия карбидов. Вследствие высоко содержания хрома от 12 % и наличия твердых карбидов хрома, такие стали закаливают с температуры 950 – 1000 °С, при которой уже достаточное количество карбидов хрома переходит в раствор. Сталь закаливается на воздухе и отличается при этом малой поводкой. Появляющиеся при закалке ледебуритной хромистой стали незначительные изменения размеров связаны с карбидной строчечностью, определяемой условиямиковки и прокатки (рис. 3.15 б, в). В продольном направлении размеры изменяются сильнее, чем в поперечном. Литые стали применяют для изготовления втулок, колец и других подверженных сильному износу деталей.

После нормализационной обработки в литой стали X12МФЛ обнаруживается ячеисто-дендритная структура (рис. 3.15).

Структура представляет собой на 25 % превращенную аустенитно-карбидную эвтектику скелетообразной формы, выделившуюся по границам первичных кристаллов аустенита, а в остальном продукты диффузионного превращения аустенита и вторичные карбиды внутри ячеек.

Для повышения однородности твердого раствора, повышения деформируемости и способности стали к упрочнению при наклёпе температуру закалки следует повышать до 1100 – 1200 °С. Остающиеся в структуре карбиды при малой стабильности аустенита делают сталь склонной к некоторой 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. Литые втулки обнаруживают более высокую производительность при работе на абразивный износ в отсутствие ударных нагрузок (прил. А).

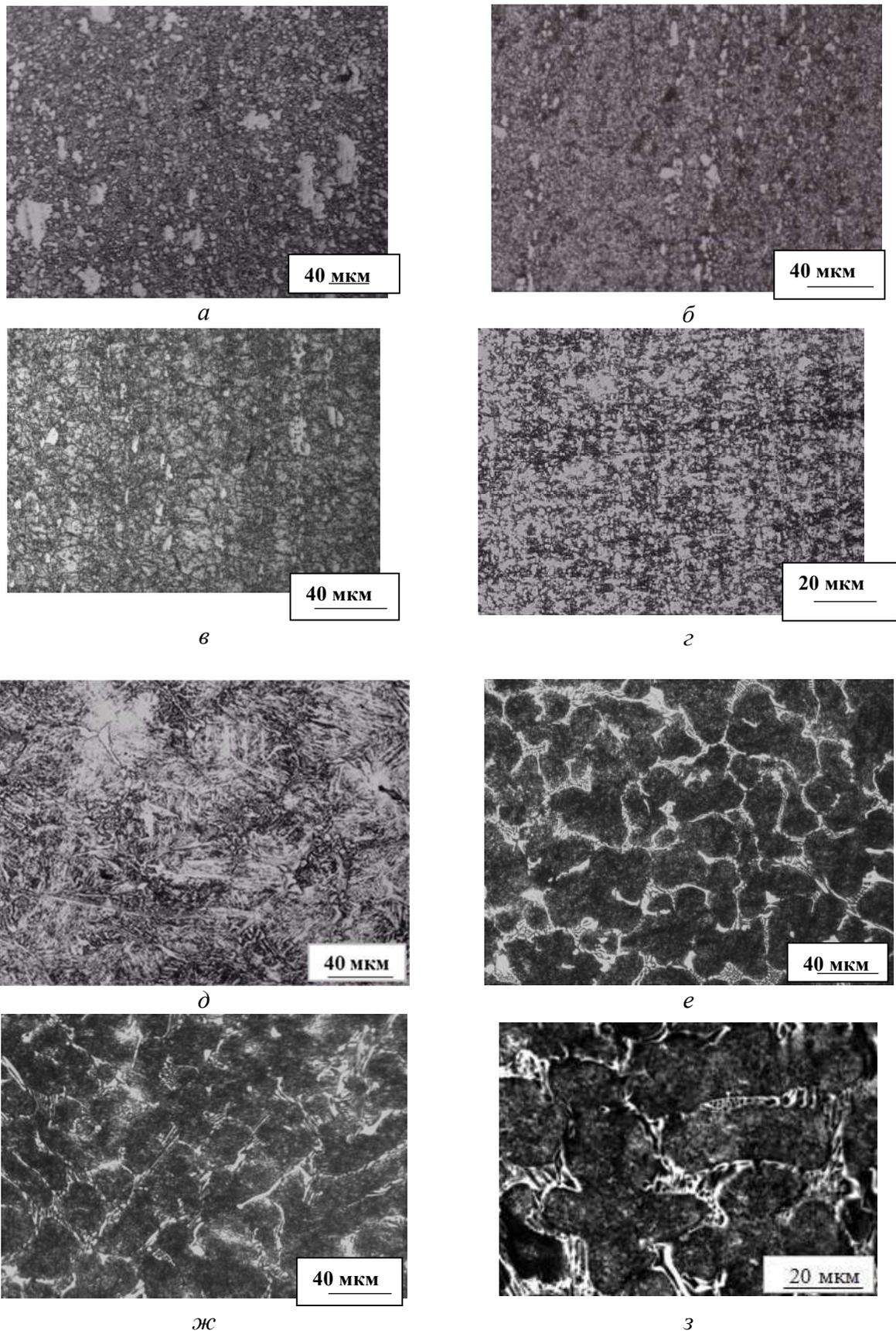


Рисунок 3.15 – Микроструктура стали 95X18: *a* – в исходном состоянии и после закалки от различных температур: *б* – 900 °С; *в* – 1000 °С; *г* – 1170 °С. Микроструктура стали X12MФЛ после закалки от различных температур: *д* – 900 °С; *е* – 1000 °С; *ж* – 1100 °С; *з* – 1170 °С

Прокаткой также дробится аустенитно-карбидная эвтектика и проявляется строчечность в структуре исходного состояния горячедеформированной стали 95X18, формируемая избыточными включениями карбидов.

Эволюция структуры сталей инициируется варьированием температуры закалки. С ростом температуры нагрева под закалку в стали X12МФЛ все изменения структуры протекают внутри ячеек – заметно снижение доли вторичных карбидов и появление участков остаточного аустенита. Данные структурные изменения подтверждены данными рентгеновского анализа (таблица 3.1).

Размер ячеек, окруженных эвтектикой, остаётся неизменным, порядка 20-30 мкм (рис. 3.15, *е, ж, з*) [53, 54, 72, 73]. С повышением температуры нагрева под закалку структура стали 95X18 существенно меняется: до 1000 °С в структуре содержится высокодисперсный мартенсит (скрытокристаллический, или бесструктурный мартенсит), первичные, вытянутые вдоль прокатки, и вторичные карбиды (рис. 3.15, *б*).

Таблица 3.1 – Структура и свойства сталей X12МФЛ и 95X18 после закалки

п/п	Температура нагрева под закалку	Фазовый состав	Твердость HRC	$\epsilon$
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 X12МФЛ				
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 и мартенсита после 1170 °С

Выбор высокой температуры аустенитизации стимулирует растворение вторичных карбидов  $M_7C_3$  в составе стали X12МФЛ и  $M_{23}C_6$  в стали 95X18. В результате значительно увеличивается доля остаточного аустенита (рис. 3.15, з, з), по данным рентгенофазового анализа (см. таблицу 3.1) [53, 73, 74].

Стойкость сталей 95X18 и X12МФЛ к изнашиванию возрастает с усилением нагрева под закалку, но снижается твердость. Это подтверждает, что остаточный аустенит только определенного состава и стабильности применим для обеспечения высокой износостойкости за счет ДМП.

Мартенсит деформации связан с проявлением микро-ТРИП-эффекта [2, 27, 75, 76, 77].

Микроструктура (рис. 3.16) снята 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 наклепанных кристаллов мартенсита деформации с регулярным периодическим распределением отличается высоким содержанием углерода и способностью к фрикционному упрочнению в процессе абразивного износа поверхности. Для инструментов простой формы, работающих преимущественно на истирание, например, волочильные инструменты, оправки прокатных станов, формовочный инструмент, литая сталь может оказаться лучше ковальной, особенно при небольших добавках молибдена, вольфрама, кобальта или никеля. Другой областью применения таких сталей является изготовление литого инструмента (фрез) методом прецизионного литья. Такие изделия за счет мелкозернистой структуры наряду с высоким сопротивлением износу отличаются высокой ударной вязкостью.

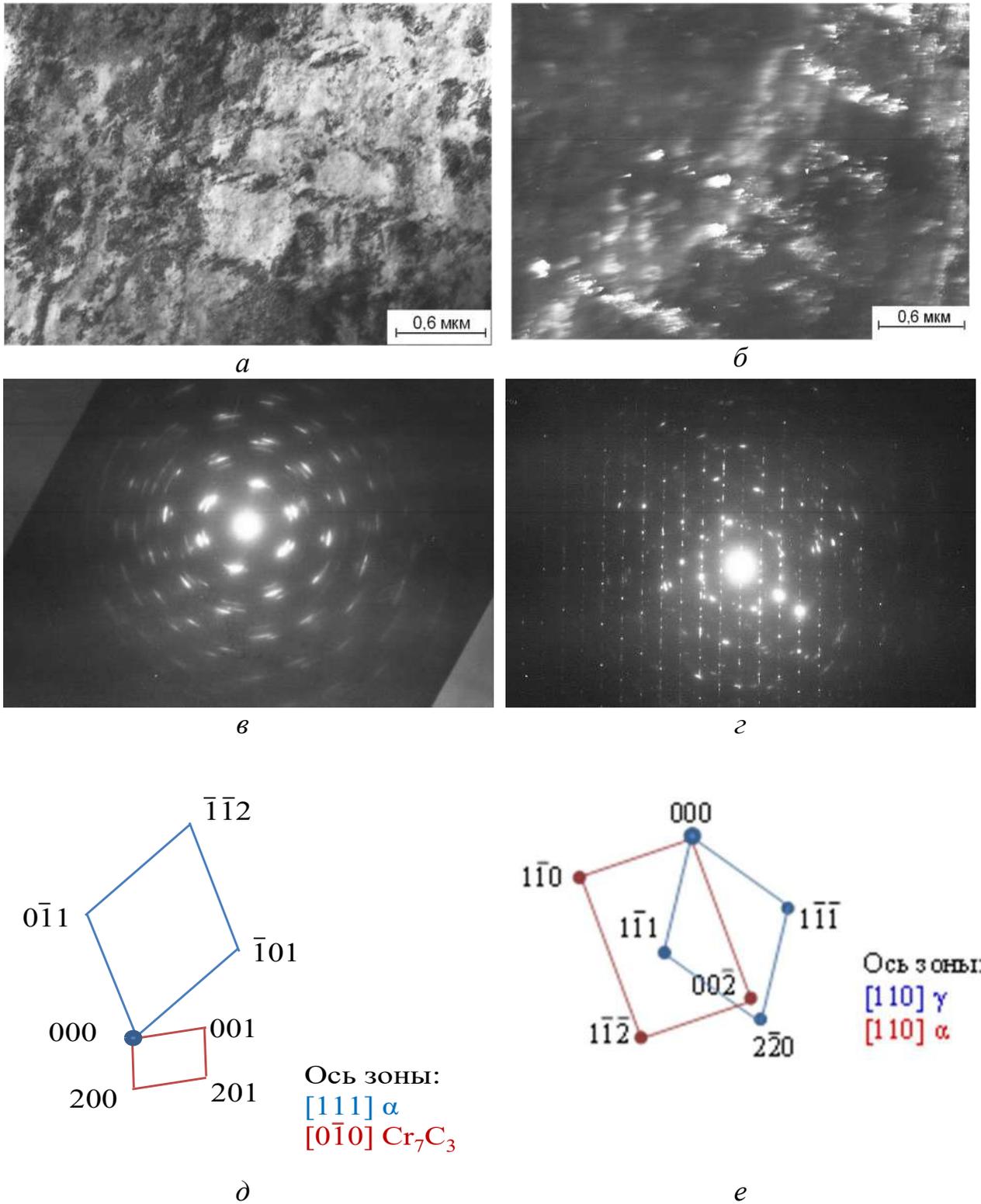


Рисунок – 3.16 Сталь X12МФЛ, микроструктуры поверхности после абразивного изнашивания: *a* – светлпольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе  $(002)\alpha$ ; *в* и *г* – микродифракции; *д* и *е* – схемы индцирования, соответственно

### 3.6 Выводы

1. Впервые установлено, что перспективным направлением использования резервов повышения абразивной износостойкости высокоуглеродистых сталей перлитного (70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ), а также ледебуритного (X12МФЛ и 95X18) классов является формирование диссипативной структуры метастабильного аустенита в количестве 20 % в стали 70X2ГСМЛ и 80 % в стали 150ХНМЛ посредством высокотемпературной закалки от температур нагрева 1125 – 1170 °С в масле отливок сечением до 50 мм.

2. С привлечением дилатометрического анализа получены термокинетические диаграммы превращений аустенита в сталях 70X2ГСМЛ и 150ХНМЛ и определены критические скорости закалки в интервале скоростей охлаждения 10 – 0,015 °С/с. Показано, что в этих сталях переохлаждённый аустенит достаточно стабилен по отношению к распаду по первой и промежуточной ступеням превращения.

3. Структура метастабильного аустенита с чередующимися кристаллами дисперсного микро- и нанокристаллического мартенсита и остаточного аустенита представляет собой синергетическую систему, обладающую ТРИП-эффектом вследствие «мартенситной сверхпластичности» и результирующей высокой способности к фрикционному упрочнению до 10,3 ГПа в стали 70X2ГСМЛ и до 11,2 ГПа в стали 150ХНМЛ с повышенной абразивной износостойкостью на 30% в стали 70X2ГСМЛ и на 40% в стали 150ХНМЛ по сравнению с износостойкостью после обычной закалки на мартенсит.

4. Стали перлитного и ледебуритного классов подчиняются при высокотемпературной закалке общим закономерностям, проявляющимся в формировании в результате растворения вторичных карбидов износостойкой структуры с повышенным содержанием углерода и хрома в остаточном метастабильном аустените и образующемся из него мартенсите деформации при изнашивании, однако для получения оптимального количества и состава

аустенита требуется определить для каждой стали минимально достаточную температуру нагрева.

5. Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита в сталях и, как следствие, увеличению прокаливаемости (отливок сечением до 50 мм) и теплостойкости с сохранением твёрдости до температуры отпуска 500 °С в стали 70Х2ГСМЛ и до температуры отпуска 400 °С в стали 150 ХНМЛ, что положительно влияет на износостойкость.

6. Структура метастабильного аустенита с чередующимися кристаллами дисперсного микро- и нанокристаллического мартенсита и остаточного аустенита наблюдается и в сталях ледебуритного класса, обладает ТРИП-эффектом и, в результате высокой способности к фрикционному упрочнению, повышает абразивную износостойкость в 3 раза в стали 95Х18 и в 2 раза в стали Х12МФЛ по сравнению с закалкой от обычных температур.

7. На основании изучения структуры и износостойкости исследованных сталей после различных температур нагрева под закалку для них определён оптимальный интервал температуры нагрева под закалку с точки зрения высокой износостойкости, который составляет 1125÷1170 °С. Дальнейшее повышение температуры закалки выше 1170 °С нецелесообразно ввиду чрезмерного роста величины зерна.

## **ГЛАВА 4. МИКРО-ТРИП-ЭФФЕКТ В АУСТЕНИТЕ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ СТАБИЛЬНОСТИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ: 100X18, 0X18A1.2, 120Г18**

### **4.1 Структурно-стабильная аустенитная сталь 110Г13Л**

Для работы в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания (бронифутеровочные плиты дробильно-размольного оборудования, траки гусеничных машин, скреперы и бульдозеры), используют высокомарганцевую сталь 110Г13Л [78]. Сталь аустенитного класса 110Г13Л подвергают закалке в воде с 1050 – 1170 °С, поэтому в готовых деталях она имеет аустенитную структуру и целесообразна к применению, когда износ происходит при высоком удельном давлении, против же чисто абразивного износа (например, сопла пескоструйных аппаратов, где с большими скоростями и небольшим давлением проходит песок) эта сталь является недостаточно стойкой [79, 80]. Марганец расширяет  $\gamma$ -область, но способствует росту зерен аустенита и склонности стали к перегреву [81]. Аустенитная структура стали Гадфильда, стабильная при комнатной температуре, при нагреве до 400 °С заметно теряет пластичность, хотя при кратковременном нагреве изменений структуры не наблюдается [82]. Критерии выбора износостойких материалов и режимов их термической обработки для борьбы с такими видами изнашивания на протяжении полувека – одна из важнейших проблем металловедения [83].

Этим объясняется многолетний научный поиск в области составов нестабильных аустенитных сталей. Существует мнение, что износостойкая структура оптимальная для конкретных условий трения является гетерогенной и может возникать только в ходе самого процесса трения (во время «приработки»), путем упрочнения активных слоев металла по мере их износа за счет наклепа, фазовых превращений или диффузионных процессов

[84]. В 1936 г. П. А. Ребиндер докладывал, что образование адсорбционной пленки при трении понижает твердость металла, определяемую как работу его диспергирования (эффект адсорбционного понижения твердости) [85].

Упрочнение материалов при трении способствует ограничению процессов схватывания [86, 87, 88], т.е. износостойкость сталей и сплавов может в значительной степени определяться их способностью к контактному упрочнению.

Результаты, свидетельствующие о том, что образование мартенсита деформации в поверхностных слоях материалов при трении обуславливает их повышенную износостойкость, были получены при испытаниях на износ ряда сталей и чугунов [89, 90], т. е. уже более полувека практический и научный интерес представляет исследование износостойкости, а также структурных превращений сталей, претерпевающих при трении мартенситное превращение.

Упрочнение нестабильных аустенитных сталей при холодной пластической деформации может быть более интенсивным, чем в стали Гадфильда, при меньшем содержании в них углерода [91 – 94]. Следует отметить, что добавление 1% углерода, понижает точку  $M_n$  значительно сильнее, чем 1% любого легирующего элемента. Аустенитные нестабильные стали различного химического состава: сталь 40Г13, 40Н25, 40Х10Г10, 30Х10Г5Н4, в которых при холодной пластической деформации, а также при микроударном нагружении протекает мартенситное превращение подробно изучались проблемной лабораторией металловедения УПИ [95, 96]. Параллельно с указанными сталями испытывались (для сравнения по износостойкости) аустенитная стабильная сталь 40Х25Н20 ( $M_n$  ниже  $-196^\circ\text{C}$ ) [97] и стали мартенситного класса 2Х13, 4Х13 [98].

Уже указанным недостатком стабильной аустенитной стали 110Г13Л является относительно невысокая эксплуатационная стойкость в условиях абразивного изнашивания. Стабильный высокомарганцевый аустенит, не склонный к интенсивному деформационному упрочнению, обладает низкой

исходной твердостью, антиферромагнитными свойствами и не отличается сохранением размеров изделия при закалке [19, 99]. В случаях отсутствия сильных ударных нагрузок предпринимались попытки замены стали 110Г13Л износостойкими хромистыми чугунами [100, 101]. В этом отношении представляют интерес высокоуглеродистые хромистые стали типа 100X18.

Перспективным направлением также считается изучение эксплуатационных возможностей сталей со сверх равновесным содержанием азота в качестве износостойких материалов [102 – 106].

В связи с этим проведено исследование влияния высокотемпературной закалки в широком интервале температур нагрева на формирование фазового состава и структуры сталей систем железо-углерод-хром и железо-углерод-марганец с близким количеством легирующих элементов (1 – 1,2 % углерода и 18 % хрома или марганца) со сравнительно равной по концентрации легирующих элементов сталью системы железо-азот-хром (0X18A1.2) и способности этих трех сталей к фрикционному упрочнению, а также их сопротивления абразивному изнашиванию.

#### **4.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость сталей различного класса: хромистой, марганцовистой и со сверхравновесным содержанием азота**

В данном разделе исследовано влияние широкого диапазона температурных условий для закалки указанных сталей, их влияние на количество остаточного аустенита, его устойчивость при рабочих температурах, степень метастабильности в условиях деформационных нагрузок, а также параметры износостойкости.

Влияние температуры нагрева под закалку на комплекс свойств азотистых сталей различного состава было многократно изучено. Мы повторяем эксперимент по влиянию температуры закалки на свойства

азотистой стали в сравнении с хромистой, чтобы проанализировать смену механизма абразивного изнашивания в указанных сталях.

Влияние температуры нагрева под закалку на твердость стали 100X18 описывается неоднозначной зависимостью: при повышении от 900 до 1000 °С твердость относительно немного возрастает – от 52 до 57 HRC, в результате нагрева до 1100 и 1200 °С – резко снижается до 40 HRC. Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных, противоположно направленных факторов: прогрессирующее по мере повышения температуры закалки растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом приводит сначала к некоторому повышению твердости, а вследствие увеличения количества остаточного аустенита до 20 % и выше, почти до 90 % – к снижению твердости.

В отличие от твердости абразивная износостойкость заметно возрастает в результате повышения температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С (рис. 4.1, *a*). Это сопровождается уменьшением количества остаточного аустенита до 40 % на рабочей поверхности после изнашивания закаленных от температур 1100 и 1200 °С образцов, что указывает на метастабильность остаточного аустенита вследствие развития  $\gamma \rightarrow \alpha$  деформационного превращения в процессе царапания и микрорезания абразивными частицами при трении. Рост износостойкости обусловлен более интенсивной, из изученных в данном разделе сталей, способностью метастабильного аустенита к фрикционному упрочнению, и, как следствие, увеличением количества углеродистого  $\alpha$ -мартенсита на поверхности износа по мере повышения температуры нагрева под закалку (рис. 4.1, *a*).

Максимум износостойкости у стали 100X18 обеспечивается закалкой от 1200 °С.

В высокоазотистой стали 0X18A1.2 также наблюдается рост твердости от 45 до 50 HRC при повышении температуры нагрева под закалку от 900 до

1000 °С. В результате нагрева до 1200 °С происходит снижение твердости до 37 HRC (рис. 4.1, б).

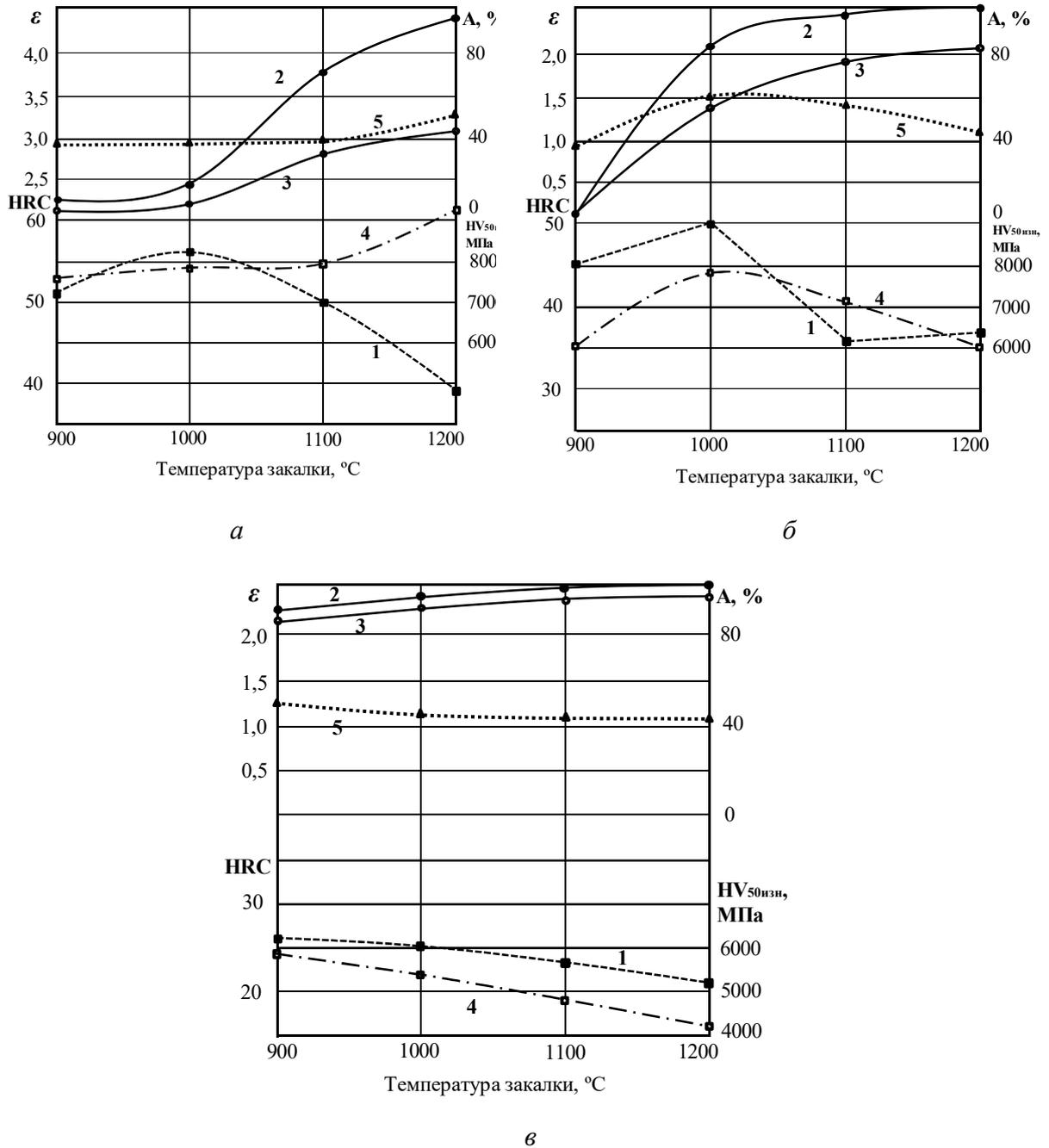


Рисунок 4.1 – Влияние температуры закалки на твердость (1), количество аустенита до (2) и после (3) изнашивания, микротвёрдость рабочей поверхности (4) и изностойкость (5) сталей 100X18 (а), 0X18A1.2 (б) и 120Г18 (в)

Закалка от 900 °С не обеспечивает полного образования аустенита, который превращается почти полностью в мартенсит при охлаждении с сохранением некоторого количества исходной ферритно-нитридной смеси.

Температуры нагрева 1000 и тем более 1100 °С достаточны для перехода феррита в аустенит, однако часть нитридов сохраняется в процессе нагрева в аустените, высокое содержание хрома и азота в котором обуславливает резкое снижение температуры  $M_n$  и соответствующее увеличение количества остаточного аустенита при охлаждении.

Такая зависимость с максимумом при 1000 °С обусловлена взаимодействием двух основных противоположно направленных факторов: прогрессирующее по мере повышения температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С растворение нитридов в аустените и наличие высокоазотистого мартенсита, с одной стороны, и повышение количества микронеоднородного остаточного аустенита, с другой, – приводит к тому, что твердость стали растет в интервале температур закалки от 900 до 1000 °С, а с увеличением температуры до 1200 °С – снижается (рис. 4.1, б).

Выбор температуры закалки равной 1000 °С обеспечивает максимальную абразивную износостойкость стали 0X18A1.2 ( $\epsilon = 1,5$ ). Выдержка при 1000 °С приводит в стали к формированию трехфазной структуры. 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. Повышение температуры закалки свыше 1000 °С сопровождается не только увеличением количества остаточного аустенита до 30 %, но и ростом его стабильности по отношению к деформационному мартенситному превращению, что иллюстрирует рис. 4.1, б, из которого видно, что количество мартенсита деформации в поверхностном слое после изнашивания стали 0X18A1.2, закаленной от 1200 °С, уменьшается до 15 %, однако высокоазотистый мартенсит деформации наряду со способностью аустенита к фрикционному упрочнению обеспечивает стали 0X18A1.2 сохранение более высокой по сравнению со сталью 110Г13Л износостойкости на 20 %. Преимущество высокоазотистой стали 0X18A1.2

по износостойкости по сравнению с высокомарганцевой сталью 110Г13Л отмечалось и ранее [107 – 112].

Результаты, приведенные на рис. 4.1, *а* и *б*, указывают на корреляцию между максимальными значениями абразивной износостойкости и микротвёрдости на рабочей поверхности сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, причем обе характеристики второй стали выше, чем первой, то-есть, способность к фрикционному упрочнению рабочей поверхности при абразивном изнашивании у стали 100X18 наибольшая. Поэтому для сравнительной оценки сопротивления изнашиванию исследуемых сталей целесообразно использовать величину эффективной микротвёрдости ( $HV_{эфф.}$ ), которая складывается из исходной микротвёрдости ( $H_0$ ) и прироста микротвёрдости ( $\Delta HV$ ) на рабочей поверхности:  $HV_{эфф.} = HV_0 + \Delta HV$  [110]. Эффективная микротвердость в отличие от отдельных значений механических свойств учитывает, наряду с исходной микротвердостью, также и упрочнение поверхностного слоя, создаваемое фазовыми превращениями в процессе изнашивания и деформационное упрочнение присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности, упрочнение от образования фрикционного мартенсита.

Роль  $HV_{эфф.}$  в оценке износостойкости видна и на примере высокотемпературной закалки стали 100X18: после закалки от 1200 °С сталь имеет минимальную твердость, однако имеет наибольшее сопротивление абразивному изнашиванию. Это связано с высокой способностью метастабильного углеродисто-хромистого аустенита к фрикционному упрочнению рабочей поверхности образцов, составляющему ~ 5000 МПа (рис. 4.1, *а*).

После закалки от 900 °С сталь 120Г18 уже имеет структуру в основном аустенита с твердостью 26 HRC (рис. 4.2), однако, на значительной части границ аустенитных зерен имеются цепочки выделений относительно крупных карбидов, которые окружены более мелкими карбидами. С повышением температуры нагрева под закалку свыше 1000 °С (рис. 4.2)

мелкие карбиды растворяются, крупные уменьшаются в размерах и остаются лишь в тех участках границ, где были расположены наиболее крупные карбиды. Легированный марганцем цементит легче растворяется в аустените, чем хромистые карбиды в стали 100X18: в структуре стали 120Г18, закаленной от 1100 °С в воде, карбиды отсутствуют (рис. 4.2, в). 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 зерен (рис. 4.2), а твердость снижается до 22 HRC.

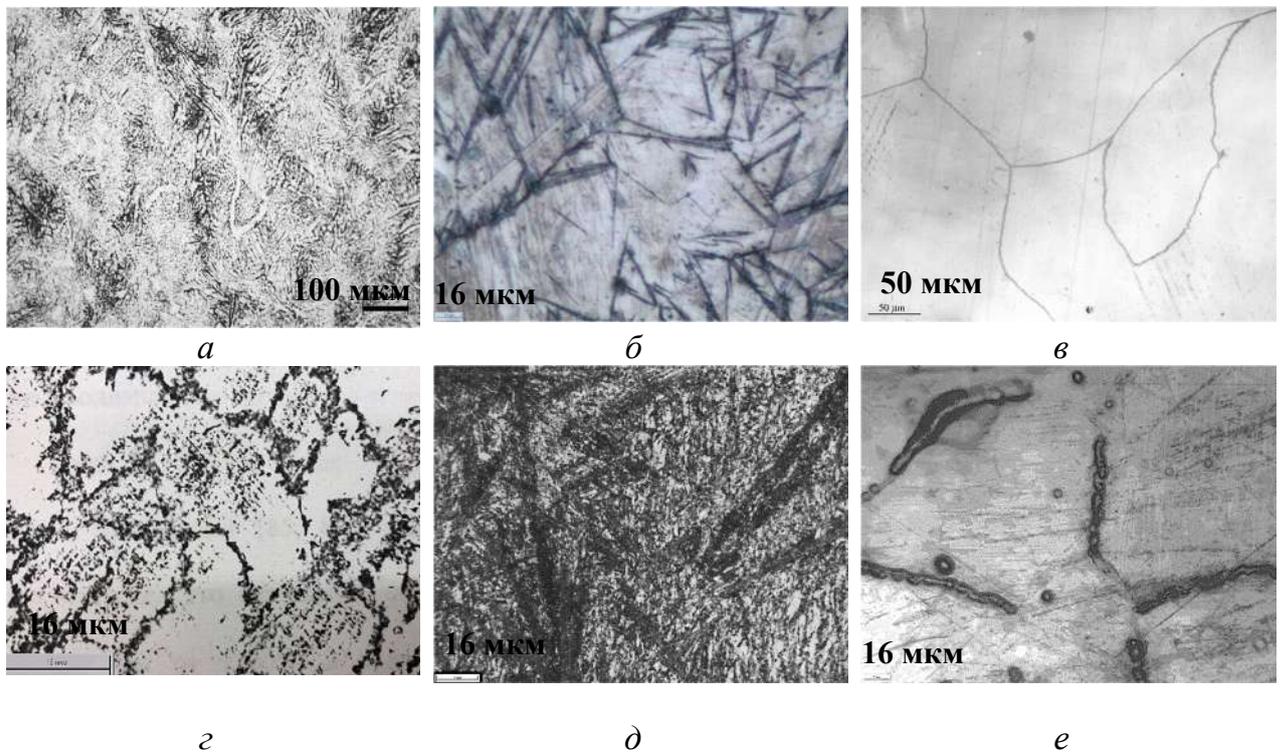


Рисунок 4.2 – Микроструктура сталей после закалки от 1200 °С 0X18A1.2 (а), 100X18 (б) и 120Г18 после закалки от 1100 °С (в). После закалки от 900 °С – 0X18A1.2 (г), 100X18 (д), 120Г18 (е)

Стабильный марганцевый аустенит стали 120Г18, имеющий низкую энергию дефектов упаковки, в процессе холодной пластической деформации обладает относительно хорошей способностью к наклепу [113, 114], однако эта сталь хуже сопротивляется абразивному изнашиванию по сравнению с метастабильными аустенитными сталями 0X18A1.2 и 100X18. Она имеет

абразивную износостойкость лишь на 10 % превышающую таковую для стали 110Г13Л, принятую за единицу (рис. 4.1, в).

В работах [115, 116] показано, что можно оценивать влияние термообработки, предшествовавшей фрикционной обработке [117], путем профилометрии рельефа поверхности. Образование мартенсита деформации в структурно нестабильных сталях при трении и ориентированное расположение его пластин (рис. 3.2, 3.6) препятствует развитию пластической деформации аустенитной матрицы как в направлении трения, так и в направлении, нормальном к поверхности трения, что ограничивает протекание процессов схватывания и глубинного вырывания, о чем свидетельствуют данные профилометрии (рис. 4.3). Видно, что после высокотемпературной закалки хромистой и азотистой сталей (рис. 4.3, а и б), глубина царапин меньше, чем в результате испытаний на изнашивание после низкотемпературной закалки (рис. 4.3, в и г).

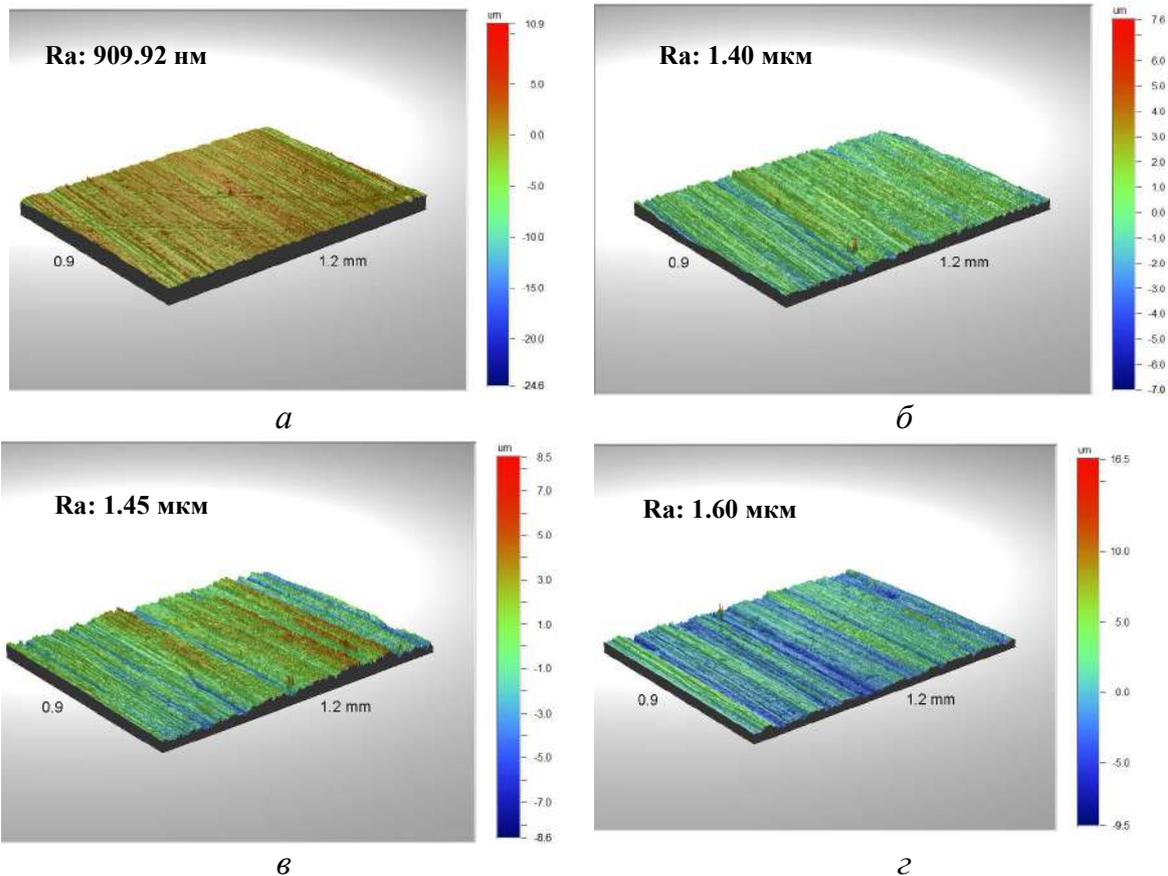


Рисунок 4.3 – Трёхмерное изображение профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С сталей 0X18A1.2 (*а*), 100X18 (*б*); после закалки от 900 °С – 0X18A1.2 (*в*), 100X18 (*г*)

В азотистой стали, в процессе абразивного изнашивания, глубина рабочего слоя поверхности, закаленной от 1200 °С, составляет не более 3 мкм (рис. 4.3, *а*), в то время как после низкотемпературной закалки – до 6 мкм (рис. 4.3, *в*). Глубина вовлекаемого в процесс изнашивания слоя поверхности после высокотемпературной закалки меньше, это позволяет сделать вывод, что в результате низкотемпературной закалки механизм царапания (рис. 4.3, *а*) сменяется микрорезанием [118], поэтому абразивная износостойкость сталей снижается, что подтверждается увеличением параметров шероховатости (рис. 4.4).

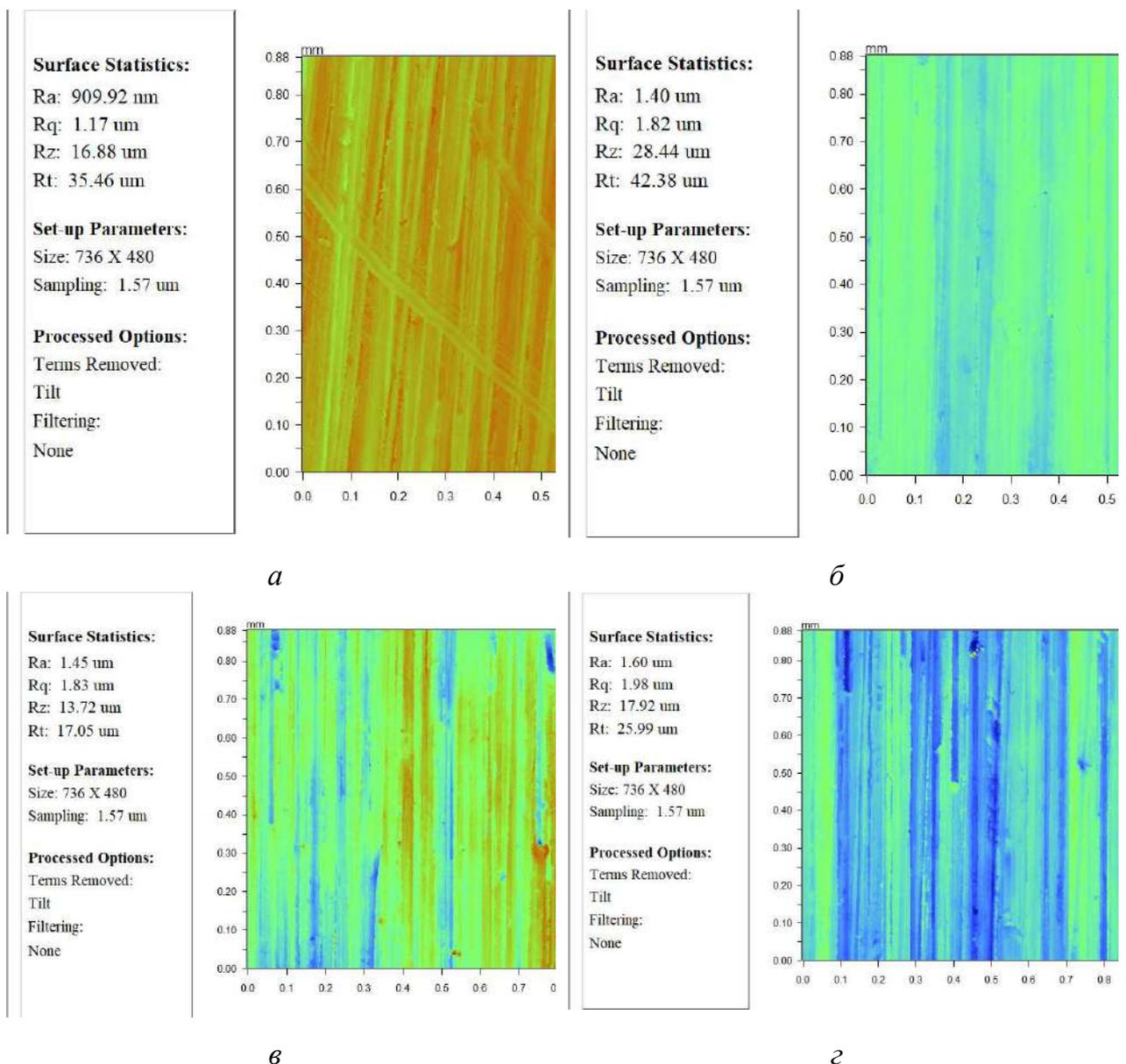


Рисунок 4.4 – Параметры профиля шероховатой поверхности после испытаний на абразивное изнашивание закаленных от 1200 °С сталей 0X18A1.2 (*а*), 100X18 (*б*); после закалки от 900 °С – 0X18A1.2 (*в*), 100X18 (*з*)

Таким образом, высокий уровень упрочнения рабочей поверхности сталей 0X18A1.2 и 100X18 после изнашивания, обусловленный превращением метастабильного азотисто-хромистого и особенно углеродисто-хромистого аустенита в мартенсит деформации с наличием карбидов, обеспечивает хорошую абразивную износостойкость этих сталей. В свою очередь, уровень фрикционного упрочнения позволяет оценить относительную износостойкость сталей [110, 111]. Исследованные стали 0X18A1.2 и 100X18, закаленные от температур 1000 – 1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л.

#### **4.3 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на свойства сталей различного класса: хромистой, азотистой и марганцевистой**

Зависимости твердости изученных сталей от температуры отпуска (рис. 4.5) существенно отличаются, что определяется термической стабильностью аустенита, его склонностью к карбидо- или нитридообразованию при повышении температуры.

Твердость стали 0X18A1.2 после закалки, имеющей аустенитную структуру, составляет 37 HRC (рис. 4.5), что значительно превышает твердость стабильного углеродистого марганцевого аустенита (22HRC). Изменение твердости стали 0X18A1.2 с повышением температуры отпуска от 400 до 700 °С определяется полнотой процессов распада пересыщенного твердого раствора – азотисто-хромистого аустенита (рис. 4.2, з). По данным работы [107], аустенит в сталях Fe – 18% Cr, содержащих не менее 0,9 % Ni, не является однородным твердым раствором, а представляет собой высокодисперсную регулярную структуру, состоящую из отдельных

кластеров, обогащенных атомами хрома и азота. Отпуск закаленной стали 0X18A1.2 подробно описан с точки зрения структурных превращений в работах [102, 103, 112].

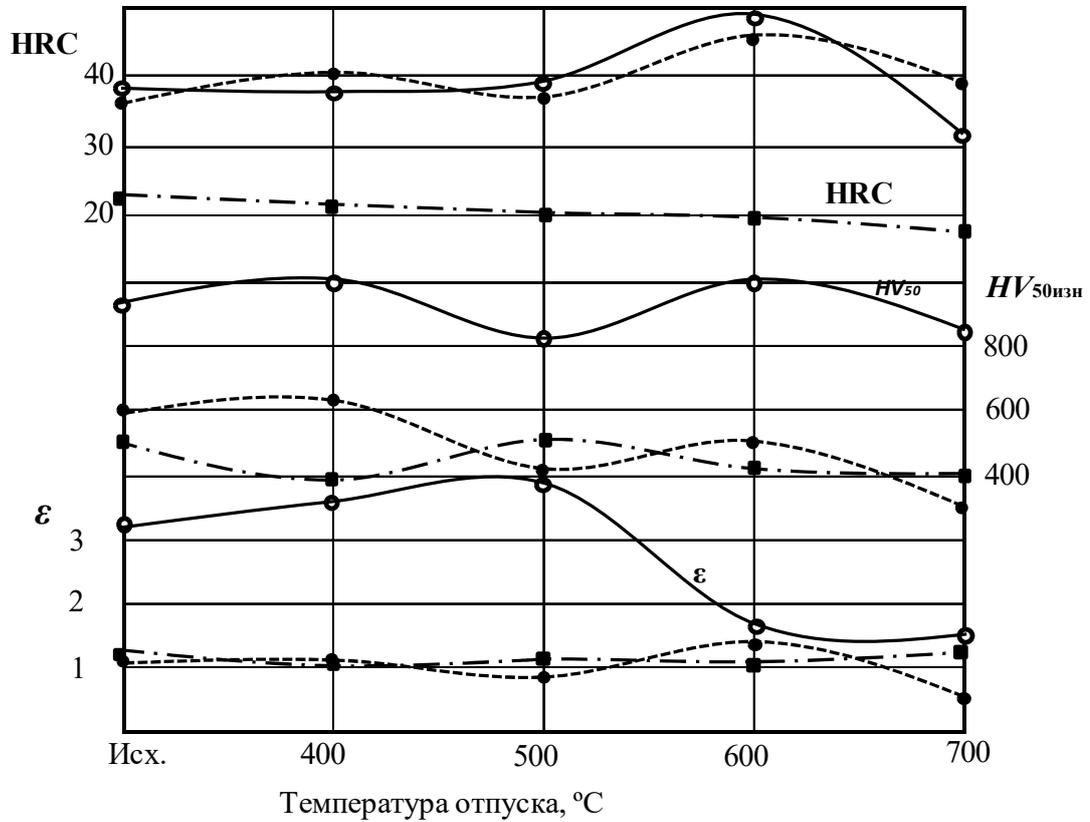


Рисунок 4.5 – Зависимость твердости HRC, микротвёрдости рабочей поверхности HV<sub>50изн</sub> и относительной износостойкости ε от температуры отпуска ( $\tau_{отп} = 2$  ч) сталей 100X18 (о), 0X18A1.2 (●), 120Г18 (▪). Исходное состояние – закалка от 1100 – 1200 °C

Нагрев на 300 – 400 °C вызывает повышение твердости на 2 – 5 ед. HRC. Этот факт может быть обусловлен перераспределением атомов азота в кристаллической решетке [119 – 122]. Несущественно понижает твердость увеличение температуры отпуска до 500 °C. Увеличение твердости в результате отпуска при 600 °C связано с дисперсионным твердением, сопровождающимся выделением дисперсных, сферической формы нитридов хрома типа CrN и ячеистым распадом аустенита с образованием двухфазных колоний ( $\alpha + Cr_2N$ ), т.е. образованием дисперсной ферритно-нитридной смеси (ФНС) [112, 123]. Данные [105] об отсутствии эффекта

дисперсионного твердения можно объяснить, по-видимому, недостаточным временем отпуска (1ч) хромисто-азотистого аустенита.

После отпуска при 700 °С твердость несколько снижается (до 37 HRC) вследствие полного превращения аустенита в ферритно-нитридную структуру перлитного типа, образованную двухфазными колониями ( $\alpha + Cr_2N$ ) и укрупнения нитридной фазы (рис. 4.6). Однако после отпуска при 700 °С значения твердости стали 0X18A1.2 остаются на более высоком уровне, чем у стали 120Г18 (рис. 4.5).

Структура стали 100X18 после закалки от 1200 °С состоит из  $\gamma$ -твердого раствора, обогащенного Cr и C, и не полностью растворенных карбидов  $(Fe,Cr)_7C_3$ , что обеспечивает сравнительно высокую твердость – 38 HRC (рис. 4.5). Хромистая сталь 100X18, как и все стали, легированные карбидообразующими элементами, затрудняющими процесс диффузионного обмена атомов местами, характеризуется повышенной устойчивостью аустенита при отпуске (рис. 4.5). При низких температурах отпуска образуются менее устойчивые карбиды, поскольку выделяющийся из аустенита углерод соединяется с непосредственно окружающими его атомами железа. Для образования более устойчивого карбида хрома необходима более значительная степень диффузии атомов хрома [119].

При нагреве до 500 – 600 °С, вероятно, обеспечивается достаточная подвижность атомов углерода и легирующих элементов. При этом аустенит (вследствие высокого сродства хрома и углерода) обедняется не только углеродом, но и хромом, поэтому его стабильность уменьшается (мартенситная точка повышается). Ранее выделившийся карбид железа частично или полностью превращается в дисперсный специальный карбид. Интенсивное развитие процесса выделения или образование специального карбида приводит к вторичному повышению твердости стали 100X18.



Рисунок 4.6 – Микроструктура стали 0X18A1.2 после закалки от 1200 °С и отпуска при 700°С

Кроме того, в объемах, непосредственно примыкающих к выделившимся карбидам и обедненным углеродом и хромом, можно ожидать образование мартенсита при охлаждении [98]. При температуре отпуска 600 °С кривая твердости имеет максимум, соответствующий 46 HRC, что связано с развитием дисперсионного твердения аустенита за счет выделения дисперсных карбидов типа  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ , и эффектом вторичной закалки. При дальнейшем повышении температуры отпуска происходит укрупнение специальных карбидов и завершение распада аустенита на феррит и ферритно-карбидную смесь. После отпуска при 700 °С твердость стали 100X18 снижается до 32 HRC (рис. 4.5), в структуре наблюдается троостит отпуска и отвечающий равновесному состоянию карбид хрома  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ .

Процессы диффузии углерода в аустените закаленной от 1200 °С стали 120Г18 с повышением температуры отпуска до 300 – 400 °С активизируются, что ведет к расслоению твердого раствора. Значительных изменений в структуре аустенита обнаружено не было. Твердость стали 120Г18, как видно из рис. 4.5, при повышении температуры отпуска до 400 °С практически не

меняется. Нагрев при отпуске до 700 °С приводит к некоторому снижению твердости. В этом интервале температур обедняется углеродом исходно крупнозернистый аустенит и углерод выделяется по границам в виде карбидов, частично распадается аустенит при охлаждении на ферритно-карбидный эвтектоид. При этом генезис изменения износостойкости этих сталей различен. Такое поведение стали 120Г18 объясняется стабилизирующим действием повышенного содержания марганца на аустенит, так как в стали 110Г13Л с меньшим содержанием марганца отпуск при 500 – 600 °С в течение 2 ч. уже вызывает повышение твердости, обусловленное частичным превращением аустенита в ферритно-карбидную смесь. Марганец расширяет  $\gamma$ -область, увеличивая термическую стабильность после отпуска при температурах до 500 °С, в то время как сталь 0X18A1.2 имеет наибольшую износостойкость после отпуска при нагреве до 600 °С, [119].

После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 20 %. Сохранение более высокой износостойкости наблюдается и при температурах отпуска до 600 °С. При температуре отпуска 700 °С наблюдается одновременное падение твердости и износостойкости, износостойкость стали со структурой ФНС составляет 0,8 от закаленной стали 110Г13Л. Количество  $\alpha$ -мартенсита деформации, определенное методом рентгеновского фазового анализа, составляет на рабочей поверхности образцов стали 0X18A1.2 от 10 до 16 %, тогда как на рабочей поверхности образцов стали 110Г13Л не обнаруживается мартенсита. Микротвёрдость поверхности азотистой стали свыше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвёрдость на поверхности изнашивания 5840 МПа [20, 124].

Значения относительной износостойкости коррелируют лучше, чем с твердостью, со значениями микротвёрдости рабочей поверхности образцов после испытаний на изнашивание (рис. 4.5). Так, низкая износостойкость

при температуре старения 500 °С соответствует минимуму на кривых микротвёрдости, некоторое повышение износостойкости сопровождается и увеличением микротвёрдости, а минимальная износостойкость структуры ФНС после отпуска при температуре 700 °С обусловлена низкой способностью смеси этих фаз к фрикционному упрочнению.

#### 4.4 Выводы

1. Изучение влияния 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 и их сопротивления абразивному изнашиванию, за счет микро-ТРИП-эффекта на закаленной поверхности, показало, что износостойкость стали 100X18 со структурой метастабильного аустенита и карбидами после закалки от 1200 °С ( $\varepsilon = 3,2$ ), в три раза выше износостойкости – стабильной аустенитной стали 120Г18 ( $\varepsilon = 1,1$ ). Исследуемые стали, закаленные от температур 1000–1200 °С, имеют абразивную износостойкость, превышающую износостойкость стали 110Г13Л на 20%.

2. С помощью закалки сталей 100X18 и 0X18A1.2 от разных температур можно регулировать химический состав, количество и стабильность остаточного аустенита и его способность к фрикционному упрочнению рабочей поверхности образцов. 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.

3. В отличие от хромистой высокоазотистая сталь 0X18A1.2 максимальную износостойкость приобретает после неполной закалки в воде

от температуры 1000 °С в трехфазном состоянии (метастабильный аустенит, мартенсит и нитриды). Твердость при этом также имеет максимальное значение порядка 50 HRC.

4. Износостойкость структурно стабильной стали 120Г18 имеет слабо выраженную зависимость от температуры закалки. Твердость с ростом температуры закалки несколько снижается с 26 до 22 HRC.

5. Данные профилометрии показывают, что с ростом глубины вовлекаемого слоя поверхности происходит отделение большего количества частиц износа, и абразивная износостойкость стали страдает, т.к. увеличивается глубина царапин, происходит съём материала с большей глубины, а механизм царапания сменяется микрорезанием.

6. В процессе изнашивания происходит деформационный динамический отпуск образующегося мартенсита деформации, степень развития которого уменьшается в легированном хромом азотистом мартенсите, на что указывает замедление темпа снижения твердости этой стали и переводит сталь в разряд полутеплостойких.

7. После закалки от 1200 °С сталь 0X18A1.2 имеет износостойкость, превосходящую износостойкость образцов стали 110Г13Л на 20 %. Микротвёрдость поверхности азотистой стали свыше 6000 МПа, сталь 110Г13Л имеет среднюю микротвёрдость на поверхности изнашивания 5840 МПа.

8. 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, что является следствием процесса дисперсионного твердения. После отпуска при 700 °С твердость несколько снижается (до 37 HRC). Подобным образом ведет себя при отпуске и сталь 100X18.

## ГЛАВА 5. МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКИ ГРАФИТИЗИРОВАННОЙ СТАЛИ 135СГЛ

### 5.1 Особенности применения углеродистых инструментальных сталей

В главе пять впервые в данной работе изучены фазовые превращения и изменение ударной вязкости, твердости и абразивной износостойкости графитизированной стали, с целью разработки обоснованных режимов термической обработки, обеспечивающих максимальную абразивную износостойкость. Выше рассматривались стали, в которых определяющей является метастабильная система железо – карбид железа. Углерод в них встречается только в форме карбидов, однако в особых случаях в сталях может наступить графитизация: частичный или полный переход к стабильной системе железо – графит. Образование гнездообразных скоплений кристаллов графита (углерода отжига) может происходить в заэвтектоидных сталях при нагреве между  $A_1$  и  $A_{cm}$ . Как и в чугунах, предпосылкой для развития графитизации служит образование зародышей графита. Эти зародыши могут образовываться в результате распада карбидов.

В настоящее время в системе железо – графит, кроме цементита  $\theta$ - $Fe_3C$  (цементит  $Fe_3C$ ) выделены три типа значимых карбидов:  $\epsilon$ -карбид  $Fe_2C$  (карбид  $Fe_2C$ ), карбид Хегга  $\chi$ - $Fe_5C_2$  (карбид  $Fe_5C_2$ ) и карбид Экстрема-Адкокка  $\alpha$ - $Fe_7C_3$  (карбид  $Fe_7C_3$ ), по химическому составу располагающихся правее линии цементита, но не отображенных на официальной диаграмме состояния  $Fe_3C - 100\% C$  как фазы диаграммы [125]. В связи с множеством структурных форм углерода автором [126] поставлен вопрос о том, какая из указанных форм участвует в кристаллизации графита в чугунах.

Другая возможность состоит в том, что графитизация может развиваться непосредственно путем выделения элементарного углерода из

твердого раствора на посторонних зародышах. Возникшие таким путем зародыши графита более устойчивы, т.е. их свободная энергия меньше свободной энергии карбидов, и они растут, потому что на них осаждается углерод из твердого раствора, в то время как карбиды при этом переходят в раствор. Такому ходу процесса способствует то, что растворимость углерода как в  $\alpha$ -, так и в  $\gamma$ -железе в стабильной системе при равновесии с графитом меньше, чем в метастабильной системе при равновесии с карбидом железа.

Графитизация стали может идти и при кристаллизации из расплава, как в сером чугуна. Аустенит в чугуна и в стали не одно и то же. Согласно [127] аустенит в чугуна представляет собой твердый раствор углерода и других элементов в  $\gamma$ -железе, ГЦК решетка которого отличается плотной упаковкой (координационное число 12). Аустенит первым выпадает из расплава при кристаллизации обычного технического чугуна, который обыкновенно доэвтектический. Первичный (избыточный) аустенит выпадает в виде крупных дендритов при медленном затвердевании расплава или мелких, сильно разветвленных, в условиях ускоренного охлаждения (тонкостенное или кокильное литье). Столбчатые дендритные зерна хорошо видны на микрошлифах чугуна – участки, свободные от графита или ледебурита.

Эвтектический аустенит из расплава кристаллизуется с высокоуглеродистой фазой (графитом или цементитом) одновременно и, по данным [128], представляет собой единый разветвленный монокристалл в пределах каждой эвтектической колонии. В ледебурите как правило наблюдают аустенит сотовидного строения.

При эвтектоидном распаде стабильной системы не образуется структуры характерной для эвтектоида, в этом случае эвтектоидный графит наслаивается на уже имеющихся включениях графита, а феррит кристаллизуется отдельно. В нелегированном и низколегированном чугуна аустенит претерпевает эвтектоидный распад во время охлаждения отливок.

При легировании чугуна никелем, марганцем, хромом, медью, молибденом аустенит интегрально стабилизируется в условиях

переохлаждения. Даже медленное охлаждение легированного чугуна не препятствует формированию металлической основы с игольчатой структурой и соответствующему повышению твердости. Элементы, стабилизирующие аустенит не только кинетически, но и термодинамически, приводят к получению аустенито-мартенситных структур, а при высоком легировании и чисто аустенитных (никелевый и марганцовистый чугун).

С ростом добавок кремния аустенитная область в чугуне сужается, а  $\alpha$ - и  $\delta$ -области увеличиваются, вплоть до их слияния. Алюминий влияет аналогично кремнию, приводит к появлению первичного силикоферрита, фазы стабильной при нагреве и охлаждении, наблюдаемой в сплавах с более 6 – 8 % Si.

Графит, будучи в некоторой степени сухой смазкой, в чугуне выделяется в виде кристаллов  $\alpha$ - и отчасти  $\beta$ -графита, в углероде отжига, турбостатном графите. Анизотропное пластинчатое строение графита приводит к образованию с аустенитом эвтектических колоний в виде сферолитов, растущих из одного центра [129]. В пределах отдельного эвтектического зерна графит – разветвленный монокристалл. С ферритом в высококремнистом чугуне графит не продуцирует ярко выраженного эвтектоида. Шаровидный графит кристаллизуется в результате модифицирования расплава чугуна магнием, церием, иттрием. Шаровидная форма графита, как известно, может быть получена при отжиге белого чугуна, модифицированного магнием или церием, а также при отжиге белого чугуна с соотношением Mn : S близким к 1 [130].

Кинетика структурообразования чугунов в стабильной (графитной) или в метастабильной (цементитной) системах зависит и от химического состава сплава. Химический состав чугуна стимулирует термодинамический потенциал отбела или графитизации. Кремний усиливает термодинамический стимул процесса графитизации. Хром, в свою очередь, стабилизирует карбидную структуру за счет подавления этого стимула. При превышении

критического содержания хрома графитизация становится невозможной – белый чугун кристаллизуется при любых условиях охлаждения.

Количественной мерой термодинамического стимула служит величина активности углерода  $a_c$  в системе. Если она больше, единицы сплав способен графитизироваться. Активность углерода в графите принята за единицу. Марганец и хром, снижая величину активности углерода в эвтектике, тормозят графитизацию. Фосфор слабо влияет на  $a_c$  при ледебуритном превращении, поэтому не считается графитизатором. Алюминий при содержаниях до 2 – 3% графитизатор аналогичный кремнию. При больших содержаниях, алюминий образует с  $\gamma$ -железом химические соединения типа  $Fe_3Al$  с резко повышенным сродством к углероду, промежуточная  $\gamma'$ -фаза растворяет до 4% C, причем связь углерод – металл приобретает отчасти ковалентный характер. Активность углерода понижается, вплоть до полной потери сплавов с  $\gamma'$ -фазой способности к графитизации.

При переходе от интерметаллида  $Fe_3Al$  к упорядоченной структуре  $FeAl$ , а затем к  $\alpha$ -решетке высокоалюминиевого феррита способность сплавов к графитизации восстанавливается. Рост содержания Al вновь повышает активность углерода. Вместе с тем такие элементы, как висмут, отчасти теллур, селен, сера отбеливают чугун в результате ингибирования графитообразования (кинетических факторов). Влияние элементов на степень активности углерода связано с их распределением между фазами в структуре чугуна [131] и может быть рассчитано по модели Зинера-ХиллERTA, Любова и другим. Карбидообразующие элементы типа хрома и марганца вызывают прямую дендритную микроликвацию при аустенито-графитном превращении эвтектического расплава и обратную – при ледебуритном распаде [132].

«Графитообразующие» элементы типа кремния, алюминия, меди и никеля в стали характеризуются прямой ликвацией, а чугуне, напротив, приводят к обратной внутрикристаллической ликвации [132].

Фосфор и сера обнаруживают прямую внутрикристаллическую ликвацию и прямую эвтектическую микроликвацию при любом типе

эвтектического превращения (в графитной и цементитной системах). Аналогичным образом ведут себя вольфрам, молибден, цирконий, титан. Поэтому указанные добавки слабо графитизируют чугун, либо слабо отбеливают в зависимости от знака их влияния на  $a_c$  и суммы накладывающихся кинетических факторов (особенно для горофильных элементов V и VI групп). Сложное влияние элементов на структурообразование чугуна, можно классифицировать согласно табл. 5.1 по основным компонентам чугуна в зависимости от влияния на графитизацию.

Таблица 5.1 – Относительное графитизирующее влияние компонентов чугуна [133]

Элементы		Графитизирующее действие	Примечание
Повышающие склонность чугуна к графитизации	Si	1,00	Влияние Si принято за эталонное
	Al	0,50	До 2 % Al. Далее до 4% Al графитизирующее влияние становится нулевым
	Ti	0,40	0,1...0,2% Ti влияние больше, чем при 1,00; повышение содержания Ti замедляет графитизацию
	Ni	0,35	—
	Cu	0,20	Падение до 0,05 при наличии более 3% Cu
Понижающие графитизацию	Mn	Минус 0,25	0,8...1,5% Mn. До 0,6% марганец оказывает графитизирующее влияние в присутствии серы
	Mo	Минус 0,30	—
	Cr	Минус 1,00	—

Содержание углерода в чугуне на эвтектоидное превращение влияет косвенно, так как концентрация углерода в аустените не зависит от общего его содержания в сплаве. Влияние проявляется в том, что в высокоуглеродистом сером чугуне, благодаря повышенному содержанию

графита, аустенит так же претерпевает распад на феррит и графит. При малых переохлаждениях аустенита кремний активизирует эвтектоидный распад аустенита на феррит и графит. Такой процесс ведет к образованию дополнительных объемов феррита в толстостенных частях отливок. Это явление нежелательно. Содержание кремния снижают до уровня, не вызывающего выделение феррита в толстостенных частях отливок, а для предотвращения отбела в тонкостенной части перед заливкой расплава в литейную форму его модифицируют графитизирующими добавками (ферросилиций, силикокальций, алюминий, графит). Расплав после введения добавок нельзя продолжительное время выдерживать в жидком состоянии, поскольку эффект от модифицирования исчезнет. Снижение количества флуктуаций не обеспечивает образования необходимого числа центров графитизации. При сильном переохлаждении расплава кремний тормозит ферритообразование. В ускоренно охлажденных чугуновых отливках часто выпадает точечный феррит, расположенный в центре эвтектических колоний или по дендритным осям (в результате скопления в этих местах кремния), то же наблюдается и в поверхностных слоях отливок в сырые песчаные формы. Для предотвращения этого нежелательного явления при производстве тонкостенных отливок и кокильного литья, кроме инокулирующего модифицирования, необходимо снижать содержание кремния в чугуне за счет повышения содержания углерода вплоть до заэвтектического.

Хром, марганец, молибден, никель, медь затормаживают выделение феррита в чугуне, увеличивают переохлаждение аустенита, что сорбитизирует перлит. В чугуне с пластинчатым графитом феррит является нежелательной структурой, так как снижает прочность чугуна, не повышая его пластичности, которая остается низкой из-за надрезающего действия

графитных пластинок. При совместном легировании серого чугуна хромом и никелем отбеливающее влияние хрома компенсируется графитизирующим никеля (при эвтектическом превращении), поэтому эффект, что и при инокулирующем модифицировании. Возможность получения перлитной структуры достигается даже в толстостенных частях отливок.

Приведенные в [133] данные показывают, что влияние легирующих элементов на графитизацию в эвтектоидном интервале отличается от их влияния при эвтектическом превращении или при однофазном состоянии — жидком или аустенитном (табл. 5.2).

Степень графитизации чугуна с заэвтектоидной структурой металлической основы (перлит + цементит) определяется отношением  $\frac{C_{гр}}{C_{об}-C_{пер}}$ , а чугуна с доэвтектоидной структурой металлической основы (перлит + феррит) — отношением:  $2 - \frac{C_{св}}{C_{пер}}$ , где  $C_{пер}$  — содержание углерода в перлите (0,6 – 0,8% в зависимости от химического состава чугуна). При перлитной структуре металлической основы чугуна степень его графитизации равна единице. Г. Ф. Баландин [134] ввел для оценки степени графитизации чугуна критерий  $K$ , определяемый следующим соотношением:  $\frac{C_{гр}}{C_{об}} = 1 - e^K$ .

Графитизация цементита при термообработке чугуна в твердом состоянии — не менее важный фактор структурообразования.

Основными параметрами, управляющими процессом перехода системы фаз из метастабильного в стабильное состояние, являются температура, время и химический состав сплава. Температура является катализатором графитизации карбида. Во времени этот процесс протекает с разной скоростью: инкубационный период, где графитизация практически не наблюдается, затем ускорение и последующее замедление.

Таблица 5.2 – Влияние компонентов чугуна на его склонность к графитизации \*

Элемент	Влияние на графитизацию				Примечание
	в жидком состоянии	при эвтектическом превращении	в аустенитном состоянии	при эвтектоидном превращении	
C	Ускоряет	Ускоряет	Не влияет	Не влияет	—
C <sub>гр</sub> – Si, Al	Ускоряют	Ускоряют	Ускоряют	Ускоряют	При содержаниях до 15% Si, до 2% Al
Cr, V, Mn, Mo	Тормозят	Тормозят	Тормозят	Тормозят	Для содержания марганца сверх баланса (1,7 S...0,3) %. Влияние Mo очень слабое
P, S **, As, Te, Sb, Sn, Bi, B, Mg	Ускоряют или не тормозят	Тормозят	Ускоряют или не тормозят	Тормозят	Mg практически не тормозит ферритообразование
Ni, Cu	Ускоряют	Ускоряют	Ускоряют	Ускоряют	—
Ti, Ta, Nb, Zr		Ускоряют		Ускоряют	При содержании до 0,1 – 0,2%

\* Приведенные данные не относятся к случаям комплексного легирования двумя реагирующими друг с другом элементами, например, Mn и S, Cr и Sb.

\*\* Сера до последнего времени считалась элементом, тормозящим первую стадию графитизации ковкого чугуна. Однако исследования и опыт производства сернистого ковкого чугуна, отличающегося компактной формой графитных включений и, следовательно, повышенными прочностными и пластическими свойствами, показывают, что увеличение содержания серы в металле с 0,08 – 0,10 до 0,20 – 0,25% практически не влияет на длительность графитизации чугуна в надкритическом интервале температур.

Форма графитных включений, выделяющихся при отжиге, зависит от компонентов белого чугуна. Как известно, наибольшим упрочнением характеризуются самые дисперсные и компактные по форме частицы графита. С увеличением легирования кремнием, алюминием и содержания фосфора форм-фактор графитных включений изменяется к худшему. Фактор компактности графитных включений на практике не учитывается при графитизирующем отжиге отбеленного чугуна, но имеет первостепенное значение при выборе режима отжига ковкого чугуна, а также отжиге чугуна листа. В отличие от стали сера придает особо компактную форму углероду отжига в ковком чугуне. В связи с этим на ряде заводов в советское время содержание серы в чугуне увеличивали до 0,2 – 0,3 % с целью повышения прочностных и пластических свойств сплава. Легирование белого чугуна небольшим количеством магния также придает углероду отжига наиболее компактную – шаровидную форму.

Предварительная закалка белого чугуна на мартенсит ускоряет графитизацию. Длительность отжига сокращается в 2 – 3 раза, структура графитной фазы значительно диспергируется. Как уже говорилось, основными факторами, влияющими на структурообразование чугуна, являются его химический состав и скорость процессов кристаллизации (как в жидкой, так и в твердой фазе). Следовательно, склонность к графитизации зависит, во-первых, от формы и химического состава карбидов и от обусловленной этими факторами устойчивости карбидов, а, во-вторых, от условия образования зародышей графита. Таким образом, речь идет об очень сложном процессе.

## 5.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость графитизированной стали 135СГЛ

В данном разделе впервые исследовано влияние широкого диапазона температурных условий для закалки графитизированной стали, их влияние на количество остаточного аустенита, его устойчивость при рабочих температурах, степень метастабильности в условиях деформационных нагрузок, а также параметры износостойкости.

Графитизация высокоуглеродистых инструментальных сталей возникает в них преимущественно при длительном смягчающем отжиге в области температур от 760 до 780 °С (рис. 5.1). Аналогично действует очень медленное охлаждение в указанном интервале температур, а также ковка при низких температурах, вызывающая графитизацию под влиянием ковочных напряжений.

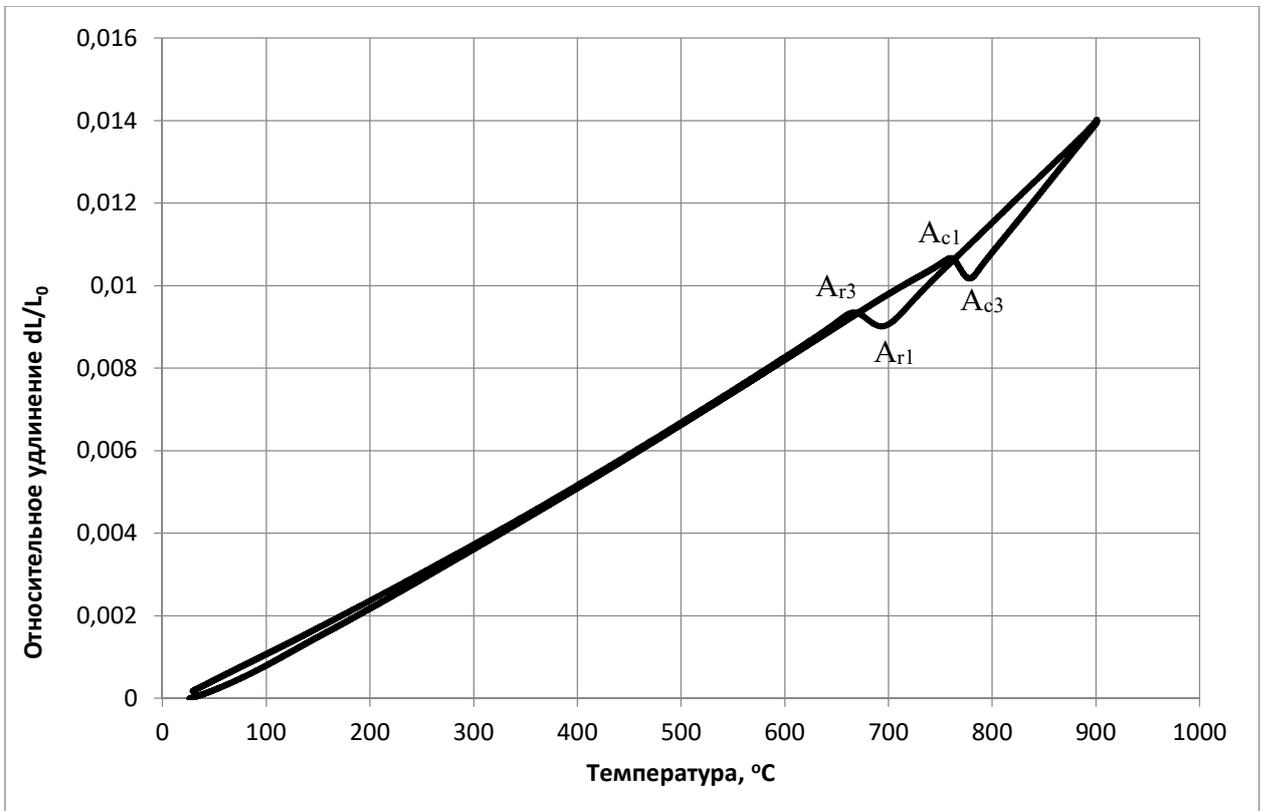


Рисунок 5.1 – Дилатодиаграмма литого образца стали 135СГЛ, охлаждение в кокильной форме, HRC 35, нагрев до 900 °С со скоростью 200 °С/час

Из рис. 5.1 следует, что критические точки дилатограммы для  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -фазовых превращений в стали 135СГЛ при нагреве и охлаждении следующие:  $A_{c1} = 764 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $A_{c3} = 780 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $A_{r1} = 695 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $A_{r3} = 660 \text{ }^\circ\text{C}$ .

При кристаллизации из расплава энергичное раскисление стали алюминием существенно повышает склонность к графитизации, т.к. алюминий связывает как кислород, так и азот. Последний, если он не связан, входит в состав карбида железа и повышает его устойчивость. Поэтому, чтобы избежать нежелательной графитизации в сталях при любой обработке вводят присадки хрома в количестве  $\sim 0,5\%$ , аналогичное действие имеют сильные карбидообразователи титан, ванадий и ниобий. Никель, кобальт и кремний — наоборот, способствуют графитизации из расплава [135].

Цель, которая должна быть достигнута при применении такой стали состоит в сочетании свойств закаленной стали, с одной стороны, и высокопрочного чугуна с шаровидным графитом или ковкого, с другой. Серый чугун известен своими антифрикционными свойствами (гильзы цилиндров, вкладыши подшипников), благодаря пористости способен пропитываться маслом и обеспечивать совместно с графитной пленкой гарантированное смазывающее действие даже при случайных перебоях в его подаче. Поэтому часть углерода нужно перевести в графит, а часть, необходимую для закалки, сохранить в форме карбида. Для получения равномерно графитизированной стали следует применять графитизирующее действие кремния как легирующего элемента. Благодаря кремнию, сталь при температуре закалки  $760 \text{ }^\circ\text{C}$  и сечении диаметром 30 мм прокаливается на 7 – 8 мм, а при  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  уже насквозь. Это экономически оправдано, т.к. сталь не содержит дорогостоящих легирующих элементов, обладает повышенной обрабатываемостью, эксплуатационной надежностью. Если высокие давления при трении не подразумевают ударного нагружения, износостойкость может быть обеспечена выбором материала из графитизированной стали. Графитизация осуществляется путем отжига готовых деталей при  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ . Содержание графита составляет порядка 0,7 %

независимо от длительности отжига. Содержание графита повышается до 0,9 % в результате смягчающего отжига при 760 °С. При закалке с 760 °С можно получить твердость 63 HRC.

Рентгеноструктурный анализ свидетельствует о том, что основной причиной снижения твёрдости с ростом температуры закалки стали 135СГЛ является получение наряду с мартенситом уже после закалки от 1000 °С остаточного аустенита, прогрессирующее количество которого с повышением температуры достигает 35 % после закалки от 1170 °С (рис. 5.3).

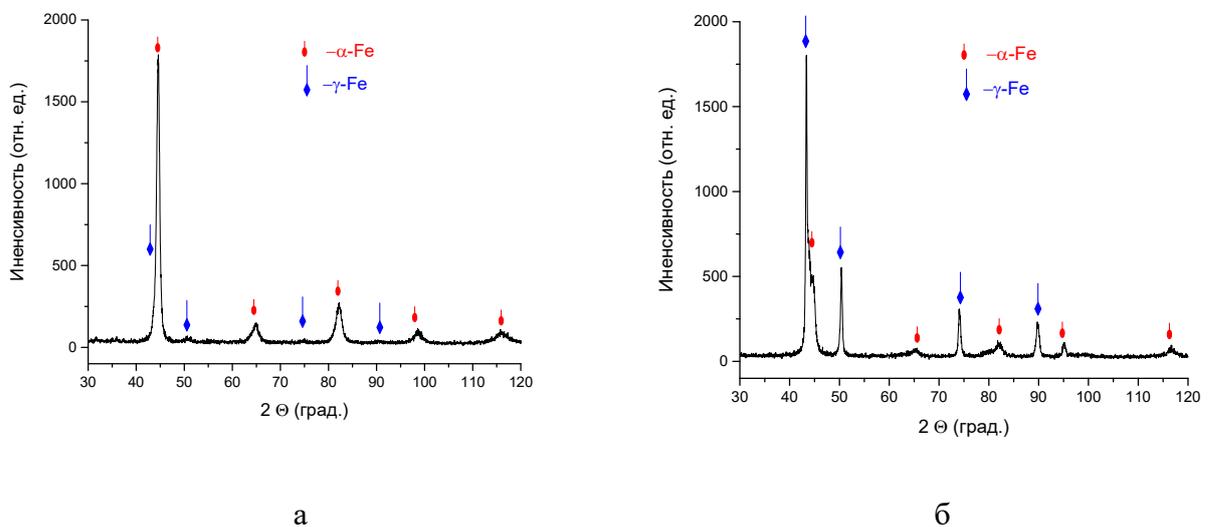


Рисунок 5.2 – Дифрактограмма литого образца стали, закалка в масло от 900 °С (а) и 1170 °С (б)

Сопротивление абразивному изнашиванию у стали 135СГЛ растет с увеличением температур закалки от 900 °С до 1170 °С (рис. 5.3). Высокая температура закалки ведет к растворению вторичных карбидов, твердый раствор обогащается легирующими, углеродом и хромом, что в свою очередь, в стали понижает точку Мн. Твёрдость HRC снижается, т.к. растет количество остаточного метастабильного аустенита. Рентгеноструктурный анализ после изнашивания рабочей поверхности закалки от 1170 °С обнаружил только следы остаточного аустенита. Превращение остаточного метастабильного аустенита в мартенсит деформации на рабочей поверхности после изнашивания и, как следствие, повышение уровня

микротвёрдости поверхности приводит к увеличению абразивной износостойкости стали (рис. 5.3).

Этот факт подтверждает, что получение остаточного аустенита определенного состава и стабильности после высокотемпературной закалки, особенно выше 1000 °С, важно и для графитизированных сталей с целью обеспечения высокой абразивной износостойкости (рис. 5.4).

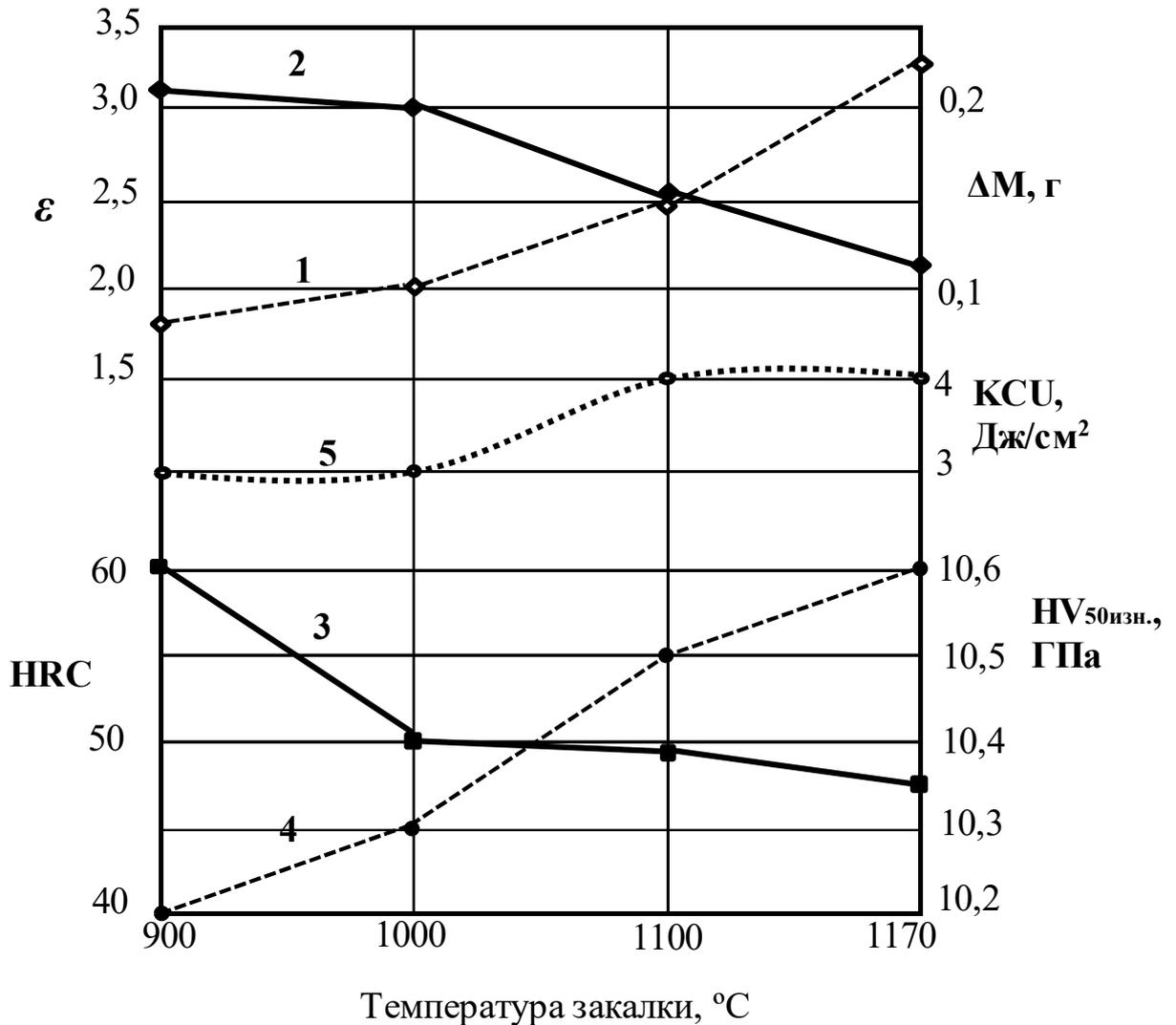


Рисунок 5.3 – Твердость и абразивная износостойкость закаленной графитизированной стали 135СГЛ. Относительная износостойкость  $\varepsilon$  – линия 1; Потери массы,  $\Delta M$ , г – 2; Твердость, HRC – 3; Микротвердость рабочей поверхности после изнашивания  $HV_{50изн.}$ , ГПа – 4; Ударная вязкость, КСУ, Дж/см<sup>2</sup> – 5

Твердость графитизированной стали после закалки от 900 °С составила 60 HRC. Увеличение температуры закалки привело к понижению твердости образцов до 48 HRC.

В противоположность твёрдости абразивная износостойкость стали возрастает при повышении температуры нагрева под закалку от 900 °С до 1170 °С (рис. 5.4). Микротвёрдость образцов так же возрастает и при температуре 1170 °С достигает 10,6 ГПа.

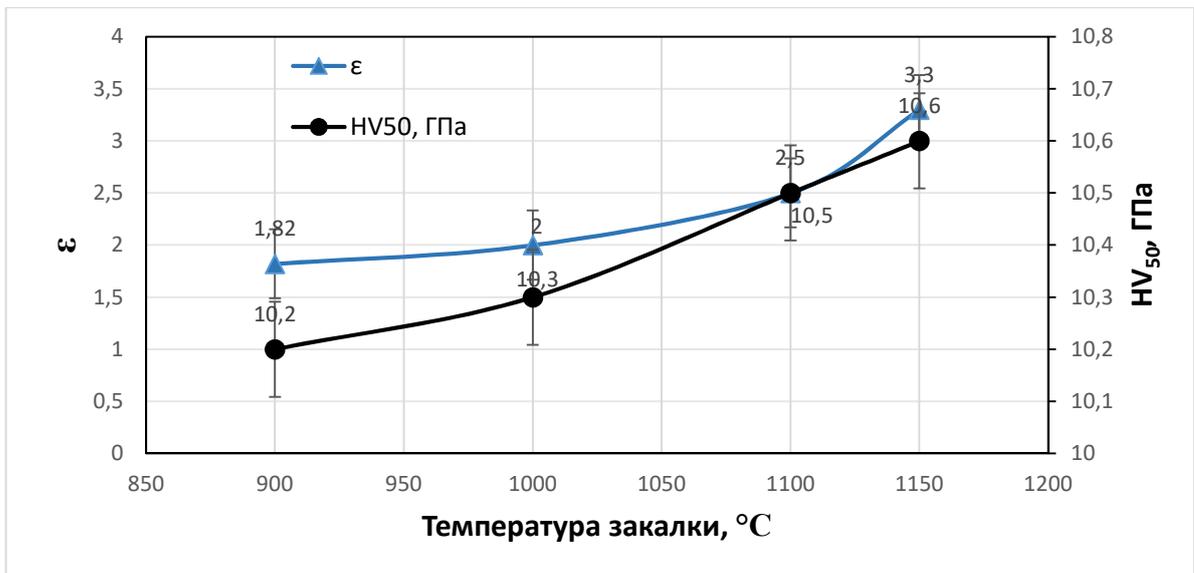


Рисунок 5.4 – Абразивная износостойкость ( $\epsilon$ ) и микротвёрдость рабочей поверхности ( $HV_{50}$ ) после изнашивания закалённых от различных температур нагрева образцов стали 135СГЛ

При высокой микротвёрдости вторичной структуры на рабочей поверхности для обеспечения диссипации энергии абразивных частиц требуется тонкий слой металла, зарождение трещин становится возможным с менее глубокого слоя, следовательно, повышается абразивная износостойкость.

Микроструктура образцов графитизированной стали, подвергнутых закалке от 900 °С и 1170 °С, подтверждает данные рентгеноструктурного анализа. На рисунке 5.5 видно, что, во-первых, в результате повышения температуры закалки значительно выросла величина зерна аустенита и

мартенсит стал крупнопластинчатым, и, во-вторых, появилось много остаточного аустенита.

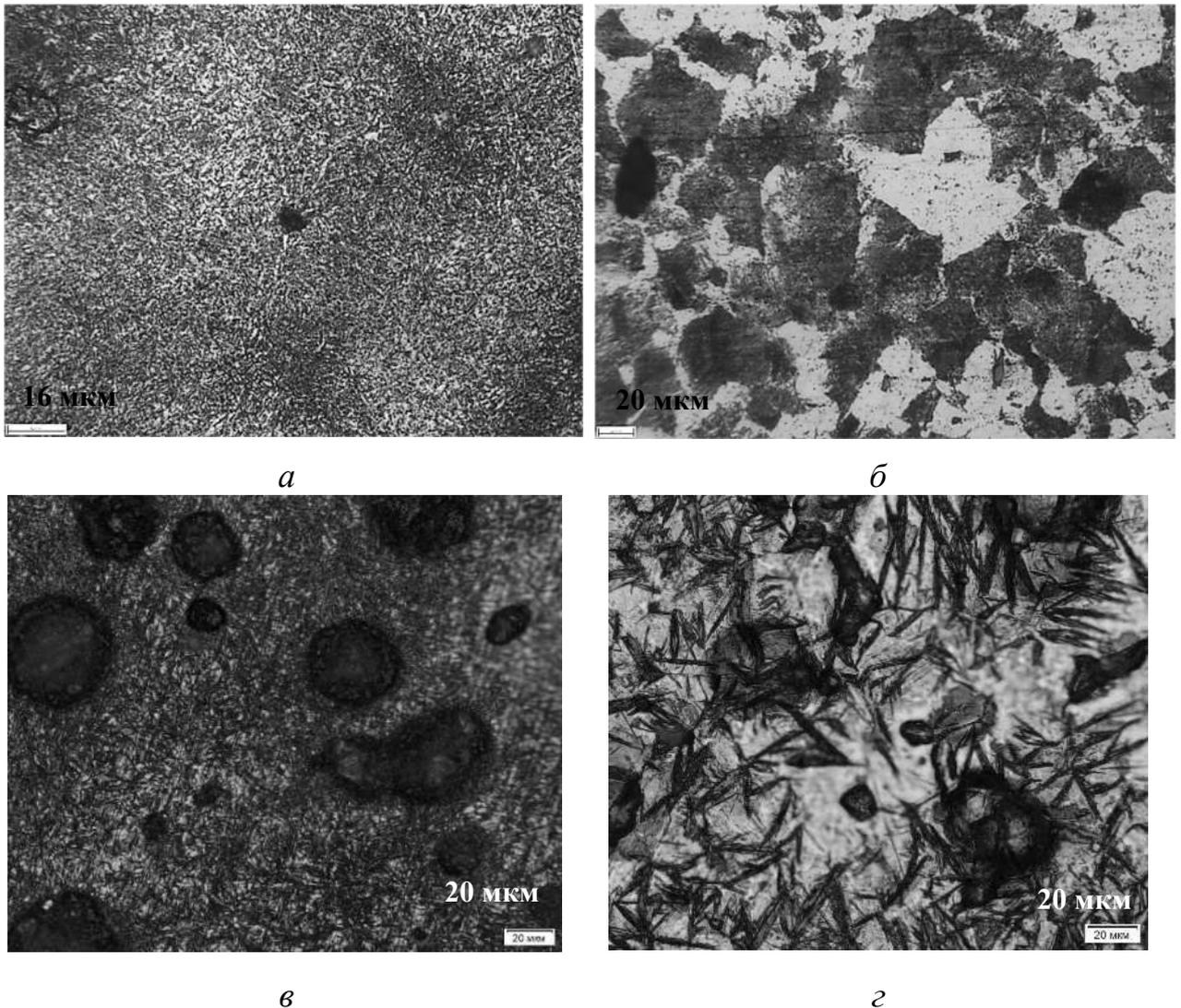


Рисунок 5.5 – Микроструктура стали 135СГЛ после закалки от 900 °С (а, в) и 1170 °С (б, г)

Анализ рабочей поверхности в результате изнашивания после закалки от 1170 °С показал, что, очевидно, совпадают по длине с шириной микроцарапин мелкие иглы мартенсита деформации. Риски остаются на поверхности после абразивных частиц, а, значит, в них рядами образуются пакеты мартенсита. Отдельный кристалл мартенсита деформации по размеру в перпендикулярном направлении к движению частиц (рис. 5.6) – мелкодисперсный, порядка 1,5 мкм.

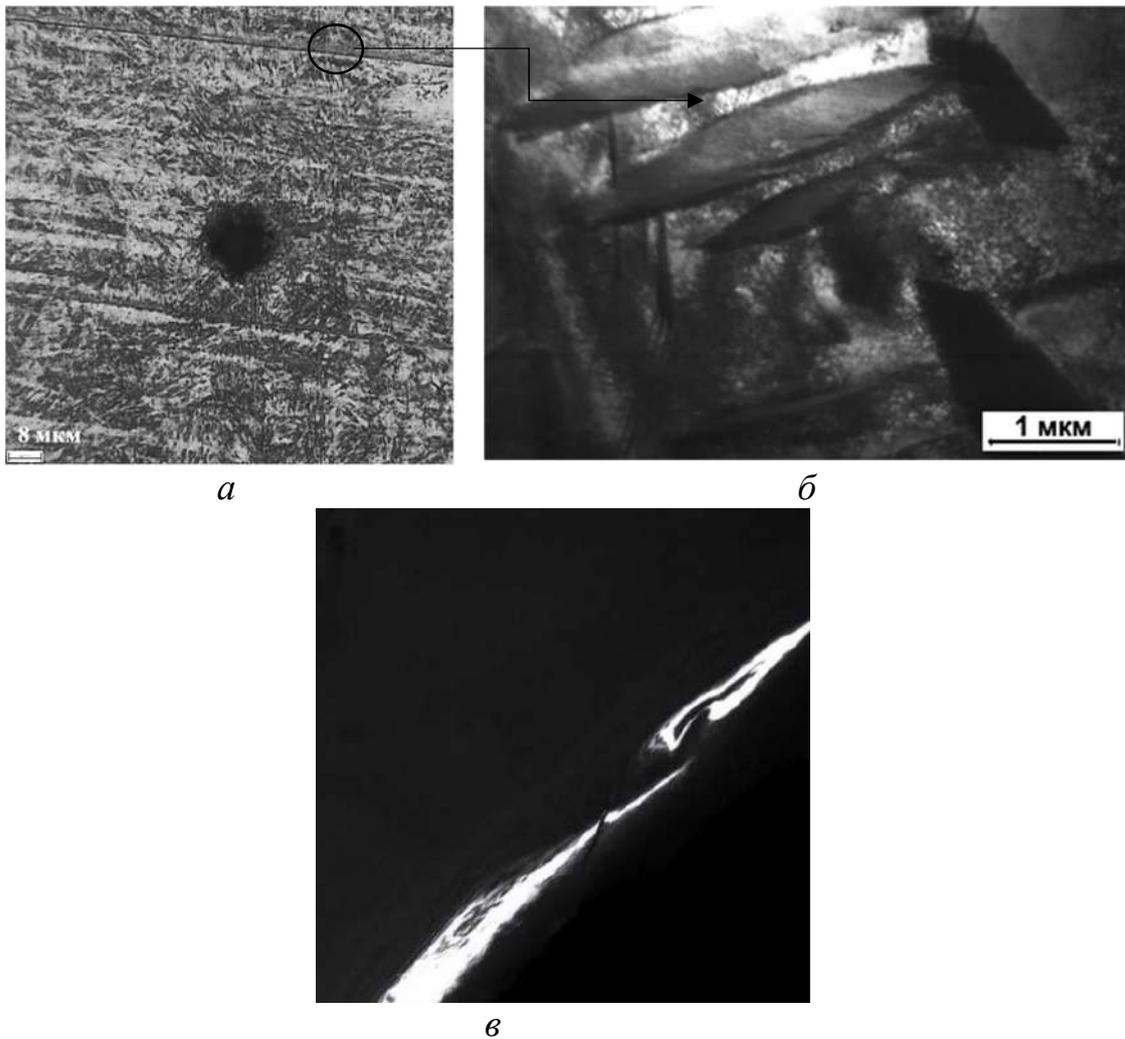


Рисунок 5.6 – Микроструктура рабочей поверхности стали 135СГЛ в результате изнашивания после закалки от 1170 °С  $\times$ 200, (а); микроструктура внутри царапины (б); темнопольное изображение царапины в рефлексе (002)  $\alpha$ , (в)

Волновой характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде параллельных рядов объясняется чередующимися пиками сжимающих напряжений при внедрении абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в микрообъеме металла (рис. 5.6). Кристаллы мартенсита имеют больший удельный объем по сравнению с аустенитом, поэтому образуются в аустените на месте, где растягивающие напряжения превышают критическую величину пластического сдвига необходимую для мартенситного превращения, когда атомы выходят из узлов решетки  $\gamma$ -железа для закономерной упорядоченной перестройки решетки. МДП сопровождается микро-ТРИП-

эффектом [19, 136, 137]. На рис. 5.6 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. 5.7, 5.8). Диссипация энергии в микро-ТРИП-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига при ДМП гасит энергию внедрения абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

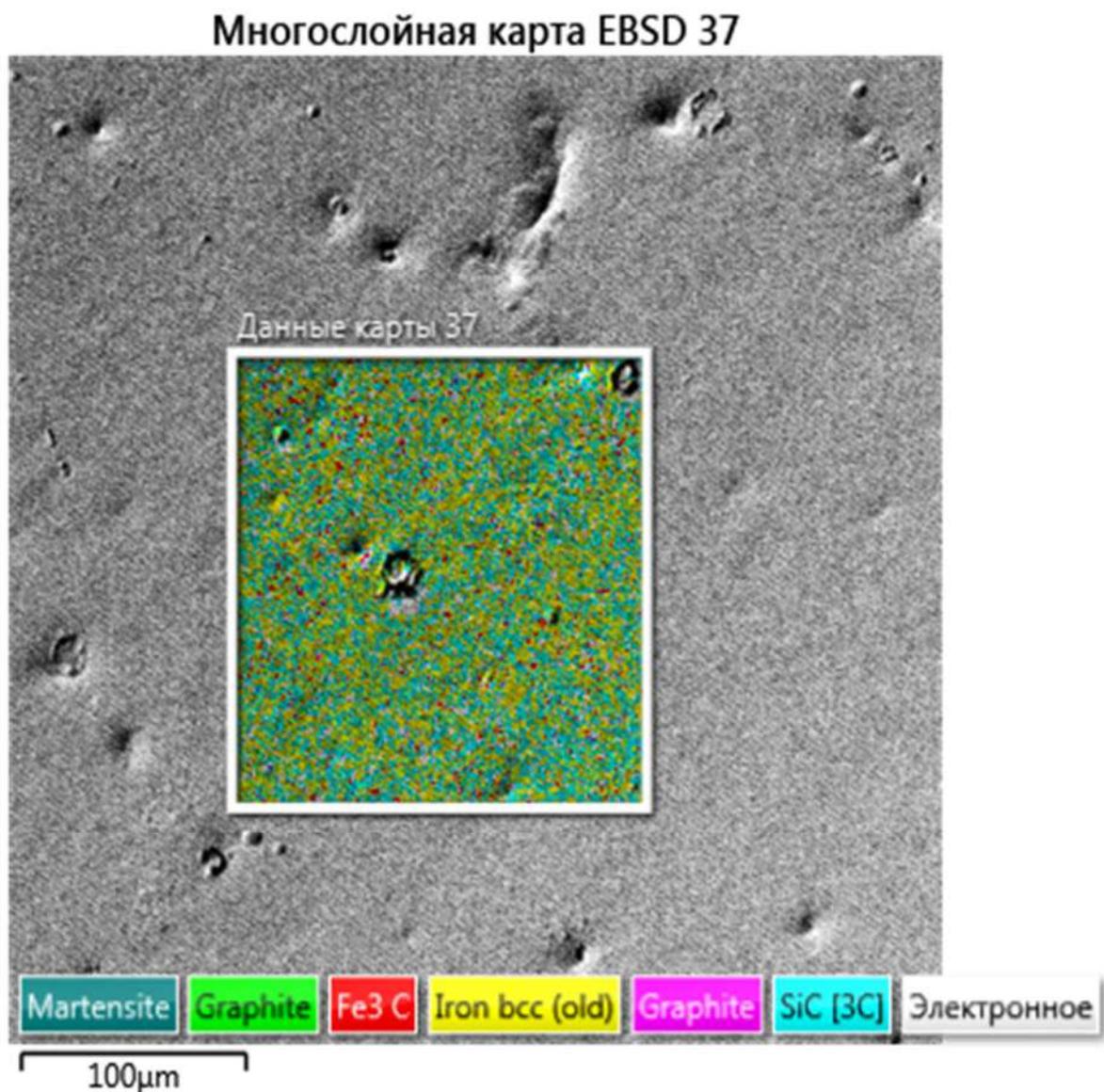


Рисунок 5.7 – Обзорная EBSD карта распределения фаз в структуре стали 135СГЛ в результате изнашивания после закалки от 1170 °С в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно 70° к рабочей поверхности

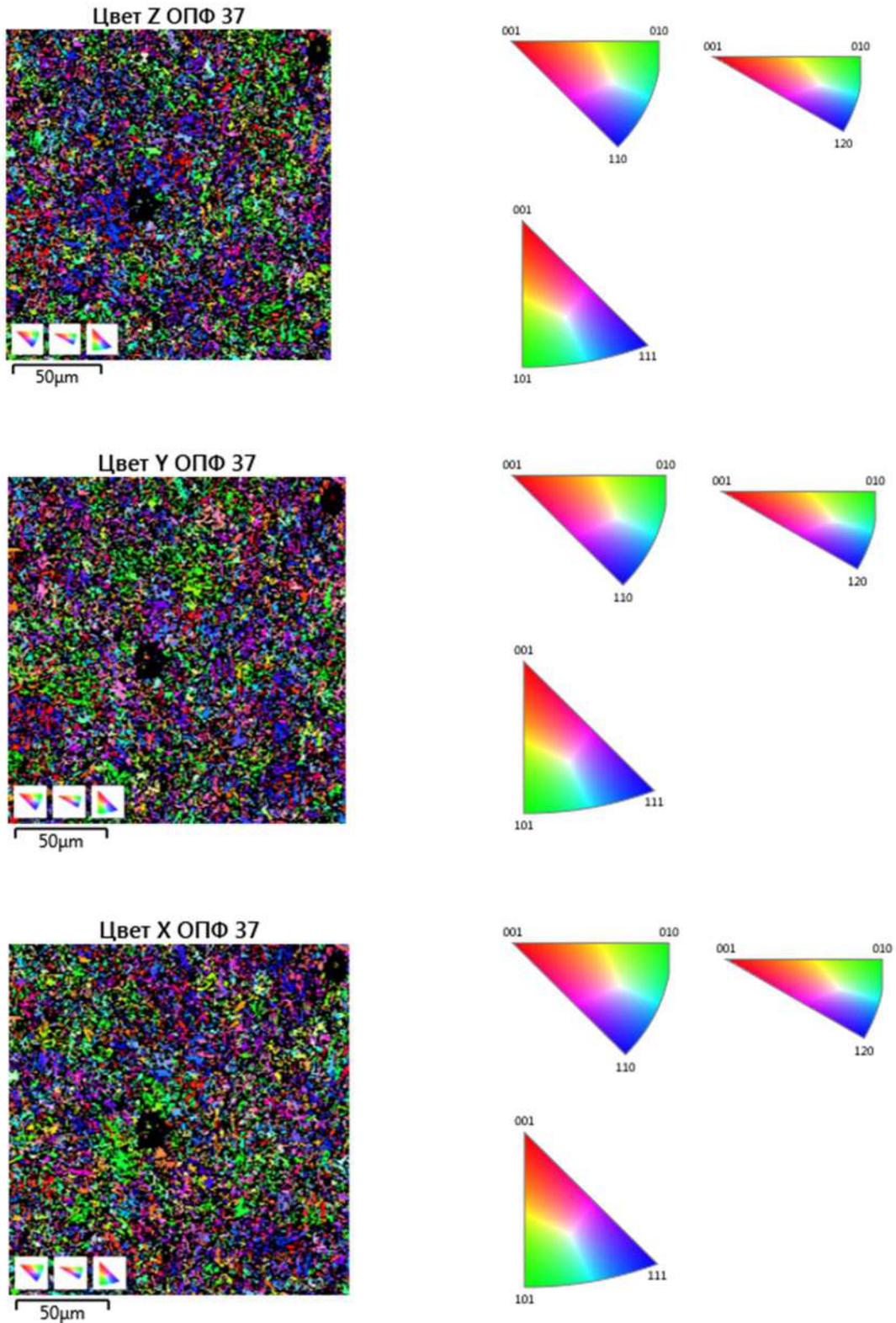


Рисунок 5.8 – Обзорная EBSD карта распределения ориентировок структуры деформации стали 135СГЛ в результате изнашивания после закалки от 1170 °С в соответствии с их кристаллографической ориентировкой относительно 70° к рабочей поверхности образца

С позиций синергетического подхода метастабильный аустенит в наибольшей степени отвечает свойствам диссипативности структур [117]. Химический состав металлической матрицы должен содержать углерода 0,5–0,7 % в сочетании с легированием хромом, марганцем и другими легирующими элементами, обеспечивающими метастабильность аустениту, при условии  $M_n > -196\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $M_d > 20\text{ }^\circ\text{C}$  [114, 120]. При содержании углерода меньше 0,5 % не достигается высокого уровня упрочнения мартенситом деформации, а при более 0,7 %, аустенит становится стабильным по отношению к ДМП [114].

Данное утверждение, очевидно, не совсем справедливо по отношению к графитизированной стали, т.к. затруднительно оценивать количество графита, однако положительный эффект экономного легирования высокоуглеродистой стали кремнием и марганцем подтвержден (рис. 5.9).

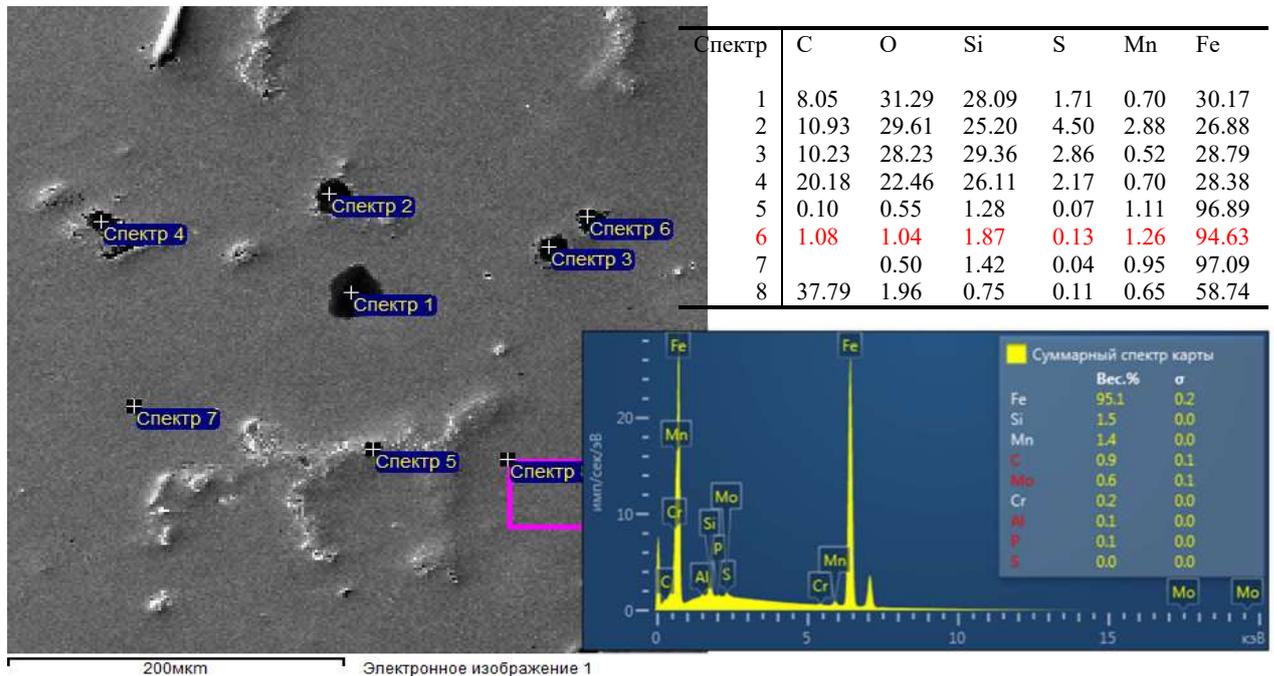


Рисунок 5.9 – Микрорентгеноспектральный анализ образца стали 135СГЛ, полученного в результате изнашивания после закалки от 1170 °С

### 5.3 Влияние отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на структуру и твердость графитизированной стали 135СГЛ

Зависимость твердости изученной стали от температуры отпуска (рис. 5.10) определяется термической стабильностью аустенита и его склонностью к карбидообразованию при повышении температуры. В высокоуглеродистых сталях приходится считаться с наличием карбидов. При длительном высокотемпературном отжиге графит может дополнительно образоваться на посторонних зародышах. Этим объясняется сперва плавное, а при 700 °С резкое падения твердости.

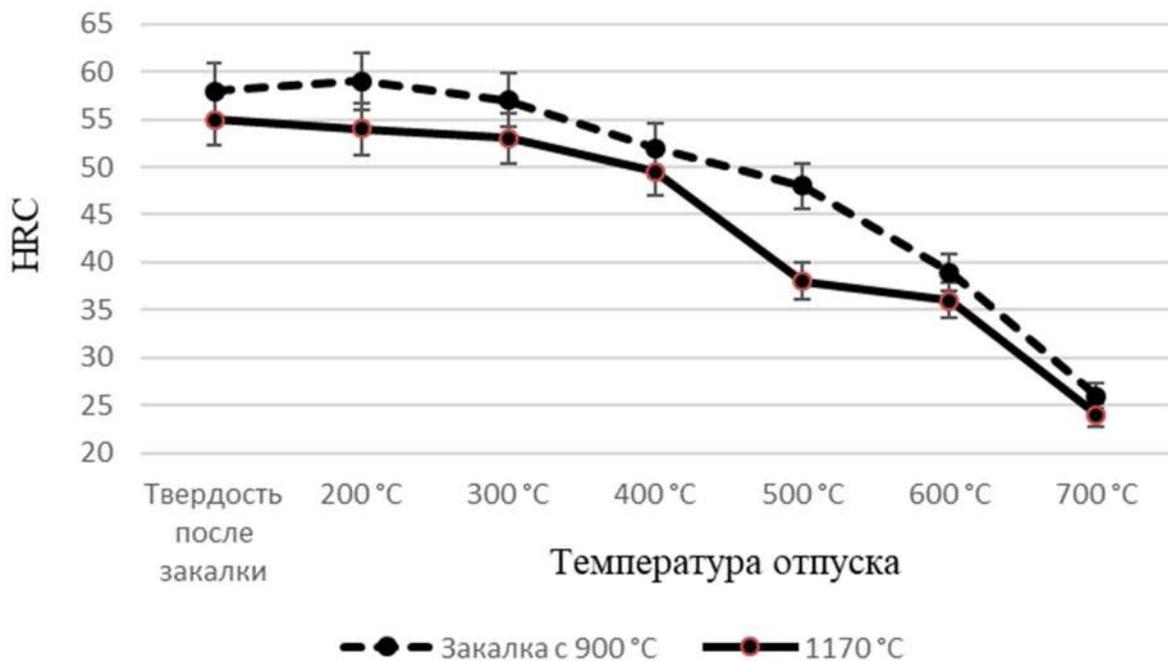


Рисунок 5.10 – Изменение твердости, HRC, в стали 135СГЛ после низко- и высокотемпературной закалки и повышения температуры отпуска: до 700 °С

Структура стали после высоко- и низкотемпературной закалки и отпуска при 500 °С представлена на рисунке 5.11. Металлическая основа со следами мартенсита видна, как при закалке, так и при отпуске. В результате отпуска размер структурных составляющих укрупняется, что свидетельствует о протекании диффузионного распада [138]. Твердость в результате высокотемпературной закалки ниже, чем при обычной независимо от температуры отпуска, что, очевидно, объясняется тем, что графит гораздо

труднее переходит в раствор, чем карбид, тем самым неблагоприятно влияет на прокаливаемость стали.

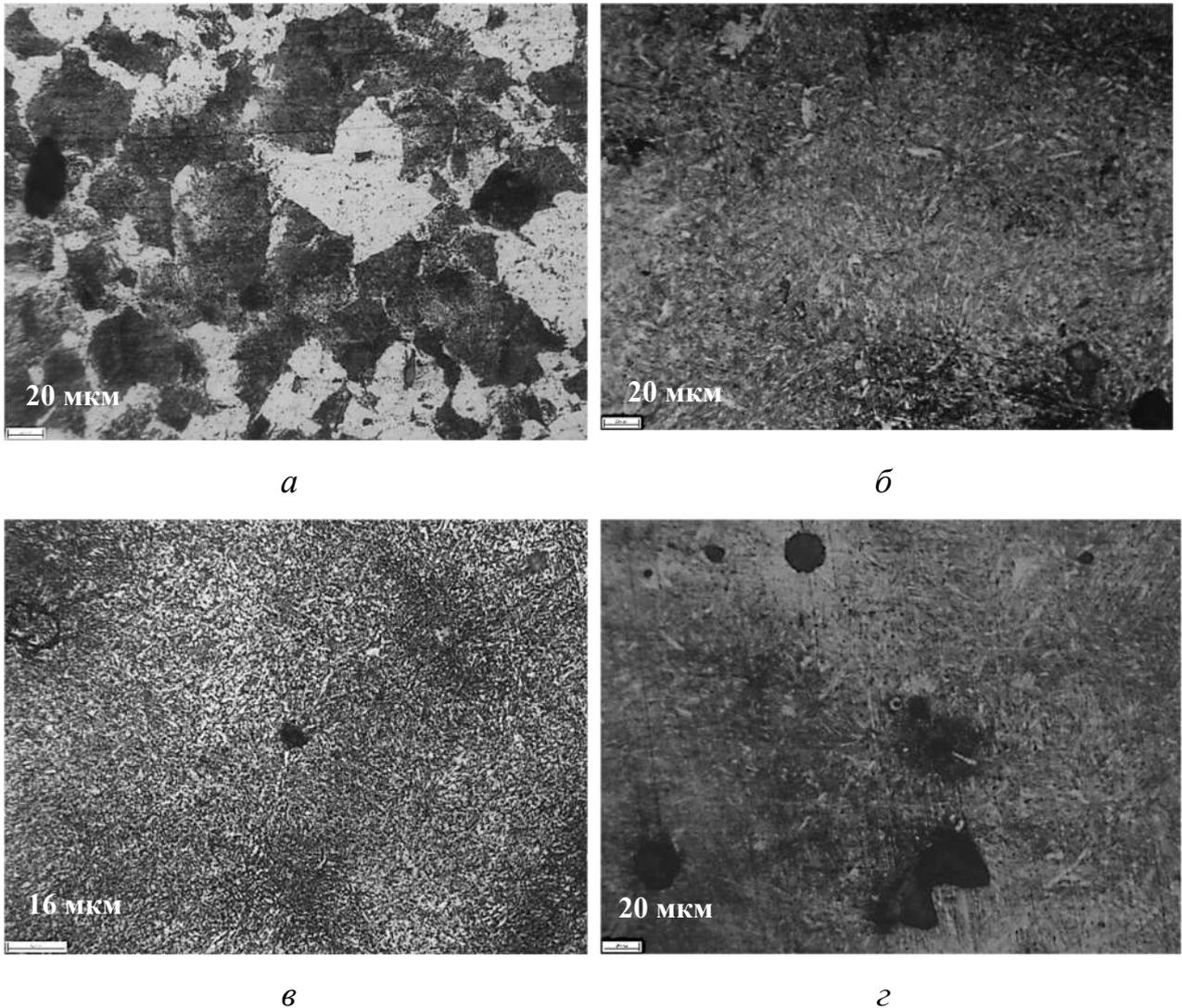


Рисунок 5.11 – Структура стали 135СГЛ после закалки в масле от 1170 °С (а); после закалки от 1170 °С и отпуска 500 °С, 2 часа (б); закалки в масле от 900 °С (в); закалки от 900 °С и отпуска 500 °С, 2 часа (г)

#### 5.4 Выводы

1. Впервые, изучено влияние высокотемпературной закалки на структуру и абразивную износостойкость графитизированной стали 135СГЛ и показано, что вследствие 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 ( $\epsilon = 1,8$ ).

2. С помощью закалки графитизированной стали от разных температур можно регулировать количество остаточного аустенита, его способность к превращению в мартенсит в процессе изнашивания и к фрикционному упрочнению рабочей поверхности образцов. По мере повышения температуры закалки до 1170 °С твердость падает с 60 до 48 HRC, 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.

3. В процессе отпуска графитизированная сталь, закалённая на мартенсит от 900 °С, сохраняет на 1-2 единицы HRC более высокую твёрдость 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.

4. 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. EBSD-анализом показано, что кристаллы ориентируются плоскостью (011) в кристалле мартенсита параллельно плоскости (111) в кристалле аустенита. Диссипация энергии в микро-ТРИП-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига при ДМП поглощает часть энергии внедрения абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

## **ГЛАВА 6. РЕЗЕРВЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКОЙ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА НИХАРД (300X2H4) В СРАВНЕНИИ С ВЫСОКОХРОМИСТЫМИ ИЧХ (260X16M2 И 250X25MФТ)**

### **6.1. Износостойкие чугуны**

Износостойкие белые хромистые чугуны (ИЧХ) системы Fe-Cr-C представляют собой сложные многофазные конгломераты, в которых количество специальных карбидов различного происхождения (первичных, вторичных, эвтектических, эвтектоидных) и состава содержится до 30 и более процентов [139]. Остальное – металлическая основа, структура которой в значительной степени формируется в зависимости от скорости охлаждения в процессе кристаллизации и последующего охлаждения до комнатной и отрицательных температур. Воздействуя на структуру отливок скоростью охлаждения и посредством изменения режимов последующей термообработки, можно в широких пределах изменять состав фаз, их количество – соотношение карбидов и металлической основы ИЧХ [140]. Металлическая основа оказывает значительное большее влияние на абразивную износостойкость ИЧХ, чем содержание карбидов. С точки зрения возможности увеличения доли карбидов структурное состояние металлической основы должно обеспечить при достаточной твёрдости, прочности и хорошем закреплении карбидов, предупреждающее выкрашивание при воздействии абразивных частиц.

Требованиям к матрице ИЧХ (металлической основе чугуна) удовлетворяют пластичный аустенит и продукты его превращения (мартенсит). В работе [141], однако, указано, что соотношение и химический состав этих фаз, с точки зрения выбора материала с оптимальной износостойкостью, остается дискуссионным вопросом. Тип специальных карбидов,  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ , обеспечивается необходимым содержанием хрома.

Наиболее износостойкими считают чугуны со средней концентрацией углерода –  $2,3 \div 2,7$  % и хрома –  $12 \div 18$  %, с карбидами типа  $M_7C_3$ , а в отдельных случаях используются и высокохромистые чугуны с  $23 \div 28$  % Cr, особенно в условиях абразивно-коррозионного изнашивания [141 – 144]. Детали изготавливаются в литом варианте чаще без термообработки или после нормализации, что не всегда обеспечивает износостойкую структуру и приводит к неоправданно быстрому их абразивному изнашиванию и затратам на замену рабочего комплекта лопаток или бронефутеровочных плит.

Металлическая матрица в ИЧХ – аустенитная, с возможностью наличия продуктов эвтектоидного распада. К ИЧХ предъявляются требования по механическим свойствам материала в процессе эксплуатации деталей, которым удовлетворяет совместное присутствие мартенсита с метастабильным остаточным аустенитом в структуре [113, 142, 145, 146].

Наиболее распространёнными представителями чугунов этого класса являются низколегированные, или ледебуритные (с эвтектикой на основе легированного цементита  $M_3C$ ) чугуны класса нихард, легированные никелем и хромом (в отношении  $2,0 \div 2,5$  к 1) с целью получить более твёрдые, чем цементит, карбиды. Стандартный нихард ( $3,0 \div 3,6$  % C,  $0,4 \div 0,7$  % Si,  $0,4 \div 0,7$  % Mn;  $1,4 \div 2,5$  % Cr,  $3,4 \div 4,75$  % Ni) – чугун, имеющий твёрдость порядка 550 НВ и работающий до  $400$  °С при умеренных ударных нагрузках в условиях интенсивного изнашивания. Таким условиям эксплуатации соответствуют мелющие тела и футеровки шаровых мельниц, валковые головки мельниц для мелкого помола угля, колена трубопроводов пневмотранспорта абразивов, детали бегунов и пескоструев. Недостатком стандартного нихарда является низкая удароустойчивость и более низкая износостойкость по сравнению с высокохромистыми чугунами ( $13$  –  $28$  % Cr), имеющими специальные карбиды  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ .

Ранее было показано, что применение высокотемпературной закалки до  $1170$  °С к чугунам 250X16M2 и 250X25MФТ со специальными карбидами

$M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$  позволяет сформировать в них металлическую основу со структурой метастабильного аустенита и соответствующим повышением абразивной износостойкости примерно на 20 % [113, 145]. Представляет научный и практический интерес изучение возможности повышения абразивной износостойкости экономно легированных чугунов типа нихард повышением температуры закалки для получения остаточного аустенита на рабочей поверхности с образованием мартенсита деформации в процессе эксплуатации деталей. Это обосновывает необходимость разработки технологического режима термообработки исследуемого чугуна на необходимый фазовый состав металлической основы, с управляемым количеством метастабильного аустенита, мартенсита и специальных карбидов.

## **6.2 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения и абразивную износостойкость экономно легированного чугуна нихард 300X2H4**

На Кушвинском заводе прокатных валков никель-хромистый экономно легированный чугун – нихард используют для изготовления биметаллических прокатных валков центробежным литьем, причем наружный рабочий слой выполнен из нихарда, а основная масса – из серого высокопрочного чугуна.

Термическая обработка отливок состоит из аустенитизации при температуре 800 – 820 °С в течение 4 часов с охлаждением на воздухе. Затем следует отпуск при температуре 450 °С, для снятия остаточных напряжений возникающих в процессе литья. Двойной отжиг (отжиг при 550°С и 450°С) может применяться для деталей с требованиями к твердости ниже 58 HRC, но не подходит для деталей, требования к твердости которых превышают 60 HRC. Экономно легированный чугун 300X2H4 соответствует типу Ni-hard I по классификации ASTM A532, со структурой отливок в виде аустенита с карбидами типа  $M_3C$ .

Как уже говорилось, особое внимание уделяют формированию оптимального структурного состояния металлической основы. Поскольку

легированный хромом и никелем аустенит обладает повышенной устойчивостью к превращению в процессе охлаждения, металлическая основа деталей из нихарда содержит, кроме мартенсита, значительное количество остаточного аустенита. Поэтому считается, что термическая обработка отливок из нихарда должна иметь целью, помимо снятия литейных напряжений, уменьшение количества остаточного аустенита.

Целью нашей работы являлось формирование диссипативной структуры в деталях с метастабильным остаточным аустенитом, поэтому представляет интерес впервые изучить возможность использовать высокотемпературную закалку нихарда для изучения влияния остаточного аустенита наряду с ледебуритом на его абразивную износостойкость. В результате повышения температуры закалки от 850 до 1170 °С микроструктура чугуна внешне изменяется мало – количество ледебурита составляет около 30 % (рис. 6.1).

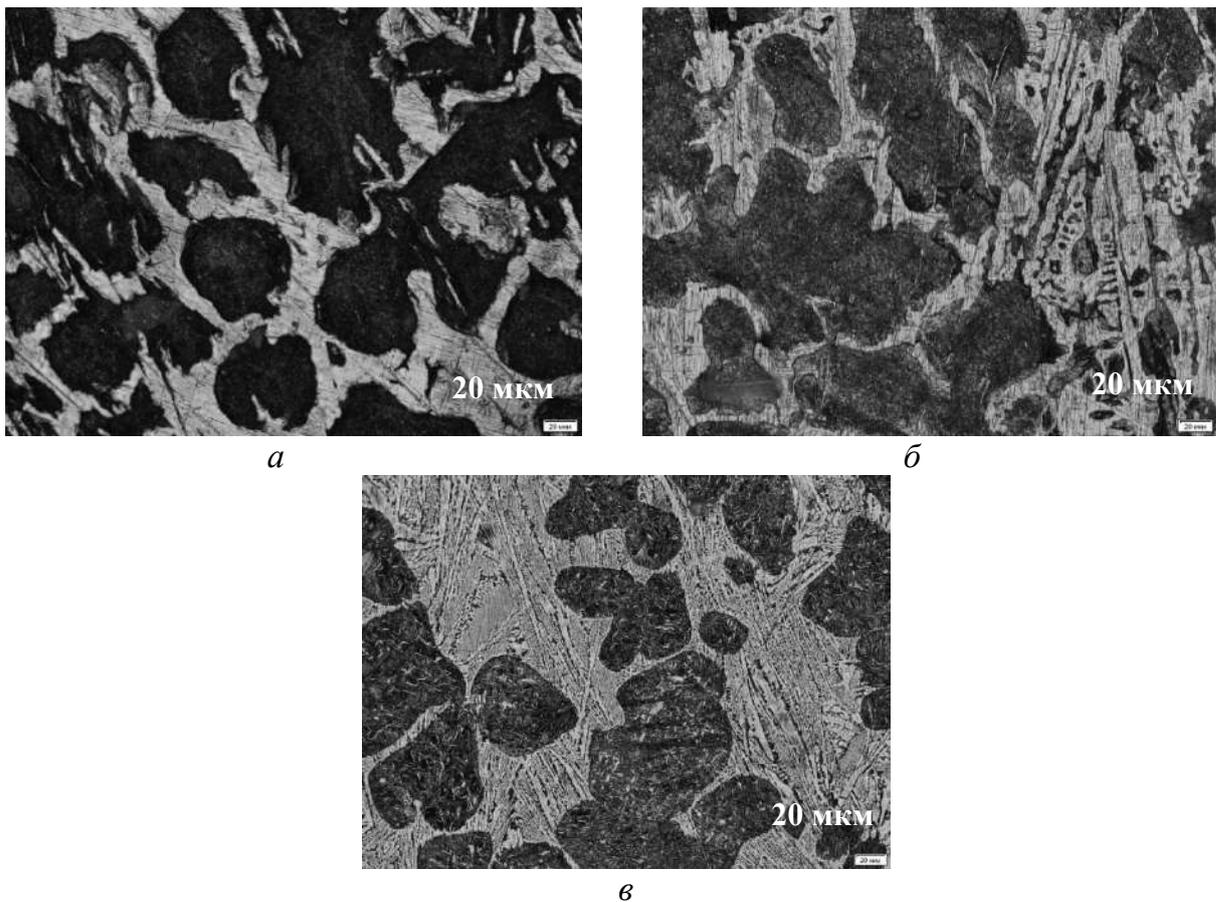


Рисунок 6.1 – Микроструктура чугуна 300X2H4 после закалки в масло от 850 °С (а), 1000 °С (б) и 1170 °С (в)

Изменения происходят в основном в структуре металлической основы, в фазовом составе которой, начиная с температуры закалки 900 °С, несколько возрастает количество остаточного аустенита (рис. 6.2).

Структуры, получаемые в результате распада аустенита в разных температурных интервалах, могут быть разнообразны. При малом переохлаждении образуются ферритно-перлитные структуры, а большое переохлаждение – до температур второй ступени, дает структуры игольчатого троостита или бейнита.

Недостаточно ускоренное охлаждение после нагрева до высоких температур может привести к образованию вторичного цементита по границам зерен.

Результаты влияния температуры закалки на твёрдость, фазовый состав металлической основы до и после и испытания исследуемых образцов на абразивное изнашивание исследуемого чугуна в сравнении с контролем из стали У7, а также микротвёрдости рабочей поверхности образцов ( $HV_{50изн}$ ) показаны на рис. 6.2.

Нихард 300Х2Н4 теряет в твердости 8 единиц HRC (от 62 до 54 HRC) с повышением температуры закалки (рис. 6.2). Углерод и легирующие элементы в небольшом количестве растворяются в аустените при высокой температуре нагрева под закалку чугуна. В результате закалки несколько до 30% возрастает количество метастабильного остаточного аустенита и объём деформационного мартенситного превращения (ДМП) непосредственно в процессе испытания. Микротвёрдость поверхности после изнашивания (степень упрочнения рабочей поверхности) возрастает в процессе изнашивания на 15 % (рис. 6.2). В исследованном температурном интервале закалки тип карбидов подобный – легированный хромистый цементит, типа  $(Fe,Cr)_3C$ .

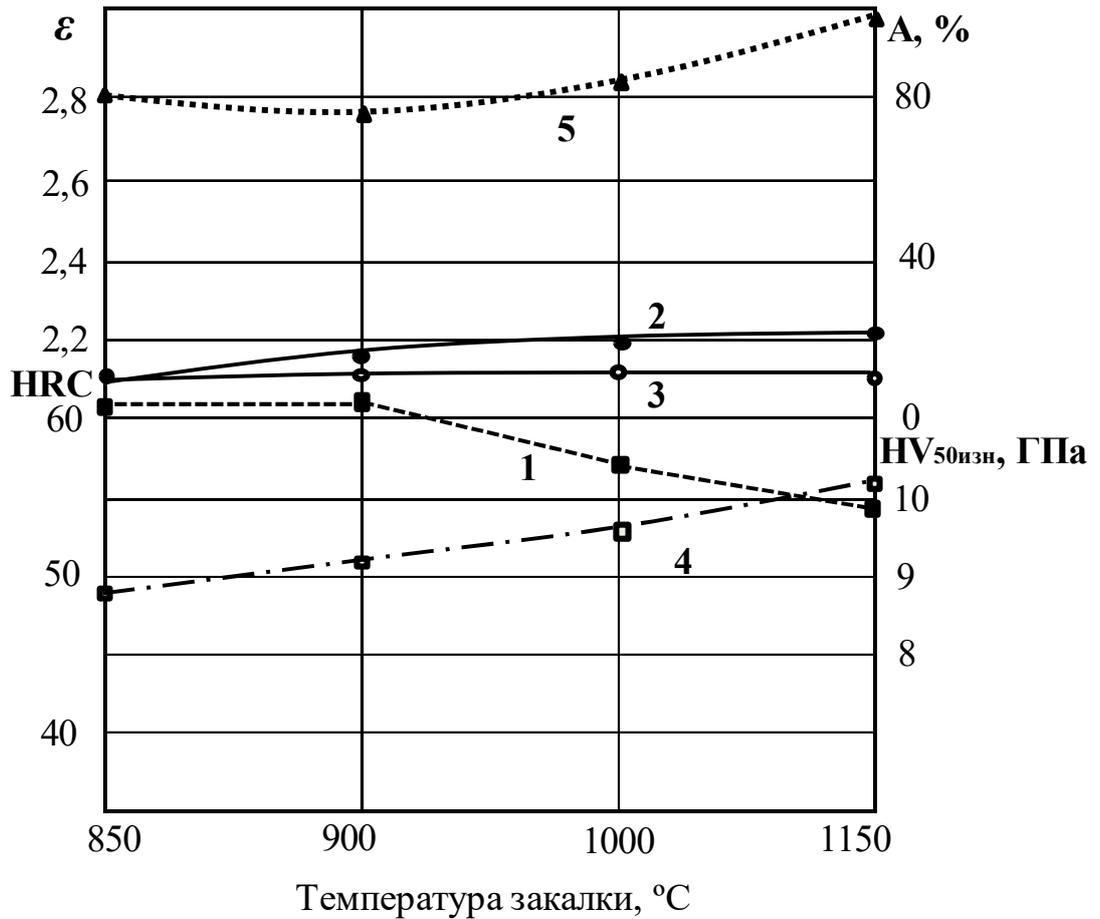


Рисунок 6.2 – Влияние температуры закалки на твердость (1), количество аустенита до (2) и после (3) изнашивания, микротвёрдость рабочей поверхности (4) и износостойкость (5) чугуна нихард 300Х2Н4

О взаимосвязи между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвёрдости поверхности после изнашивания, начиная с температуры закалки 900 °С, можно судить по рисунку 6.2.

Чем выше микротвёрдость вторичной структуры, формирующейся на рабочей поверхности чугуна нихард, тем более тонкий слой металла участвует в создании рабочего слоя, обеспечивающего диссипацию энергии абразивных частиц, тем с меньшей глубины происходит отделение частиц износа, следовательно, выше абразивная износостойкость (рис. 6.2). Поскольку представленная на рисунке 6.3 микроструктура получена от образца после высокотемпературной закалки при установившемся режиме трения, то расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в микроцарапинах на поверхности образцов можно

объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решётки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-ТРИП-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

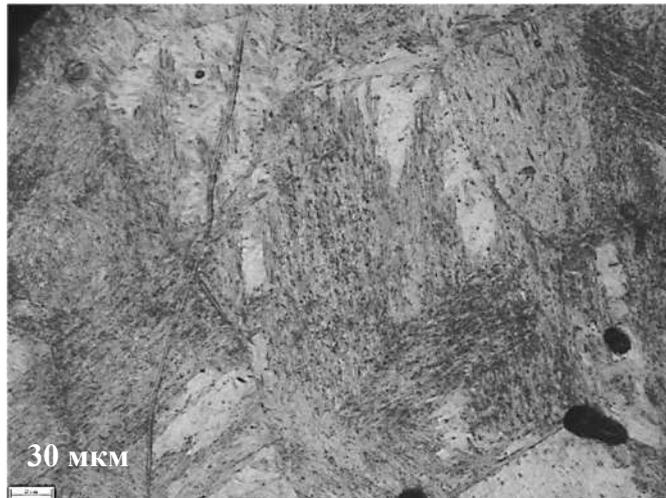


Рисунок 6.3 – Микроструктура рабочей поверхности чугуна 300X2H4 закаленного от 1170 °С после изнашивания

Кристаллы мартенсита с большим удельным объёмом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-ТРИП-эффектом [19].

Образцы исследуемого чугуна 300X2H4 также подвергались обработке холодом после закалки от температуры нагрева 1170 °С с целью получения дополнительного количества углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

После высокотемпературной закалки полученные глубоким охлаждением дополнительные 15 % мартенсита, эквивалентно на 15 % повышают износостойкость чугуна. Важную роль в обеспечении высокой

износостойкости охлаждённых до  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  образцов играет фактор повышения степени упрочнения рабочей поверхности образцов вследствие образования мартенсита деформации в процессе испытаний на изнашивание, наклёпа кристаллов мартенсита охлаждения и деформации. Общее количество мартенсита при испытании рабочей поверхности образцов после глубокого охлаждения достигает 95 %.

Таким образом, обработка холодом чугуна с исходно небольшим количеством остаточного аустенита ( $\sim 25\text{ }%$ ) позволяет сформировать оптимальное структурное состояние металлической основы с высоким сопротивлением абразивному изнашиванию. Диссипативная способность структуры при наличии некоторого количества углеродистого мартенсита охлаждения ( $\sim$  с  $0,7\text{ }%$  углерода), очевидно, растет в результате увеличения величины сжимающих напряжений и энергии образования мартенсита деформации под действием абразивных частиц. В результате эффективная микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в сплаве 300X2H4 (после обработки холодом она возрастает до  $11,0\text{ МПа}$ ), что сопровождается ростом износостойкости от 2,9 до 3,2.

### **6.3 Влияние температуры отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на твердость и структуру экономно легированного чугуна нихард 300X2H4**

В чугуне 300X2H4 наблюдается снижение твердости при отпуске от высокой температуры закалки  $1170\text{ }^{\circ}\text{C}$  и низкой ( $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) (рис. 6.4). Исходная твердость после низкотемпературной закалки выше, что связано с меньшим количеством остаточного аустенита. При отпуске на  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  твердости сравнялись, а затем в результате распада остаточного аустенита с выделением карбидов, уменьшения его устойчивости и превращения в мартенсит (вторичная закалка, рис. 6.5, а) твердость после высокотемпературной закалки превысила твердость после

низкотемпературной и стабилизировалась, следовательно, после высокотемпературной закалки теплостойкость сохраняется до более высокой температуры нагрева.

Снижение твердости после высокотемпературного отпуска на 700 °С после обеих закалочных температур можно связать с коагуляцией карбидов и активизацией процессов диффузионного распада в мартенсите.

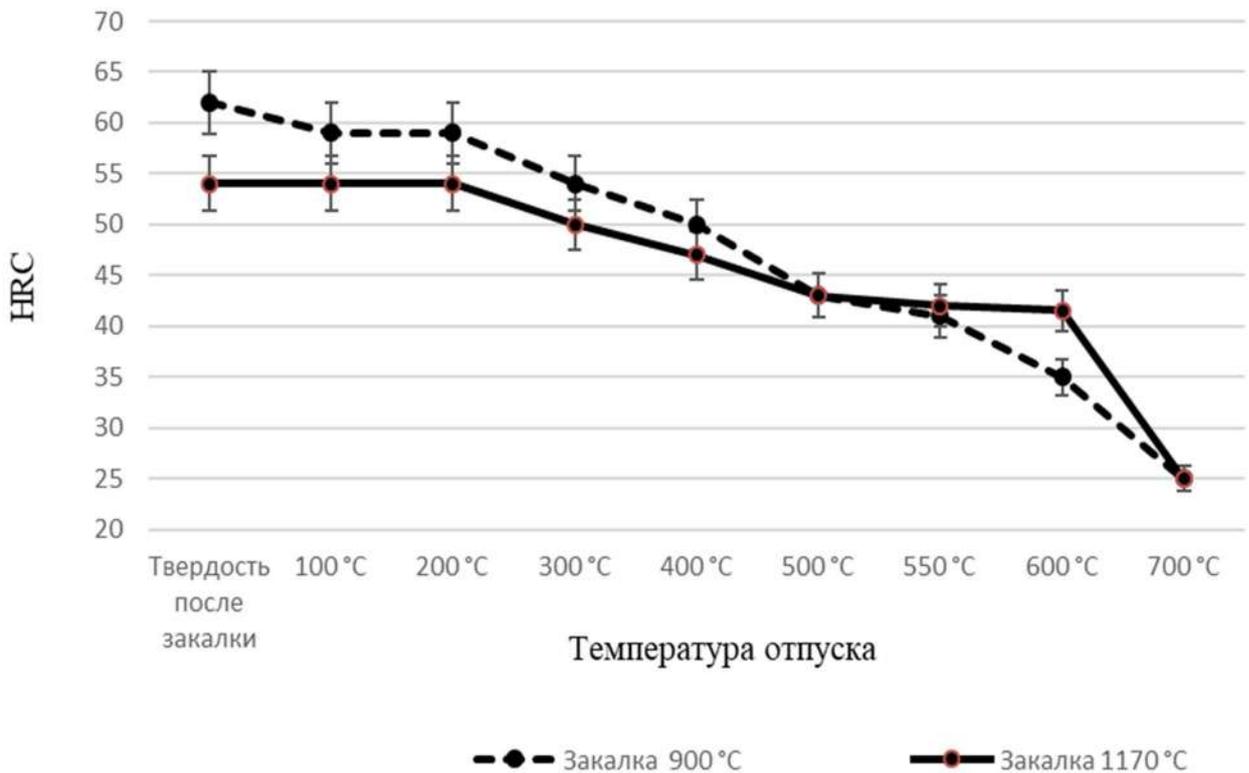


Рисунок 6.4 – Зависимость твердости, HRC, от температуры закалки и отпуска для чугуна нихард 300X2H4

На рис. 6.5 представлены структуры чугуна нихард в широком интервале температур закалки с последующим отпуском при 550 °С. Видно, что при отпуске, как и после закалки, структура меняется мало.

В структуре наблюдается превращенный ледебурит, тройной эвтектоид, а также светлые области по границам из карбидов цементитного типа (рис. 6.5 в, г). Структура ячеистая, типичная для белых доэвтектических чугунов.

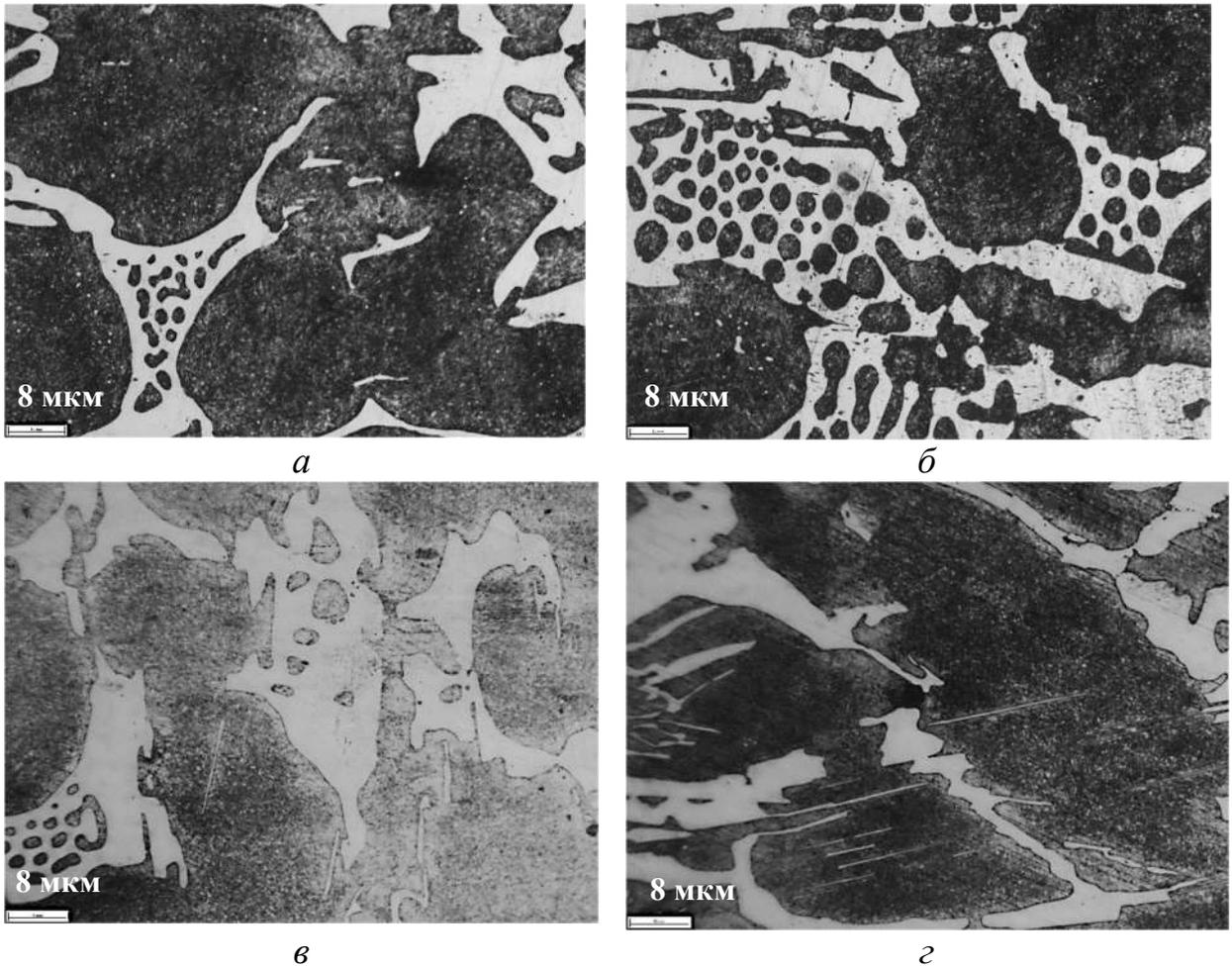


Рисунок 6.5 – Микроструктура чугуна 300X2H4 после отпуска при 500 °С в течение 2-х часов: закалка от 1170 °С (а), закалка от 1000 °С (б), закалка от 900 °С (в), закалка от 850 °С (г)

#### 6.4 Влияние высоко- и низкотемпературной закалки на фазовые превращения износостойких хромистых чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ

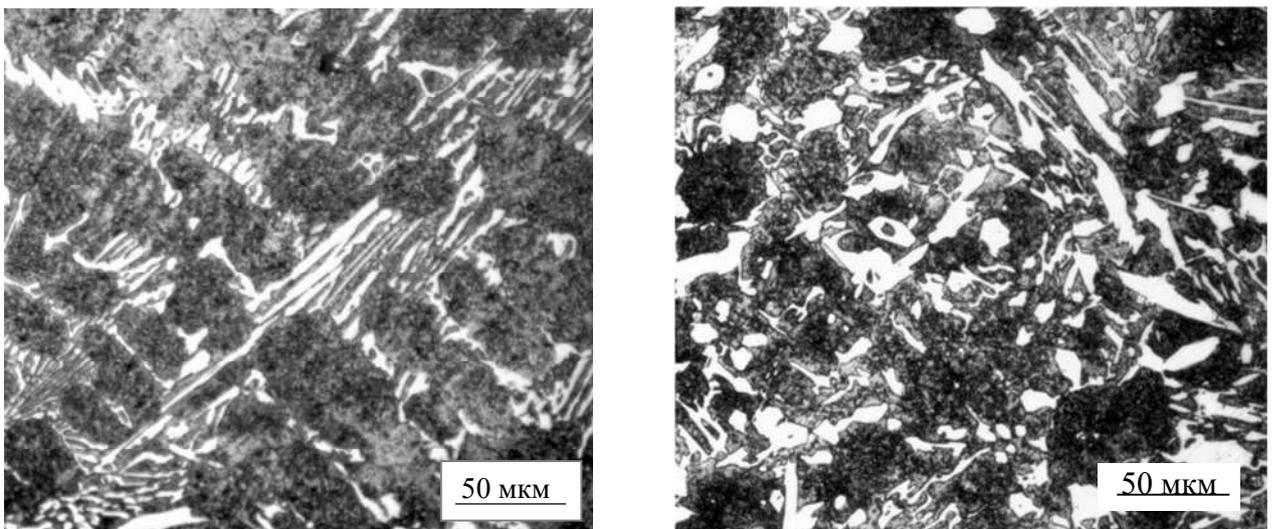
Интересно сравнить фазовый состав экономнолегированного нихарда с высокохромистыми чугунами с различным типом карбидов  $M_7C_3$  и  $M_{23}C_6$ . Гексагональный карбид  $(Cr,Fe)_7C_3$  согласно известным политермическим и изотермическим разрезам диаграммы состояния Fe-Cr-C-(Mo) при 16 % и 25 % Cr образуется после дендритов аустенита, между осями которых кристаллизуется эвтектика  $\gamma + M_7C_3$  [141]. Между первичными кристаллами  $(Cr,Fe)_7C_3$  ответвляются оси под небольшими углами – карбидные стержни гексагонального сечения. Легирование до 2 % молибдена не меняет

морфологии при кристаллизации. При легировании чугуна ванадием и титаном из расплава выделяются первичные кристаллы карбидов VC и TiC, а добавка 1-2 % молибдена не меняет кинетики первичной кристаллизации [141]. Указанные элементы задерживают растворение мелких и рост крупных частиц при коагуляции, при медленном охлаждении отливок из чугуна 250X25МФТ или при дальнейшем отжиге в них формируется равновесная структура, представленная ферритом и смесью карбидов  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$  в свободном состоянии и/или входящих в состав ферритно-карбидной смеси (ФКС). Поскольку наличие феррита в свободном состоянии или в составе ФКС является нежелательной структурной составляющей с точки зрения получения высокой износостойкости, необходимо рассмотреть технологические режимы термической обработки исследуемых чугунов, обеспечивающие необходимый фазовый состав металлической основы, содержащий, благоприятное количество карбидов, мартенсита и метастабильного аустенита.

Анализируя вертикальный разрез равновесной диаграммы состояния системы Fe-Cr-C, при кристаллизации чугуна 260X16M2 в структуре наблюдаются феррит и карбиды типа –  $(Fe,Cr)_7C_3$  в свободном состоянии и/или в составе ферритно-карбидной смеси.

Таким образом, фазовый состав чугунов, по данным металлографического и рентгеноструктурного анализов, состоит из карбидов одного типа –  $(Cr,Fe)_7C_3$  в чугуне 260X16M2, и смеси 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 %), а в чугуне 250X25МФТ – их около 30 %. Остаточный аустенит, мартенсит и продукты его превращения наблюдаются в структуре чугунов, ввиду того, что температурный интервал распада остаточного аустенита повышается при легировании большинством химических элементов. В сплаве с повышенным содержанием хрома остаточного аустенита больше, что объясняет меньшую твердость этого сплава, 54 и 56 HRC, соответственно (рис. 6.6 – 6.9).

Варьирование температуры закалки чугунов позволяет прогнозировать соотношение мартенсита и остаточного аустенита в широких пределах обеспечения износостойкости. На рис. 6.6 – структура после низко- и высокотемпературной закалки (чугун 250Х25МФТ). Структура образцов после закалки от 1170 °С имеет дендритно-ячеистый характер. Первичные карбиды представляют собой крупные выделения, а карбиды эвтектического происхождения имеют вытянутую форму. Поэтому форма, размер и распределение карбидных включений в металлической матрице неоднородны. Большинство частиц карбидов глобулярной формы мелкодисперсны, но выделяются и более крупные частицы с остроугольными краями, также отмечены выделения карбидов игольчатой формы (рис. 6.6). Ячеистая структура имеет выделения карбидов не только внутри, но и по границам ячеек.



а

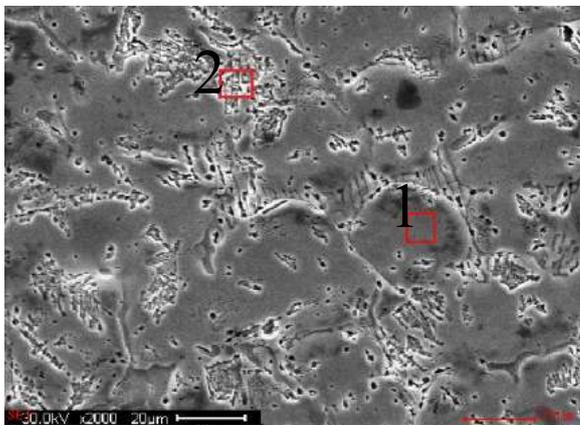
б

Рисунок 6.6 – Микроструктура чугуна 250Х25МФТ: закалка от 900 °С (а), закалка от 1170 °С (б),  $\times 200$

Концентрация хрома в твёрдом растворе, по данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов (рис. 6.7), оказалась близкой к величине 11 % и 18 % для чугунов 260Х16М2 и 250Х25МФТ, соответственно. Расчетным методом определили, что для чугуна 260Х16М3 содержание углерода в мартенсите найдено порядка 0,6

%, что подтверждается по данным микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов [142].

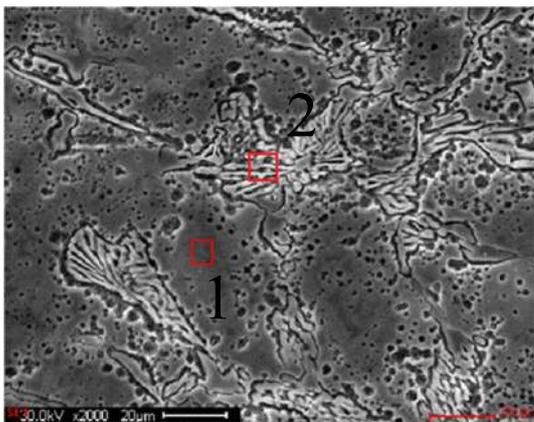
Особенности зависимости твёрдости заготовок исследуемых чугунов различного сечения от их химического состава рассмотрены в связи с термокинетическими диаграммами превращений аустенита, полученными для близких по составу чугунов [141]. Молибден до 1,6 % стабилизирует переохлаждённый аустенит по отношению к диффузионному распаду, что позволяет в заготовках сечением 15 мм получать мартенситно-бейнитную структуру при нормализации на воздухе, а при ускорении охлаждения струей сжатого воздуха – в сечениях до 30 мм.



а

Участок 1		
Хим. элемент	Вес. %	Ат. %
Mo	2,1	1,2
Ti	0,7	0,8
V	0,7	0,7
Cr	11,1	11,9
Mn	0,8	0,8
Fe	84,7	84,7
Участок 2		
Хим. элемент	Вес. %	Ат. %
Mo	01,87	01,06
Ti	00,77	00,87
V	01,34	01,44
Cr	39,98	41,82
Mn	00,93	00,92
Fe	55,21	53,89

б



в

Участок 1		
Хим. элемент	Вес. %	Ат. %
Mo	0,8	0,5
Cr	17,6	18,4
Mn	2,6	2,6
Fe	79,0	78,5
Участок 2		
Хим. элемент	Вес. %	Ат. %
Mo	4,5	2,6
Cr	43,1	45,7
Mn	2,8	2,8
Fe	49,6	48,9

г

Рисунок 6.7 – Результаты МРСА: а – чугун 250X25МФТ, закалка от 1170 °С; в – чугун 260X16М2, закалка от 1170 °С, б, г – химический состав участков (1 – твердый раствор; 2 – эвтектические карбиды)

Легированный тугоплавкими элементами аустенит в перлитной области у этих чугунов устойчив к распаду, при этом наблюдаемое уменьшение твёрдости до 48 – 52 HRC связано с понижением мартенситной точки и увеличением количества остаточного аустенита соответственно.

На рисунке 6.8 показан результат испытаний образцов исследованных хромистых чугунов после закалки в широком интервале температур на сопротивление абразивному износу.

Оптимальное количество остаточного метастабильного хромистого аустенита в металлической основе чугунов за счет высокотемпературной закалки обеспечивает износостойкость, несмотря на понижение исходной твёрдости по сравнению с обычной «низкотемпературной» закалкой.

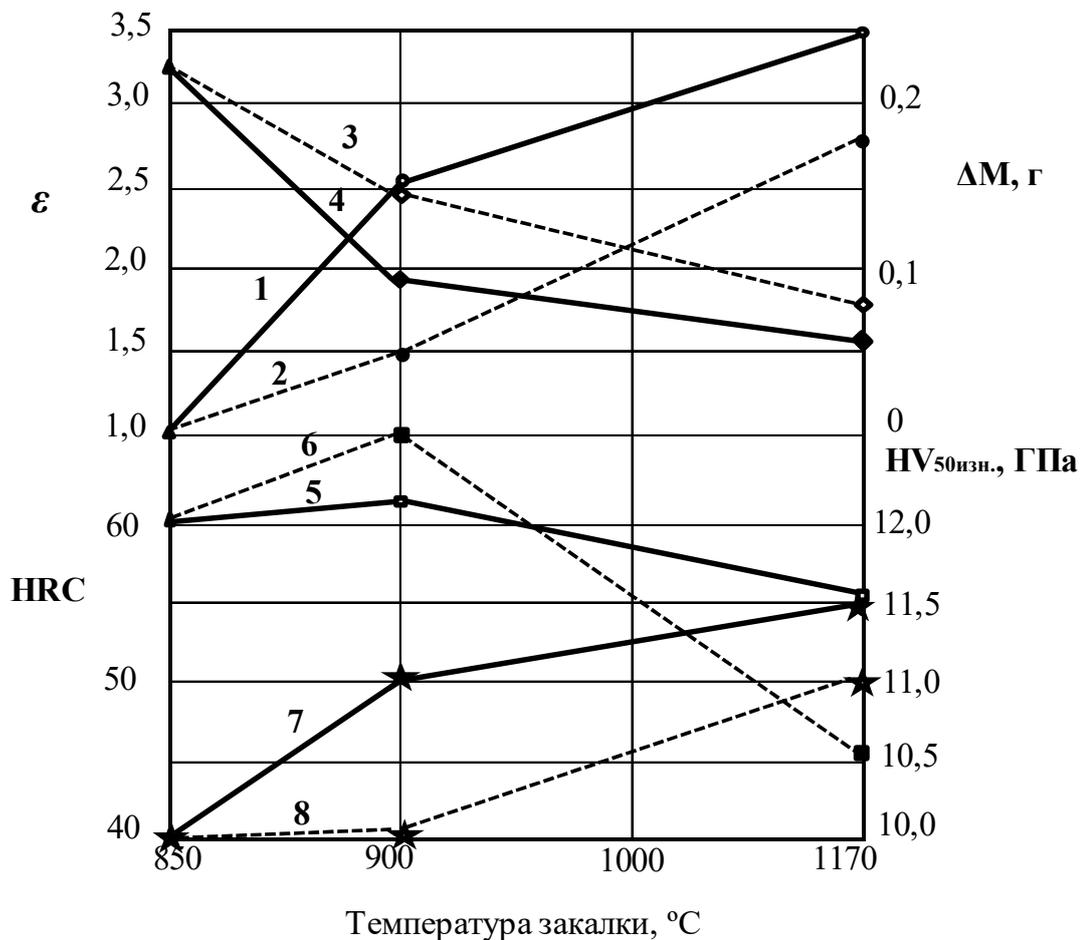


Рисунок 6.8 – Результаты испытаний износостойких хромистых чугунов на абразивный износ: 1, 2 – относительная износостойкость  $\varepsilon$ ; 3, 4 – потери массы  $\Delta M$ , г; 5, 6 – твердость HRC; 7, 8 – микротвердость поверхности после изнашивания  $HV_{50изн.}$ , ГПа; для чугуна 250X25MФ – сплошные линии, для чугуна 260X16M2 – пунктирные линии

Характерно при этом, что химический состав металлической основы сплавов должен иметь содержание углерода 0,6 – 0,7 % и соответствующее сочетание хрома, и других легирующих элементов для обеспечения условия  $20\text{ }^{\circ}\text{C} < M_n, M_d > 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , чтобы мартенситное превращение развивалось преимущественно в процессе эксплуатации [57, 77]. При содержании углерода, менее 0,6 % высокого уровня упрочнения не получается поскольку формируется малоуглеродистый мартенсит деформации, а при концентрации более 0,7 %, аустенит становится стабильным и не активным по отношению к деформационному мартенситному превращению [57].

Из данных таблицы 6.1, в которой характеризуется литое состояние образцов чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ, видно, что в результате испытаний на изнашивание преимущество в износостойкости чугуна 250X25MФТ сохраняется за счёт исходно более высокого содержания карбидной фазы.

Таблица 6.1 – Фазовый состав и твердость исследуемых чугунов в литом состоянии

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

О хорошей корреляции между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвёрдости на рабочей поверхности после изнашивания можно судить по данным рисунка 6.8. При высокой микротвёрдости на поверхности, объём металла, подпитывающий рабочий слой, меньше. При диссипации энергии абразивных частиц, 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 твёрдого раствора углеродом, хромом

и молибденом, это приводит к понижению температуры  $M_n$  и, как следствие, – к закономерному росту количества остаточного аустенита и его устойчивости, особенно выше температуры нагрева 1000 °С.

Общая доля эвтектических карбидов в чугунах 25 – 30 %, увеличение температуры закалки ее не уменьшает. Химический состав, будучи структурным фактором металлической основы, лимитируется скоростью диффузии углерода. Вторичные карбиды литых чугунов растворяются, в результате, вырастает доля остаточного аустенита до 80 % в металлической основе. Из рис. 6.9 видно, что 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.

В результате микротвёрдость рабочих поверхностей образцов возрастает в чугунах после высокотемпературной закалки, что сопровождается заметным ростом абразивной износостойкости. Синергетика утверждает метастабильный аустенит в качестве структуры с наибольшей степенью динамичности среди структурных составляющих: способности к самовоспроизведению, отбору устойчивого положения, а также способности к динамическому упрочнению [52].

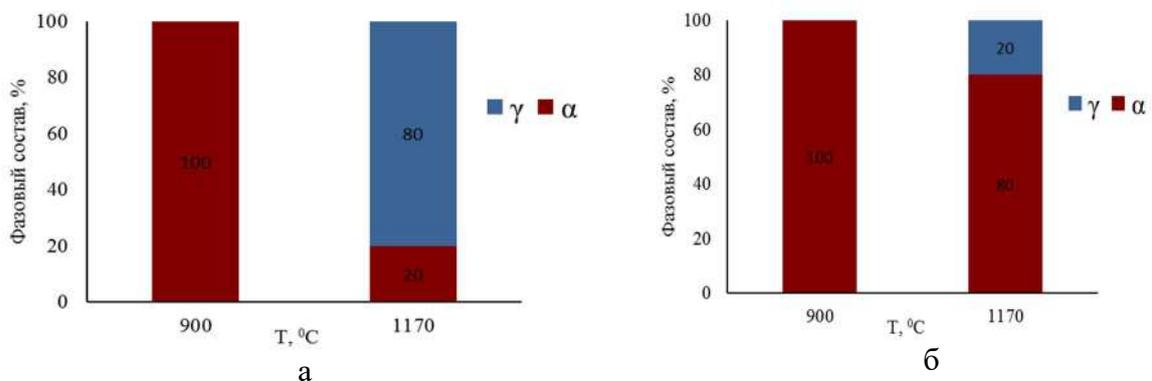


Рисунок 6.9 – Состав фаз на поверхности образцов чугуна 250X25MФТ, закалённых от 900 °С и 1170 °С: а – до испытания на абразивное изнашивание; б – после испытания на абразивное изнашивание

Увеличить долю высокоуглеродистого мартенсита в структуре перед испытанием на износостойкость можно обработкой холодом после высокотемпературной закалки. В нашем случае, высокотемпературной была закалка от 1170 °С, обработке холодом подвергались образцы с целью, наряду с мартенситом деформации, реализовать возможность создания углеродистого мартенсита охлаждения в металлической основе и изучения его влияния на износостойкость.

Можно добиться повышения износостойкости сплавов на 20 – 30 % за счет увеличения количества мартенсита на 10 – 20 %. Именно мартенсита охлаждения, полученного глубоким охлаждением после высокотемпературной закалки. Обеспечение высокой износостойкости при охлаждении до -196 °С гарантируется упрочнением рабочей поверхности образцов не только за счет образования мартенсита деформации в процессе испытаний на изнашивание, но и наклепа кристаллов мартенсита охлаждения и деформации (мартенсита охлаждения на рабочей поверхности порядка 70 – 90 %). Обработка чугунов холодом при большом количестве остаточного аустенита (90 – 100 %) даёт возможность создать благоприятную структуру металлической матрицы для обеспечения высокого сопротивления абразивному изнашиванию. Абразивные частицы создают сжимающие напряжения, в результате чего появляется энергия для образования мартенсита деформации. Способность структуры к диссипации энергии растет с 0,7 % углерода, это объясняется появлением углеродистого мартенсита охлаждения. Прирост с 5,50 до 6,60 наблюдается по износостойкости. У образцов сплава 260X16M2 микротвёрдость на рабочей поверхности после обработки холодом увеличивается до 11,500 ГПа.

Молибден – основной легирующий элемент белых хромистых чугунов увеличивает устойчивость переохлаждённого аустенита за счет замедления диффузии углерода в процессе термической обработки. Более устойчивые при нагреве, нежели цементит, специальные карбиды молибдена относительно слабо влияют на снижение точек  $M_n$  и  $M_d$  по сравнению с марганцем. При

близком положении мартенситных точек – износостойкость чугунов определяется степенью упрочнения поверхности мартенситом деформации, и количеством образованной карбидной фазы [141].

### **6.5 Влияние температуры отпуска после высоко- и низкотемпературной закалки на твердость и структуру износостойких хромистых чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ**

Отпуск чугунов проводили с выдержкой два часа после обычной (900 °С) и высокотемпературной (1170 °С) закалки в преимущественно мартенситном и аустенитном состояниях, соответственно. Фазовый состав после закалки влияет на характер изменения твердости в процессе нагрева при отпуске.

После отпуска закаленных с 900 °С чугунов, как и у стали 95X18, существенных изменений твердости нет до температуры отпуска 500 °С. Твердость при отпуске в сплавах с мартенситной структурой снижается на 3 – 4 ед.: с 63 – 64 до 61 – 60 единиц HRC при повышении температуры отпуска выше 500 °С. Температуры отпуска 600 и 650 °С вызывают заметное снижение твердости – на уровень 50 и 51 единиц HRC, соответственно, наличие хрома и молибдена в твёрдом растворе объясняют повышенную твёрдость сплавов с преимущественно мартенситной структурой, явление характерное для мартенсита повышенной теплостойкости.

Указанные чугуны после высокотемпературной закалки (от 1170 °С) иллюстрируют типичную корреляцию твёрдости от температуры отпуска: до 500 °С – твердость сохраняется, держится на уровне 50 – 52 HRC. Отпуск при 550 – 600 °С вызывает рост твердости до 55 HRC, как и для высокохромистых сталей в связи со способностью к дисперсионному твердению остаточного аустенита. В высокохромистых сталях остаточный аустенит превалирует в структуре.

В интервале температур 550 – 600 °С, обедненный углеродом и хромом аустенит нестабилен по отношению к мартенситному превращению при охлаждении от температуры отпуска и деформационному мартенситному превращению непосредственно в процессе изнашивания.

Твёрдость при температуре отпуска 550 °С у образцов выравнивается после обоих режимов закалки однако, закалённые от 900 °С образцы выходят на общий уровень твердости при постепенном снижении значений твёрдости от закалённого состояния, а после высокотемпературной закалки – напротив, в результате прироста твёрдости с повышением температуры отпуска до 550 °С.

Отпуск в интервале температур 550 – 600 °С приводит к дисперсионному твердению аустенита с выделением карбидов типа  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ , а также ко вторичной закалке остаточного аустенита, о чем свидетельствует уменьшение его процентного количества.

При отпуске выше 650 °С повышение температуры у обоих сплавов фиксирует потерю твердости. Происходит развитие процессов отпуска мартенсита, распада аустенита на ферритно-карбидную смесь и коагуляции карбидов, уменьшающих твердость, но относительно меньшее снижение наблюдается у содержащего большее количество молибдена сплава 260X16M2 с повышенным содержанием остаточного аустенита. Чугун 260X16M2 более твердый даже после отпуска на 650 °С – 51 HRC.

Склонность к дисперсионному твердению при отпуске после высокотемпературной закалки проявляется у сплавов, в которых содержится до 40 – 50 % остаточного аустенита. После закалки от 900 °С остаточного аустенита в сплавах – 10 – 20 %. Опыт показывает, что сначала образуются выделения в виде тончайших пластинок или дисков, как правило, устойчивая фаза с нормальной решеткой образуется не сразу, а через образование неустойчивых фаз промежуточного строения. Локально уже может идти рост обособившихся кристалликов, в то время как в соседних местах еще может только начаться диффузия выделяющихся из твердого раствора атомов. Этим

объясняется сложность кривых, характеризующих изменение свойств сплавов при отпуске.

В результате высокотемпературной закалки, формируется металлическая основа чугуна с 90 – 100 % остаточного аустенита.

Таким образом, сплавы приобретают способность к дисперсионному твердению в интервале температур отпуска 550 – 600 °С.

Отмечено, что при температурах отпуска 600 – 650 °С для изученных сплавов 260X16M2 и 250X25MФТ твёрдость аустенитной металлической основы превышает твёрдость исходной мартенситной основы. Структура металлической основы чугунов после отпуска 550 °С заметно отличается при закалке от низких и высоких температур.

Исходная мартенситная структура образцов имеет после отпуска характерную для ферритно-карбидной смеси морфологию сорбита отпуска. У образцов с послезакалочной аустенитной структурой сорбита не выявляется (рисунок 6.10).

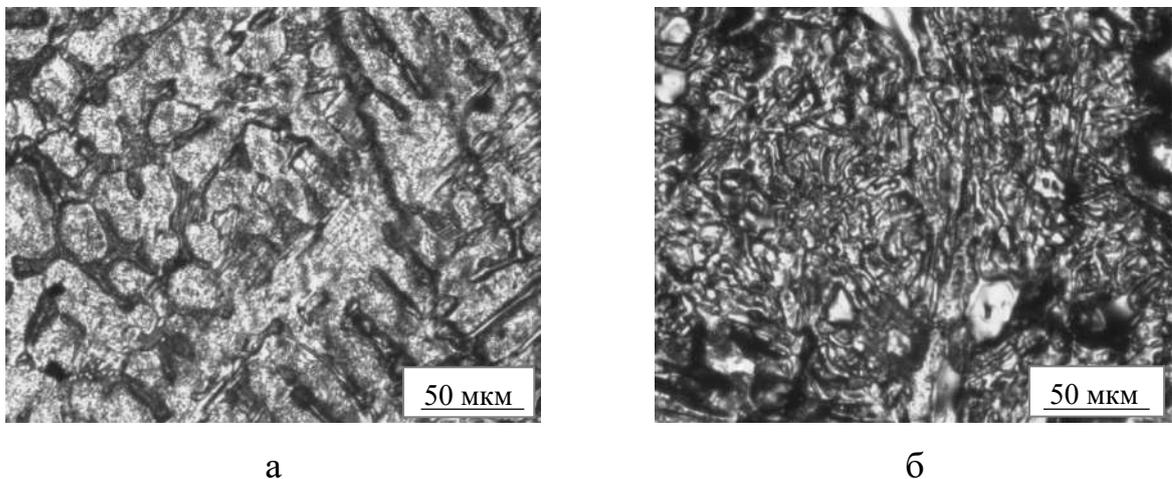


Рисунок 6.10 – Микроструктура чугунов после закалки 1170 °С с последующим отпуском при температуре 550 °С: *а* – чугун 260X16M2; *б* – 250X25MФТ

Взаимозависимость износостойкости с твёрдостью перед испытанием наблюдается для сплава с исходной мартенситной структурой металлической основы. Твёрдость в результате отпуска мартенсита при нагреве выше 600 °С снижается, так же резко уменьшается износостойкость.

Износостойкость от температуры отпуска после высокотемпературной закалки зависит иначе: достаточно ярко выражен эффект дисперсионного твердения остаточного аустенита, что обеспечивает возрастание износостойкости на 10 – 20 % (рисунок 6.11).

Атомы с объемом большим, чем у основного металла, стремятся в растянутые под действие напряжений участки решетки, а с меньшим – в сжатые. Различия в скорости диффузии, достигающие нескольких порядков, объясняют неравномерность диффузионных превращений по кристаллам и их предпочтительное развитие по границам зерен и по внутренним и внешним поверхностям раздела. Это с учетом правила С. Т. Конобеевского объясняет местное развитие пластической деформации металлов и неравномерность развития фазовых превращений по объему.

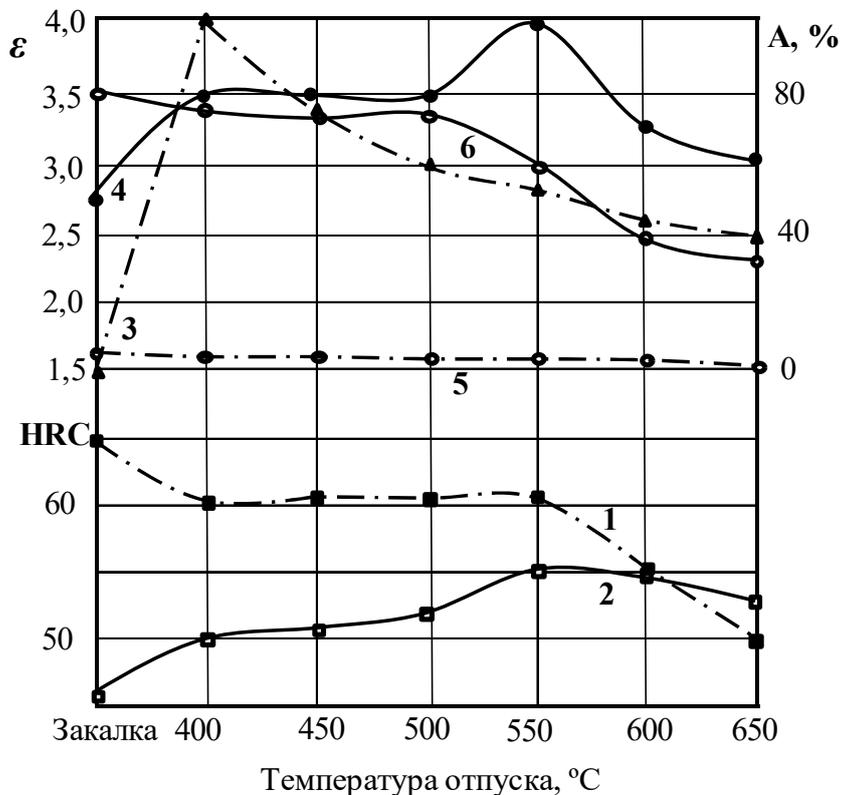


Рисунок 6.11 – Влияние температуры отпуска сплава 260X16M2 на твердость HRC (1, 2), относительную износостойкость (3, 4), количество остаточного аустенита (5, 6) после закалки от температур: 900 °C – пунктирные линии и 1170 °C – сплошные линии

На дифрактограммах чугуна 250X25МФТ (рисунок 6.12), см. таблицу 6.2) показано, что после высокотемпературной закалки с последующим высоким отпуском (550 °С) сохраняется порядка 25 % остаточного аустенита, который превращается в мартенсит деформации на поверхности при изнашивании.

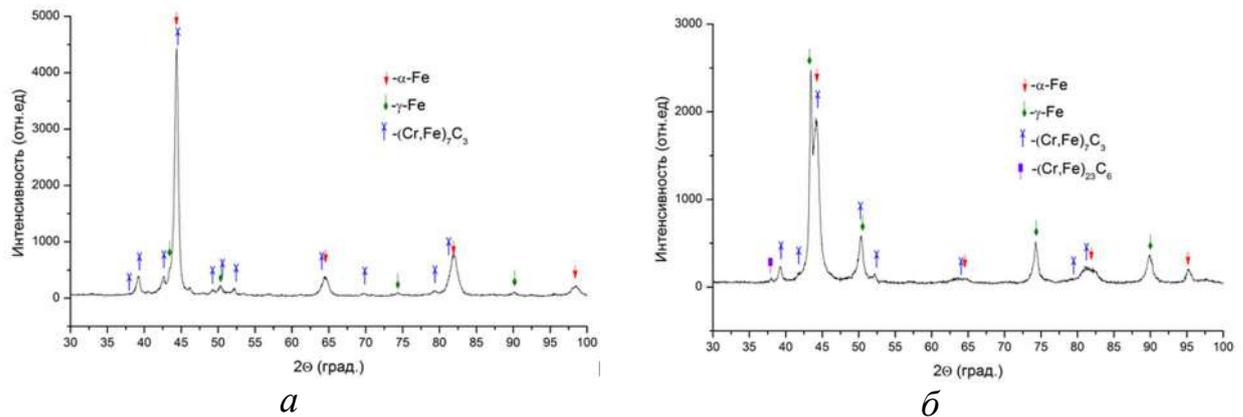


Рисунок 6.12 – Рентгеновская дифрактограмма образцов, закаленных от 1170 °С и отпущенных при 550 °С: *а* – 250X25МФТ; *б* – 260X16М

Таблица 6.2 – Фазовый состав металлической основы сплавов

Марка	Обработка	Фазовый состав
250X25МФТ	Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С	25 % $\gamma$ , 75 % $\alpha$
260X16М2	Закалка 1170 °С и отпуск 550 °С	35 % $\gamma$ , 65 % $\alpha$

Количество и стабильность аустенита по отношению к ДМП в процессе износа варьируется температурой при отпуске чугунов.

Выделение карбидов обедняет твердый раствор, совместно с этим образование кристаллов мартенсита деформации в зернах металлической основы лимитируют кинетику деформационного мартенситного превращения.

В сплавах с карбидным типом упрочнения, хромистых чугунах, химический фактор превалирует, так как при отпуске матрица обедняется углеродом – наиболее сильным стабилизатором аустенита – и карбидообразующими элементами – Cr, Mo. Плотность и распределение карбидов и тем самым соотношение химического и структурного

параметров дестабилизирует аустенит к образованию мартенсита при закалке и при деформации.

Микротвёрдость рабочей поверхности лимитирует износостойкость сплава 260X16M2 с максимальной износостойкостью ( $\epsilon = 2,8$ ) и микротвёрдостью ( $HV_{50} > 10$  ГПа) после низкотемпературной закалки требует режима среднего отпуска ( $400$  °С), а после высокотемпературной закалки – закаленного и высокоотпущенного ( $550$  °С) состояния. Несмотря на меньшую исходную микротвёрдость металлической основы с остаточным аустенитом, в сплавах с такой основой формируется структура наиболее способная к диссипации энергии абразивных частиц во фрикционное упрочнение ( $HV_{50изн} > 11$  ГПа). Высокой износостойкости металлической матрицы с аустенитной структурой благоприятствует способность аустенита удерживать карбиды при абразивном воздействии [113, 145, 146, 147].

Износостойкие вставки из чугуна в биметаллической композиции – перспективное направление в обеспечении высокой абразивной износостойкости деталей. Термическая обработка чугунных вставок рекомендуется с высокотемпературной закалкой для сохранения в структуре остаточного метастабильного аустенита.

## 6.6 Выводы

1. Впервые установлено, что в ледебуритном чугуне нихард, 300X2Н4, при высокотемпературной закалке от температур нагрева  $1000 - 1170$  °С в масле происходит формирование диссипативной структуры с метастабильным остаточным аустенитом в количестве до  $25$  %, обеспечивающей некоторое повышение абразивной износостойкости до  $15$  % по сравнению с его износостойкостью после обычной закалки от температуры  $850$  °С, несмотря на снижение исходной перед испытанием твердости от  $62$  HRC после обычной закалки до  $54$  HRC после высокотемпературной, однако теплостойкость при этом сохраняется до более высокой температуры нагрева.

2. Это увеличение износостойкости обусловлено высокой способностью к упрочнению рабочей поверхности – микротвёрдостью ( $HV_{50изн}$ ), возрастающей от 8,9 до 10,1 ГПа после высокотемпературной закалки в результате превращения большей части остаточного аустенита в мартенсит деформации в процессе изнашивания.

3. Положительное влияние высокотемпературной закалки объясняется формированием диссипативной структуры метастабильного остаточного аустенита и его превращением на поверхности изнашивания в мелкокристаллический мартенсит деформации, реализующим повышенный уровень фрикционного упрочнения рабочей поверхности.

4. Диссипативная микроструктура в образцах высокохромистых чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ сечением до 30 мм, закаленных в масло или ускоренно охлажденных воздушной закалкой, гарантирует повышение абразивной износостойкости при высокой температуре закалки, с учетом понижения исходной твёрдости. Повышение фрикционного упрочнения обеспечивается нагревом под закалку до 1125 – 1170 °С.

5. Формирующаяся в процессе изнашивания микроструктура и микротвёрдость рабочей поверхности обеспечивает максимально высокую износостойкость высокохромистых чугунов. Чугуны 260X16M2 и 250X25MФТ достигают максимальной износостойкости ( $\epsilon = 2,8$  и  $3,5$ , соответственно) и микротвёрдости рабочей поверхности ( $HV_{50изн} \geq 11$  ГПа) в результате высокотемпературной закалки от 1170 °С.

6. 10 – 30 % углеродистого мартенсита охлаждения дополнительно формируется криогенной обработкой ИЧХ после высокотемпературной закалки. Износостойкость растет на 20 – 30 %, гетерогенная мартенситно-аустенитно-карбидная металлическая матрица обеспечивает интенсивное протекание ДМП.

7. Для чугуна 260X16M2 максимальная износостойкость ( $\epsilon = 2,8$ ) и микротвёрдость ( $HV_{50изн} > 11$  ГПа) наблюдаются после высокотемпературной закалки (1170 °С) и высокого отпуска (550 °С).

8. Взаимосвязь фазового состава, структуры и твёрдости чугунов с их абразивной износостойкостью показывает, что по технологическим и экономическим соображениям для изготовления износостойких вставок биметаллических втулок следует использовать чугун 260Х16М2 после высокотемпературного нагрева под закалку и охлаждения сжатым воздухом с послезакалочным высоким отпуском.

## **ГЛАВА 7. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРИРОСТА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОТ КОЛИЧЕСТВА ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКИ ПОВЕРХНОСТИ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ**

### **7.1 Диссипативная структура метастабильного аустенита**

В основе возникновения саморганизуемых структур лежат общие термодинамические принципы организации соответствующих сред.

Можно обнаружить глубокие аналогии в поведении большинства известных самоорганизуемых систем при переходе от неупорядоченного состояния к упорядоченному, от одних состояний к другим. Процессы самоорганизации протекают благодаря согласованному кооперативному взаимодействию большого числа элементов системы (синергетика – совместнодействие) [148 – 152].

Отличительной чертой синергетического метода является переход от знания локальных свойств системы к выявлению общей организации. От гипотез об элементарных микроскопических процессах к пониманию кооперативных явлений на уровне целостной макроскопической структуры [153, 154].

Классическими примерами диссипативных структур являются ячейки Рэлея-Бенара, обусловленные возникновением упорядоченного движения жидкости в виде конвективных ячеек в форме цилиндрических валов или правильных шестигранных структур в слое вязкой жидкости с вертикальным градиентом температуры. Управляющим параметром самоорганизации служит градиент температуры, вследствие которого в однородном слое жидкости начинается тепловая диффузия из-за возникающей неоднородности плотности жидкости. При увеличении градиента температуры возникает

второй критический переход, при котором каждая ячейка распадается на две меньшего размера. Эти диффузионные валы, которые движутся навстречу друг другу, постепенно распадаются на множество волн, образуя ячеистую структуру. Но при дальнейшем увеличении градиента температуры ячеистая структура разрушается и периодические валы постепенно переходят в хаос.

Ячеистая дислокационная структура формируется в конце третьей стадии деформационного упрочнения. Эта структура возникает также в процессе самоорганизации (как и ячейки Бенара). Однако механизм самоорганизации связан с размножением и уничтожением дислокаций (рис. 7.1.) [155, 156].

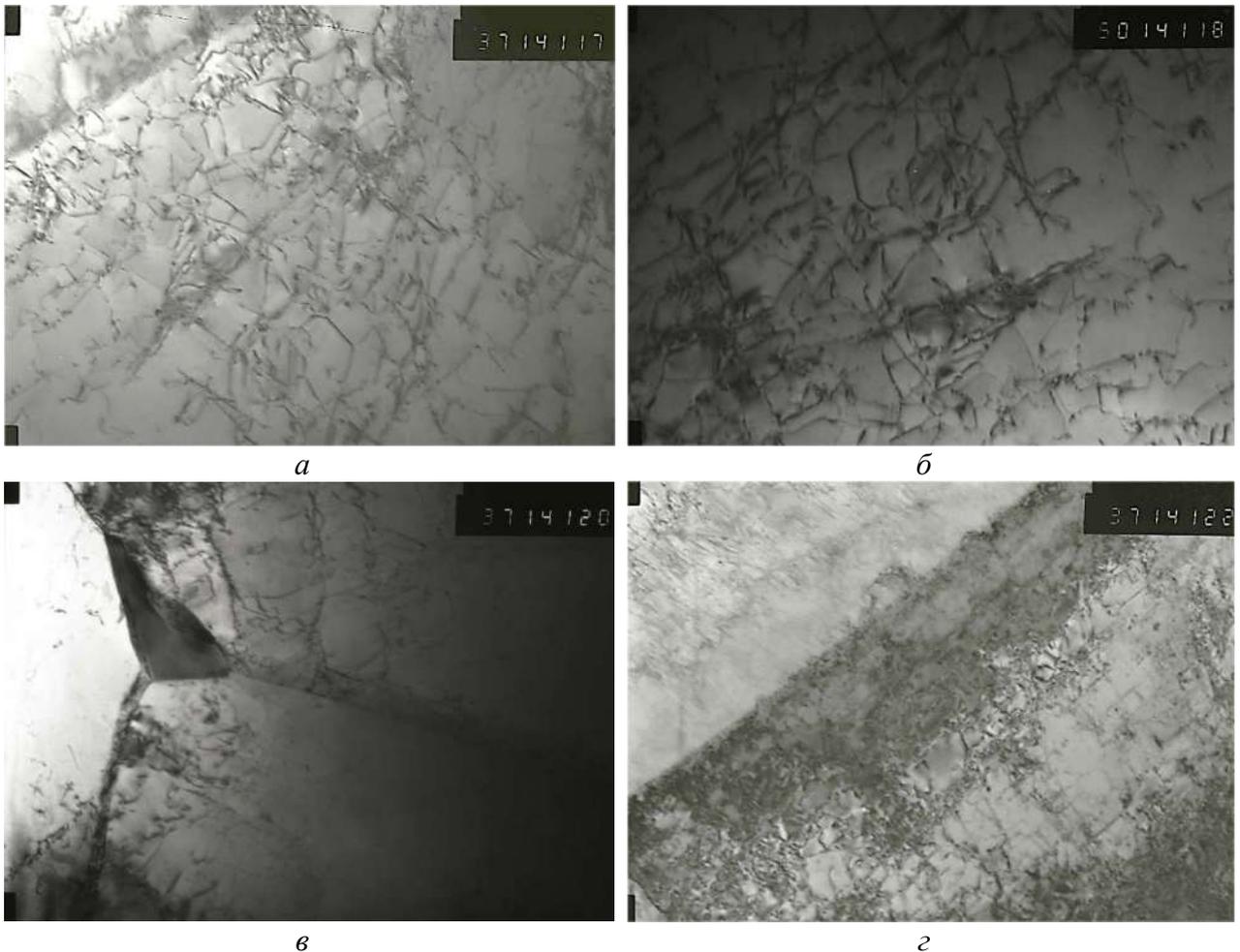


Рисунок 7.1 – Электронные микрофотографии деформированной фольги стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки от 1100 °С: *а – е* светлопольное изображение ячеистой структуры, образованной скоплениями дислокаций; *ж, з* – двойникование в  $\gamma$ -фазе

Продолжение рис 7.1

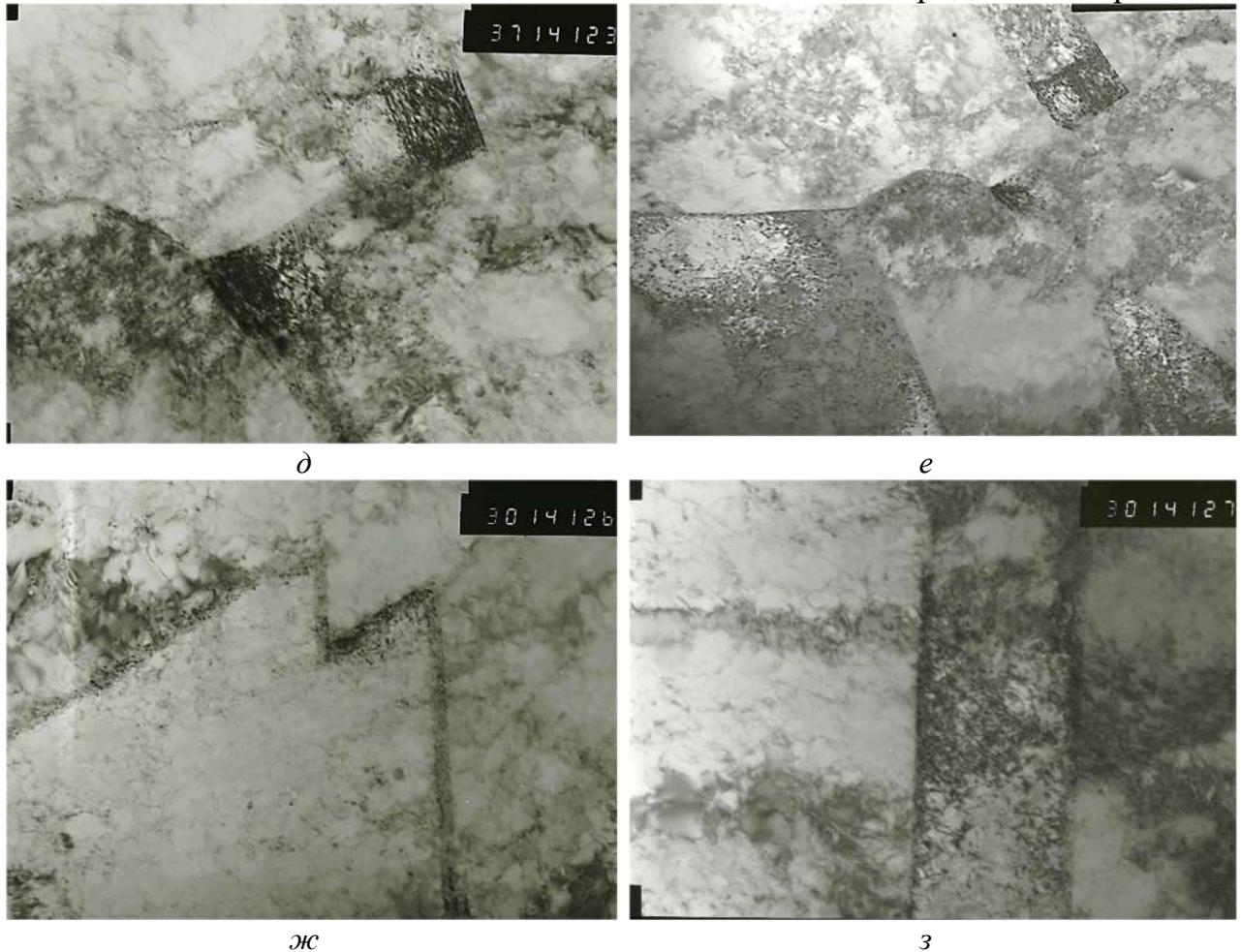


Рисунок 7.1 – Электронные микрофотографии деформированной фольги стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки от 1100 °С: *a – e* светлполюсное изображение ячеистой структуры, образованной скоплениями дислокаций; *ж, з* – двойникование в  $\gamma$ -фазе

Авторы [157, 158] показали, что локализация пластического течения в металлах и сплавах имеет ярко выраженный волновой характер. При этом на стадиях легкого скольжения, линейного и параболического деформационного упрочнения, а также на стадии предразрушения наблюдаемые картины локализации – это разные типы волновых процессов [159 – 161]. Анализ волновых характеристик таких процессов позволил измерить скорость их распространения ( $\sim 10^{-4}$  м/с), длину волны ( $\sim 10^{-2}$  м) и установить, что дисперсионное соотношение для таких волн имеет квадратичный характер. Предложенная авторами модель для понимания природы периодических процессов утверждает, что при развитии пластического течения начальный рост деформации сменяется ее спадом.

G. B. Olson и Morris Cohen [162] в 1975 году сделали вывод о зависимости кинетики деформационного превращения от температуры (важная проблема при разработке TRIP-сталей).

Представленная ими модель (7.1), несомненно, является упрощением очень сложной проблемы. Полученное выражение связывает содержание  $\alpha'$ -мартенсита с пластической деформацией в аустенитной фазе. Однако, фактическая деформация в аустените может быть меньше, чем измеренная общая деформация. С другой стороны, поскольку мартенсит прочнее аустенита, деформация может фактически концентрироваться в аустените (рис. 7.2). Величину указанных противоположных эффектов весьма сложно оценить. Допущения, обычно принимаемые при расчете влияния напряжения на спонтанное зародышеобразование, не могут применяться к зародышеобразованию по механизму пересечения полос сдвига, что делает невозможным количественную оценку роли приложенного напряжения. Однако величина приложенного напряжения не сильно зависит от температуры по сравнению с температурной зависимостью химической движущей силы, и любая ошибка, вносимая изменением напряжения в ходе изотермического испытания, вероятно, компенсируется корректировкой эмпирического показателя -  $n$ . В таких пределах модель, по-видимому, точно отражает по параметрам  $\alpha$  и  $\beta$  количественную роль тех факторов, которые наиболее важны в определении температурной зависимости кинетики деформационного превращения.

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp(-\beta(1 - \exp(-\alpha\epsilon))^n) \quad (7.1)$$

Для составов сплавов с пониженной температурной чувствительностью деформационного превращения чувствительность (как через  $\alpha$ , так и через  $\beta$ ) велика вблизи комнатной температуры. Это типично для сплавов, предназначенных для обеспечения оптимальной скорости превращения при пластической деформации при комнатной температуре. Термодинамические расчеты показали, что температурная чувствительность может быть сведена к минимуму путем замены никеля - хромом и марганцем [162]. Такие составы

исследуются в настоящее время, в том числе и в представленной нами работе (стали: 70Х2ГСМЛ, 95Х18, 150ХНМЛ, Х12МФЛ, 100Х18, 0Х18А1.2, 120Г18) [163 – 165].

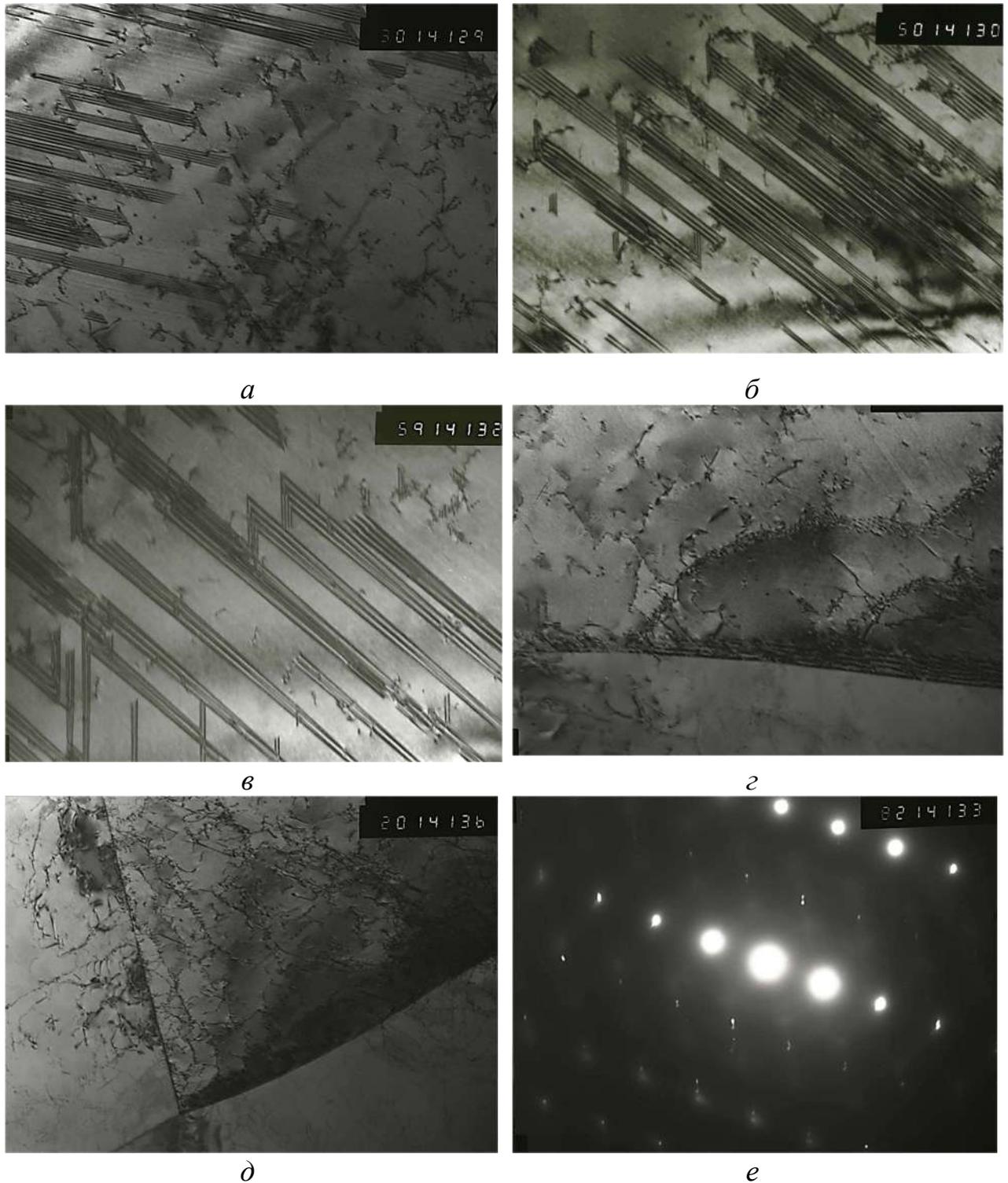


Рисунок 7.2 – Электронные микрофотографии деформированной фольги стали 03Х14Н11М2ЮТ после закалки от 1100 °С: *а, б, в* – светлопольное изображение дефектов упаковки в  $\gamma$ -фазе; *г, д* – светлопольное изображение ячеистой структуры; *е* – микродифракция  $\times 18000$

## 7.2 Моделирование вклада деформационного мартенситного превращения на рабочей поверхности в износостойкость непосредственно в процессе абразивного изнашивания

Для решения задач по оценке фазовых превращений и механических свойств сплавов успешно применяются методы с привлечением математического моделирования [166 – 173]. По данным нашего эксперимента, был обнаружен прирост износостойкости на рабочей поверхности образца с увеличением температуры закалки (табл. 7.1).

Таблица 7.1 – Влияние температуры закалки изученных сплавов на фазовый состав и износостойкость рабочей поверхности после испытаний на абразивное изнашивание\*

Сплав	Доля $\gamma$	Доля $\alpha$	$\Delta\varepsilon$	$\varepsilon_{1170}$	$\varepsilon_{900}$
70X2ГСМЛ	0,2	0,8	1,27	2,16	1,7
95X18	0,95	0,05*следы	3	6	2
150ХНМЛ	0,8	0,2	1,18	2,25	1,9
Х12МФЛ	0,6	0,4	2,41	4,1	1,7
250X25МФТ	0,8	0,2	1,34	3,5	2,6
260X16М2	0,8	0,2	1,87	2,8	1,5
100X18	0,8	0,2	1,1	3,2	2,9
0X18A1.2	0,9	0,1	1,4	2,4	1
120Г18	1	0*следы	1,09	1,2	1,1
135СГЛ	0,35	0,65	1,81	3,3	1,82

\*  $\gamma$  и  $\alpha$  – фазовый состав поверхности после закалки от 1170 °С,  $\varepsilon_{1170}$  и  $\varepsilon_{900}$  – относительная износостойкость после закалки от 1170 °С и от 900 °С, соответственно.  $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{1170} / \varepsilon_{900}$  – прирост износостойкости с увеличением температуры закалки

Зависимость степени развития ДМП от количества метастабильного аустенита в структуре поверхности при изнашивании (7.2) показывает значительный прирост износостойкости по мере развития ДМП в сплавах после высокотемпературной закалки.

Иными словами, чем больше после закалки поверхности остаточного аустенита и выше содержание в нем углерода, тем больше прирост износостойкости. То-есть, со временем растет не только износостойкость, но и скорость ее роста:

$$f(\Delta\varepsilon) = 2,1e^{-0,05\alpha} , \quad (7.2)$$

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, 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, структура поверхности самотрансформируется, поэтому чем больше в структуре после высокотемпературной закалки  $\alpha$ -мартенсита, тем сильнее замедляется эффект упрочнения при самотрансформации поверхности (рис. 7.3).

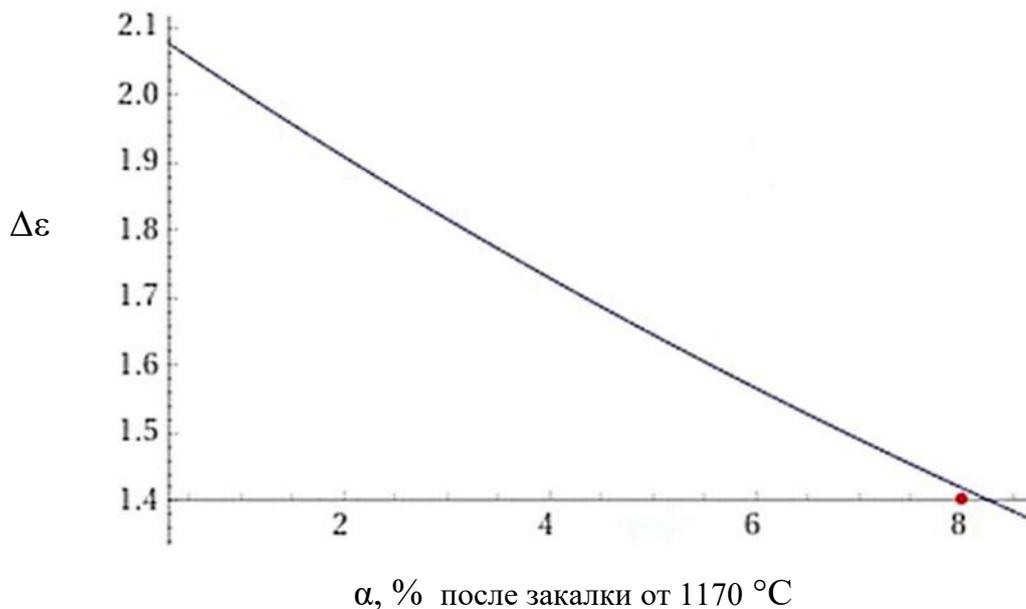


Рисунок 7.3 – График зависимости прироста износостойкости на поверхности в процессе работы (при испытании образца) от доли мартенсита в структуре после закалки, согласно уравнению (7.2)

### 7.3 Управление резервами упрочнения поверхности углеродистых сплавов при изнашивании за счет варьирования химического состава сплава

В качестве метода моделирования нами использовался метод построения уравнения множественной регрессии.

Входными переменными выбраны % доли химических элементов, % (табл. 7.2).

Таблица 7.2 – Содержание углерода и микротвердость рабочей поверхности сплавов после испытания на изнашивание

Сплав	С, %	HV <sub>50изн</sub> , ГПа
70X2ГСМЛ	0,72	10,1
95X18	0,95	10,6
150ХНМЛ	1,50	11,8
Х12МФЛ	1,55	12,0
250Х25МФТ	2,50	11,1
260Х16М2	2,62	10,0
100Х18	0,98	9,2
0Х18А1.2	0,035	7,4
120Г18	1,22	5,5
135СГЛ	1,35	10,5

В качестве выходной переменной – микротвёрдость рабочей поверхности после изнашивания, отражающая способность к фрикционному упрочнению в процессе испытаний, HV<sub>50изн</sub>, (Y) (табл. 7.2). Учитывая ограниченность числа экспериментов, было сделано предположение о линейном виде модели.

На основании расчетов было получено уравнение множественной регрессии (7.3):

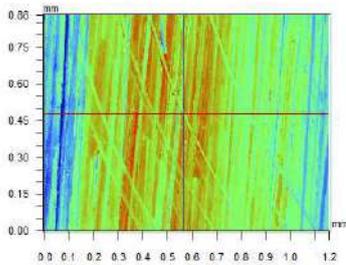
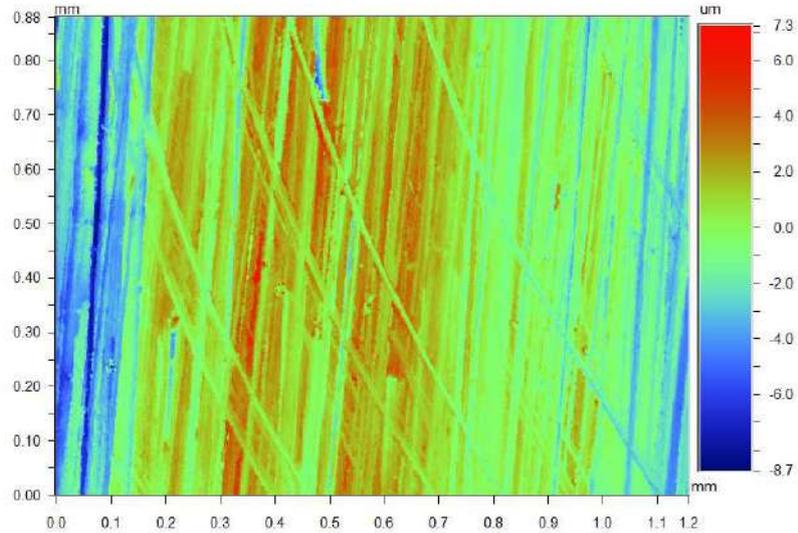
$$\begin{aligned}
 HV_{50изн} = & 383 - 234 \cdot \%C - 50 \cdot \%Mn - 24 \%Cr + \\
 & + 3,5 \cdot \%Ni - 40 \cdot \%Mo + 91 \cdot \%Si
 \end{aligned}
 \tag{7.3}$$

Максимальное значение коэффициента отдельной детерминации (ранжирует факторы по влиянию на результат)  $\beta_6=0,0821$  позволяет констатировать, что наибольшее влияние на уровень микротвердости рабочей поверхности после изнашивания  $HV_{50изн}$  оказывает содержание Si в %. Уровень коэффициента детерминации и критерий Фишера рассчитаны на предмет статистической значимости уравнения. В исследованной системе 99,79% общей вариабельности  $HV_{50изн}$  характеризуется изменением параметров легирования – процентного содержания химических элементов.

Столь значимое влияние кремния очевидно объясняется тем, что при деформации, как и при охлаждении, Si понижает энергию дефектов упаковки, интенсифицирует деформационное  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение и повышает прочность и теплостойкость твёрдого раствора. Повышение интенсивности ДМП на поверхности после высокотемпературной закалки дополнительно подтверждается изменением микрорельефа поверхности образца. Образцы с площадью рабочей части  $10 \times 10$  мм совершали возвратно-поступательное движение на установке на базе строгального станка при удельной нагрузке 1 МПа по шлифовальной бумаге 14A32MН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе со скоростью 0,158 м/с и смещением образца за один двойной ход 1,2 мм. За одно испытание путь, проходимый образцом по шлифовальной бумаге, составлял 60 м, в результате формировался микрорельеф поверхности испытания. В результате изучения микрорельефа поверхности после испытаний на абразивное изнашивание обнаружено, что образец, подвергнутый низкотемпературной закалке (рис. 7.4) имеет большую неоднородность поверхности, чем образец после высокотемпературной закалки (рис. 7.5). Из рисунков видно, что поверхность изнашивания образца стали 135СГЛ после высокотемпературной закалки равномернее, меньше глубина царапин. Кроме того, наблюдаются чередующиеся полосы микрорельефа поверхности. Совокупность неровностей, образующих микрорельеф поверхности детали возникает главным образом вследствие пластической деформации поверхностного слоя образца при её обработке или

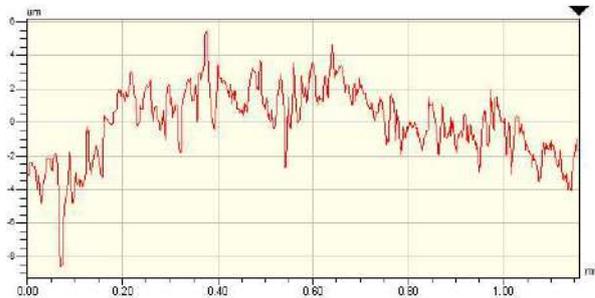
испытании на изнашивание, полосчатость микрорельефа косвенно подтверждает предыдущие выводы о том, что деформация концентрируется в аустените, который будучи метастабильным, претерпевает мартенситное превращение, упрочняя поверхность.

<b>Surface Statistics:</b>	
Ra:	1.64 $\mu\text{m}$
Rq:	2.06 $\mu\text{m}$
Rz:	15.10 $\mu\text{m}$
Rt:	15.97 $\mu\text{m}$
<b>Set-up Parameters:</b>	
Size:	736 X 480
Sampling:	1.57 $\mu\text{m}$
<b>Processed Options:</b>	
Terms Removed:	
Tilt:	
Filtering:	
None:	



X	0.57	-	-	mm
Y	0.48	-	-	mm
Ht	0.30	-	-	um
Dist		-	-	mm
Angle		-	-	°

X Profile



Rq	2.15 $\mu\text{m}$
Ra	1.72 $\mu\text{m}$
Rt	14.05 $\mu\text{m}$
Rp	5.44 $\mu\text{m}$
Rv	-8.60 $\mu\text{m}$

Angle	1.13 mrad
Curve	-30.87 $\mu\text{m}$
Terms	None
Avg Ht	-0.02 $\mu\text{m}$
Area	-17.93 $\mu\text{m}^2$

Y Profile



Rq	0.96 $\mu\text{m}$
Ra	0.74 $\mu\text{m}$
Rt	5.60 $\mu\text{m}$
Rp	4.38 $\mu\text{m}$
Rv	-1.22 $\mu\text{m}$

Angle	-702.47 $\mu\text{rad}$
Curve	-0.27 m
Terms	None
Avg Ht	1.82 $\mu\text{m}$
Area	1605.56 $\mu\text{m}^2$

Title:

Рисунок 7.4 – Профилограмма шероховатой поверхности закаленного от 900 °С образца стали 135СГЛ после испытаний на абразивное изнашивание; *вверху* – графическое изображение профиля, *снизу* – сечение шероховатой поверхности плоскостью, перпендикулярной к поверхности

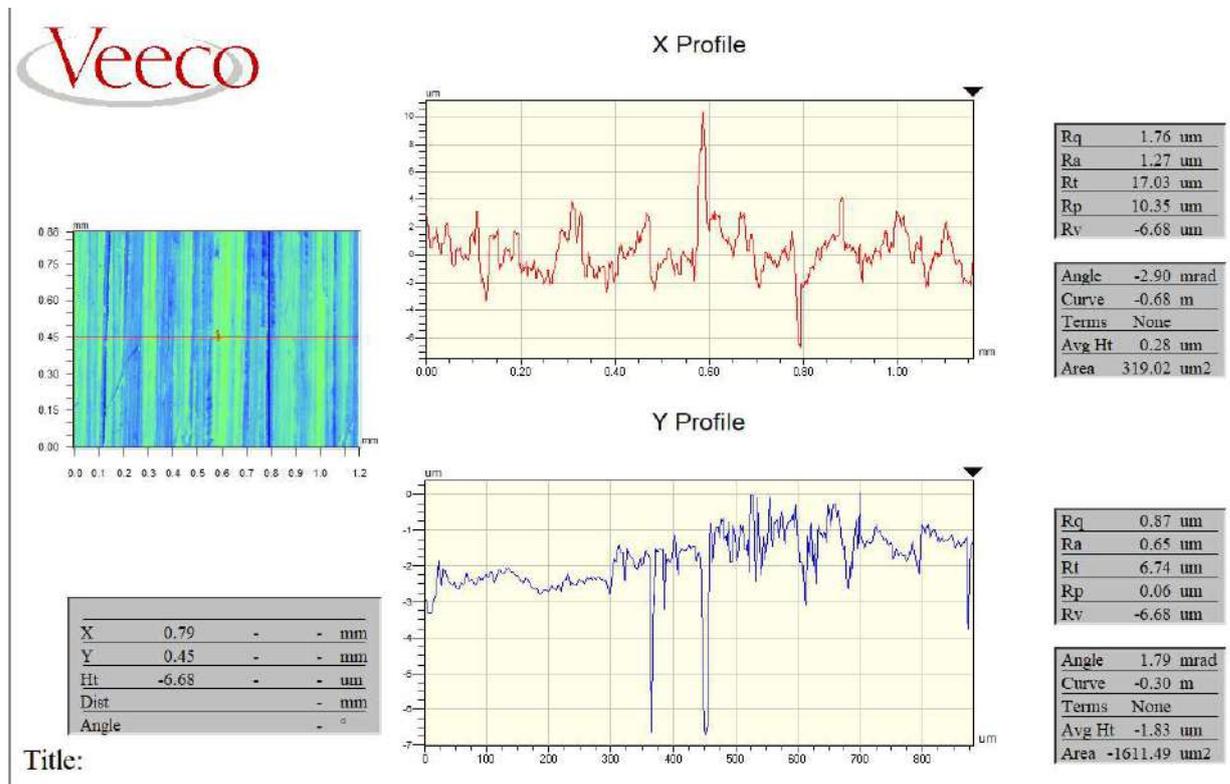
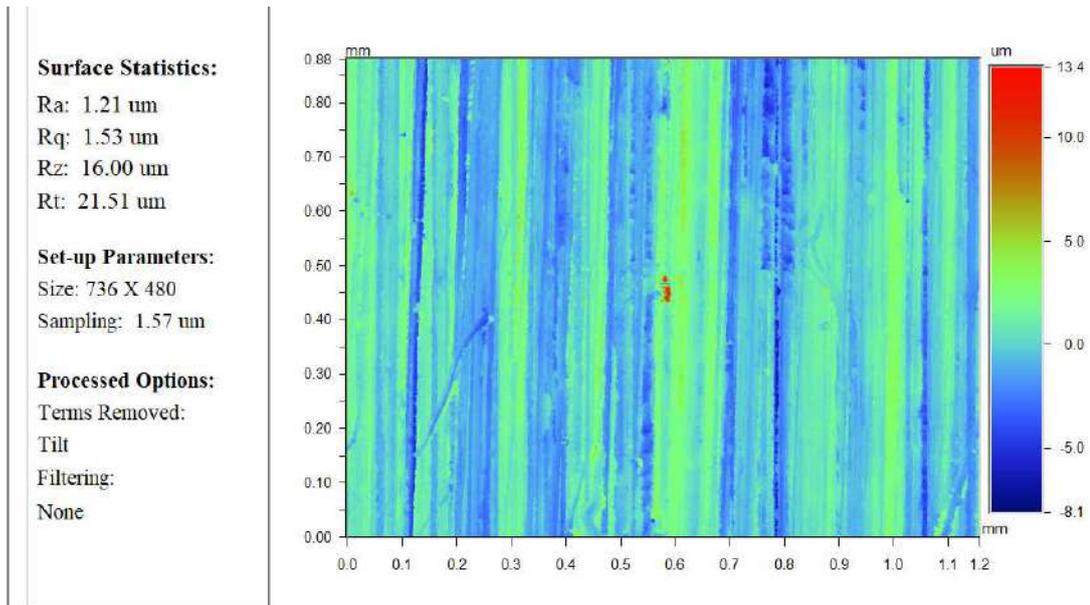


Рисунок 7.5 – Профилограмма шероховатой поверхности закаленного от 1170 °С образца стали 135СГЛ после испытаний на абразивное изнашивание; *вверху* – графическое изображение профиля, *снизу* – сечение шероховатой поверхности плоскостью, перпендикулярной к поверхности

Данный вывод подтверждается более гладкой поверхностью образца после высокотемпературной закалки (рис. 7.6). Шероховатость поверхности – важный показатель, влияющий на износостойкость трущихся поверхностей.

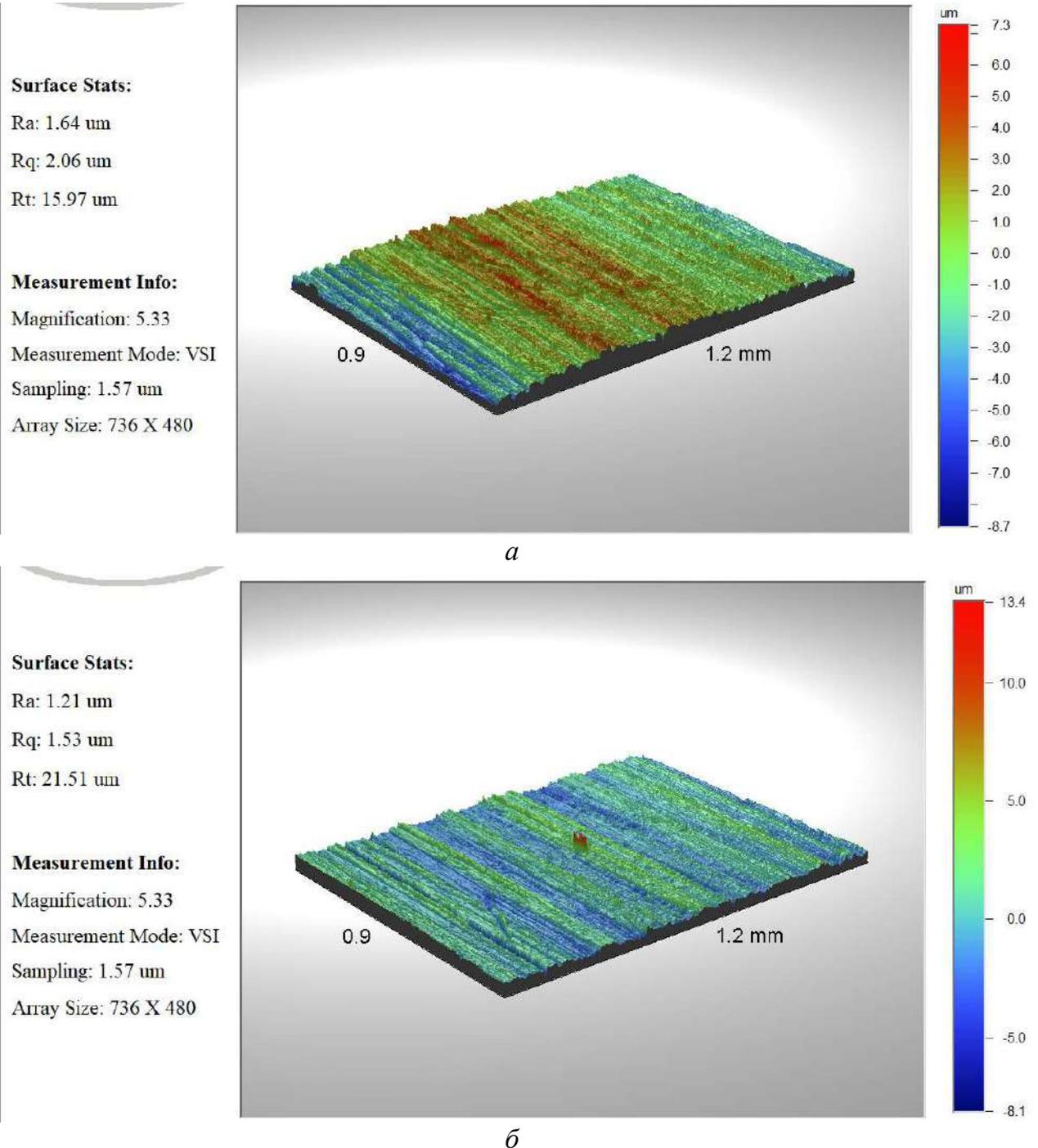


Рисунок 7.6 – Трёхмерное изображение профиля шероховатой поверхности с параметрами высоты неровностей: *a* – закаленного от 900 °С образца стали 135СГЛ после испытаний на абразивное изнашивание; *б* – закаленного от 1170 °С

Для количественной оценки и нормирования шероховатости поверхностей по ГОСТ 2789-73 установлено шесть основных параметров: три высотных ( $Ra$ ,  $Rz$ ,  $Rmax$ ), два шаговых ( $Sm$ ,  $S$ ) и параметр относительной опорной длины профиля ( $tp$ ). Параметры  $Ra$ ,  $Rz$  представляют собой

среднюю высоту неровностей профиля ( $Ra$  – всех неровностей;  $Rz$  – наибольших неровностей), параметр  $Rmax$  – полную высоту профиля.  $Ra$  – широко признанный и наиболее часто используемый в различных странах параметр шероховатости. Обычно определяется как средний результат в пределах нескольких длин участков измерения.

Класс шероховатости поверхности по ГОСТ 2789-73 при базовой длине 0,8 мм определяется параметрами  $Ra$ . После низкотемпературной закалки в результате испытаний на изнашивание образец имеет класс шероховатости бб, а образец после высокотемпературной закалки, 7а.

#### 7.4 Выводы

1. Предложен критерий оценки резервов повышения износостойкости  $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{1170} - \varepsilon_{900}$  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 в диссипативной структуре метастабильного аустенита.

2. Проведена профилометрия поверхности, по наличию полосчатости микрорельефа можно косвенно утверждать о наличии в царапинах от абразива при изнашивании мартенсита деформации. Кроме того, образец стали 135СГЛ после высокотемпературной закалки имеет более гладкую поверхность ( $Ra$ : 1,21), чем после низкотемпературной ( $Ra$ : 1,64), отличается более высокой равномерностью приработки.

3. С точки зрения легирования, критерием оценки способности к упрочнению предложена  $HV_{50изн}$  – микротвердость поверхности после изнашивания, на уровень которой наиболее влияет содержание Si в %. Столь значимое влияние кремния на увеличение износостойкости очевидно объясняется тем, что при деформации, как и при охлаждении Si понижает энергию дефектов упаковки и интенсифицирует  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение.

## ГЛАВА 8. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

### 8.1 Возможное использование результатов

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что изученные новые перлитная, аустенитная азотистая и графитизированная стали, а также чугун с нестабильным аустенитом в металлической основе могут быть использованы для изготовления быстроизнашивающихся деталей, вместо стали 110Г13Л.

С точки зрения обеспечения надежности деталей необходимо выбирать материалы с высоким сопротивлением распространению трещин, но при достаточных характеристиках прочности [173, 174]. Этот вывод кажется тривиальным, когда речь идет о качественной оценке. Количественная оптимизация химического состава стали требует всестороннего анализа влияния легирования и структуры сплава на характеристики прочности и вязкости разрушения [175]. В связи с тем, что прочность и ударная вязкость не могут однозначно характеризовать сопротивление материала при абразивном изнашивании, полезно использовать в качестве оценки микротвердость на рабочей поверхности после изнашивания.

Характерное свойство стали 110Г13Л в том, что повышенная твердость, а, следовательно, износостойкость приповерхностных слоев детали из этой стали формируются в процессе работы при ударных и истирающих нагрузках. Формируется градиентная структура: при сохранении вязкой сердцевины поверхность противостоит ударным нагрузкам без разрушения. С увеличением относительной степени холодной пластической деформации твердость аустенитной стали 110Г13Л может вырасти до НВ 550 – 600 (твердость мартенсита). Это можно назвать преимуществом по сравнению с ферритно-перлитной структурой в углеродистой стали [176].

Поэтому склонность марганцевого аустенита к деформационному упрочнению нашла применение при разработке хромомарганцевых

метастабильных аустенитных сталей, отличающихся тем, что под влиянием внешней нагрузки в них протекет деформационное мартенситное превращение.

Мартенситное деформационное превращение в аустенитных сталях требует проведение деформации ниже точки  $M_d$ . Температуры  $M_n$  и  $M_d$  можно рассматривать как условный показатель стабильности аустенита. В никелевых и хромоникелевых сталях не стоит ожидать равного по интенсивности деформационного мартенситного превращения. Такие стали не стоит сравнивать с имеющими склонность к более интенсивно протекающему превращению марганцевыми сталями, а также хромомарганцевыми. Марганцевый и хромомарганцевый аустенит с низкой энергией дефектов упаковки способен к интенсивному мартенситному превращению при деформации. Дефекты упаковки с низкой энергией образования являются флуктуациями для зародышей кристаллов  $\epsilon$ - и  $\alpha'$ -мартенсита деформации [177]. Мартенситные превращения в хромомарганцевых сталях идут через образование  $\epsilon$ -мартенсита, предшествующего  $\alpha$ -фазе. Определяющим фактором является не только химический состав: деформации с малыми степенями обжатия вызывают  $\gamma \rightarrow \epsilon$ , а большими обеспечивается  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , иногда через  $\epsilon \rightarrow \alpha'$ -превращение.

Вклад мартенситных превращений заключается не только в аномально высокой прочности мартенсита, но и в релаксации внутренних напряжений в процессе мартенситного превращения. Прочность структуры, составляющей мартенсит деформации, выше, чем у мартенсита охлаждения.

Исследования, проведенные И. Н. Богачевым с сотрудниками, по метастабильному хромомарганцевому аустениту на его сопротивление кавитационной эрозии, привели к созданию кавитационностойких сталей 30X10Г10, 0X14АГ12, отличающихся активным мартенситообразованием при деформации.

Равномерная деформация под действием гидравлических ударов приводит к образованию нового слоя, содержащего мартенсит, взамен

разрушенного. Процесс протекает постоянно, в результате замедляется разрушение, чем обеспечивается эксплуатационная стойкость. Если эти процессы обеспечивают перенос вещества, необходимый и для пластического течения материала, и для залечивания возникающих микроочагов разрушения, то они позволяют продолжиться процессу деформации без разрушения и даже без увеличения напряжений (длительная ползучесть). При этом такие стали не могут противостоять безударному истирающему воздействию песка в соплах пескоструйных аппаратов.

Работами академика Н. С. Курнакова с сотрудниками показано, что единственным путем классифицировать свойства сплавов и оптимально подбирать свойства для разных назначений является путь выявления закономерностей, по которым свойства меняются в зависимости от состава и состояния. Поэтому классифицировать свойства удобнее с учетом характера взаимоотношений пар трения и структуры сплавов.

Сравнительный обзор сталей, приведенный в работе, может быть полезен для оценки оправданности экономного легирования с точки зрения поведения сталей при абразивном изнашивании.

Например, метастабильные хромомарганцевые аустенитные стали отличаются от стали 12Х18Н10Т с более стабильным аустенитом повышенным пределом прочности и, соответственно, значительно сниженными характеристиками пластичности. Заменить эту сталь при необходимости повышенной пластичности при холодной пластической деформации способна безуглеродистая МАС 03Х14Н11К5М2ЮТ [178, 179].

Сталь 110Г13Л давно стараются заменить на улучшенную, многие такие попытки удалась. Марка 60Х5Г10Л ( $M_n = -50...70^\circ\text{C}$ ) отличается более высокой износостойкостью. Образцы из стали 60Х5Г10Л после контактно-ударного нагружения (за одинаковое число циклов ( $10^5$ )) претерпевают меньшую относительную деформацию  $\Delta h$  и по результатам нагружения показывают значительно больший прирост твердости по сравнению с образцами стали 110Г13Л.

Такие эффекты связывают с развитием  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ -превращения с образованием значительного – свыше 30 % мартенсита деформации, после заметного нагружения в образцах метастабильной аустенитной стали 60X5Г10Л, в то время как стабильная сталь 110Г13Л при тех же условиях нагружения обнаруживает чисто аустенитную структуру.

Доля энергии, привнесенной от внешнего нагружения расходуется на образование  $\alpha'$ - и  $\varepsilon$ -мартенситных фаз. Кинетическая энергия диссипатирует, а метастабильный хромомарганцевый аустенит упрочняется в процессе деформации. Следует упомянуть, что высокая стойкость метастабильных хромомарганцевых аустенитных сталей при кавитационном и циклическом контактно-ударном воздействии достигается только в случае, когда поддерживается оптимальная кинетика мартенситных превращений – достаточно интенсивное и равномерное мартенситообразование в течение всего периода работы.

Литые высокомарганцевые метастабильные стали, легированные азотом, типа 0X14АГ12М, а также 30X10Г10 могут применяться в виде наплавочных электродов и листов облицовки для трущихся поверхностей. Сталь 60X5Г10Л также используют для изготовления литых деталей: бронифутеровочных плит дробильно-размольного оборудования, мелющих тел и других, активно работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания. При отсутствии ударного нагружения и чисто истирающем воздействии их можно заменить рассмотренными в работе экономно легированными сталями перлитного класса (70X2ГСМЛ и 150XНМЛ) или азотистой (0X18А1.2) сталью.

В хромитских сталях актуально использование метастабильности аустенита для коррозионной стойкости изделий. Их прочность и пластичность определяются двумя основными механизмами деформационного упрочнения, в частности, пластичность, вызванная двойникованием (TWIP) и пластичность, наведенная превращением (TRIP).

В работе [180] представлен подход, при котором для упрочнения поверхностного слоя используются заготовки с высоким содержанием метастабильного аустенита. При этом авторы указывают, что микроструктура должна быть достаточно стабильной. Это парадоксальное требование объясняется тем, что материал должен обрабатываться без значительных изменений в результате трансформации остаточного аустенита, вызванной деформацией. После механической обработки путем глубокой прокатки вводились высокие контактные напряжения по Герцу, так чтобы происходило вызванное деформацией мартенситное превращение остаточного аустенита. При этом глубокая прокатка обеспечивает изделиям чистую поверхность. С помощью этого метода можно реализовывать упрочнение поверхности без процесса термообработки в производственной линии. Возможным применением этого метода авторы указывают производство подшипников или направляющих. Для подобных применений как нельзя лучше подходит практически безуглеродистая МАС 03X14N11K5M2ЮТ [181].

Аустенитные нержавеющие стали были экспериментально исследованы в работе [182]. Результаты исследований кинетики ДМП в зависимости от температуры и скорости деформирования для стали марки «AISI 304 L» показывают, что температура окружающей среды и скорость деформации оказывают связанное влияние на поведение напряжение – деформация. Различия в прочности и пластичности стали 304 L в испытаниях объясняются механизмом конкуренции между деформационно-индуцированным мартенситным превращением, термическим разупрочнением и скоростным упрочнением. Алмазное выглаживание этой же стали изучено в работах В.П. Кузнецова с сотрудниками [182 – 186]. После закалки в воде от 1050 °С твердость аустенитной матрицы по Бринеллю оказалась 156 НВ, после многопроходного наноструктурирующего выглаживания (алмазного выглаживания) доля остаточного аустенита не превышает 5%.

С точки зрения широкого применения прекрасно себя проявили рассмотренные в работе серийные нержавеющие стали ледебуритного класса (X12МФЛ и 95X18), которые при применении нестандартной термической обработки – высокотемпературной закалки, позволяют повысить износостойкость рабочей поверхности без дополнительных обработок непосредственно в процессе изнашивания, несмотря на исходное снижение твердости после закалки перед испытанием.

Данные об износостойкости сплавов весьма противоречивы и часто несопоставимы, возможно, из-за большого количества публикаций в ущерб качеству [187]. Кроме того, причиной является то, что классификации условий изнашивания применяют в разрезе качественной оценки ударных нагрузок, что затрудняет сопоставление данных, особенно для лабораторных и натуральных испытаний разных исследовательских групп. Практическое значение количественной оценки впервые было мотивировано И.В. Петровым, который назвал критерий коэффициентом динамичности – Кд. Кд определяется на стали 110Г13Л при ударно-абразивном воздействии, как соотношение твердости после испытания образца к его изначальной твердости. Такой критерий основан на способности стали Гадфильда интенсивно наклепываться, аккумулируя потенциальную энергию дефектов решетки после ударного воздействия [188]. Коэффициент динамичности равный полтора подходит клыкам роторных траншейных экскаваторов, две целых две десятых – условиям эксплуатации ковшей экскаваторов. Такой подход не годится для оценки сопротивления чисто абразивному изнашиванию. Пластичный метастабильный аустенит в работе [189] предлагается для повышения абразивной износостойкости прессформ, при этом предлагается придерживаться принципов композита, т.е. комплексно легировать сплавы для формирования дисперсных карбидов ниобия, ванадия и титана в пластичной матрице [190].

Существенным аргументом при рыночной экономике является стоимость материалов. Повышенными износостойкостью и механическими

свойствами отличаются хромованадиевые чугуны [140]. Использование таких чугунов решает проблему переработки многочисленного стального лома с высоким содержанием хрома. Их пластичность и вязкость обеспечиваются, благодаря сочетанию в структуре карбидных фаз различной морфологии. Хотя по этим показателям они уступают ванадиевым, зато превосходят по абразивной износостойкости [191]. Ванадий обеспечивает сплаву способность к дисперсионному твердению в отличие от титана и ниобия. Поэтому мы считаем полезным и практически значимым приведенное в работе сравнение высокохромистых чугунов с экономно легированным чугуном 300X2H4 нихард.

Легирование сплавов марганцем позволяет «запрограммировать» количество аустенита в структуре [192]. Свежие данные о влиянии химического состава на износостойкость высокоуглеродистых сплавов на Fe-Cr-Mn-Si-Mo-V основе в условиях абразивного воздействия, характеризующихся  $M_n$  и  $M_d$ , в литературе практически отсутствуют, за исключением ряда работ В.Л. Малинова.

Известен ряд эмпирических формул для мартенситных точек, рассчитанных на основе данных о химическом составе стали. Такие формулы популярны, но могут применяться только адресно, к сплавам определенного легирования. Для доэвтектоидных углеродистых сталей 0,2 – 0,8 % С, по мнению В.Д. Садовского, наиболее точной является формула А.А. Попова [193]:  $M_n = 520 - 320 \cdot C - 50 \cdot Mn - 30 \cdot Cr - 20 \cdot (Ni + Mo) - 5 \cdot (Cu - Si)$ .

Однако следует помнить, что в стали часто присутствует ряд химических элементов, поэтому их эффект на мартенситную точку не может быть определен суммарно, ведь влияние того или иного элемента зависит не только от степени легирования, но и от взаимовлияния других элементов. Например, авторы отмечают усиление влияния Мо и Cr с увеличением содержания углерода в стали [194].

Для максимально широко исследованных хромоникелевых сталей типа X18H8 рассчитаны эмпирические зависимости условной температуры  $M_d$  от

содержания ключевых легирующих элементов, причем под  $M_d$  понимают температуру, для которой заданная степень деформации обеспечивает получение заранее условленного (порядка 50%) количества  $\alpha$ -мартенсита [20]:  $M_{d30} \text{ (}^\circ\text{C)} = 551 - 462 \cdot (C+N) - 9,2 \cdot Si - 8,1 \cdot Mn - 13,7 \cdot Cr - 29 \cdot (Ni+Cu) - 18,5 \cdot Mo - 68 \cdot Nb$ , где  $M_{d30}$  – температура, при которой деформация растяжением приводила к образованию 50%  $\alpha$ -мартенсита, а количества легирующих элементов взяты в масс. %. Авторами была доказана важная взаимосвязь мартенситной точки с дисперсностью структуры: с уменьшением размера аустенитного зерна на один балл по шкале ASTM  $M_{d30}$  снижается в среднем на 1,4  $^\circ\text{C}$ .

В настоящее время отношения между свойствами и элементным составом в многокомпонентных сплавах изучаются с помощью машинного обучения, моделирования и расчетов из первых принципов [195 – 204].

Нами предпринята попытка охарактеризовать интенсивность протекания деформационного мартенситного превращения непосредственно в процессе эксплуатации рабочей поверхности в терминах дифференциальных уравнений через зависимость прироста эффективной микротвердости на рабочей поверхности от химического состава, а также прироста относительной износостойкости от соотношения фазовых составляющих в результате высокотемпературной закалки.

Развитие трибологии требует разработки моделей оптимизации сложных систем. Успешное решение сложных комплексных задач, которые нельзя свести к одному известному алгоритму, возможно при использовании моделирования, в первую очередь, на основе системного анализа. Максимальное совпадение модели с оригиналом может быть достигнуто при учете основных положений адаптивности. Поэтому важно и полезно накопление новых статистически достоверных данных, чтобы осуществлять постоянную последовательную корректировку параметров моделей.

При правильном объективном подходе с оценкой достоверности и точности результатов внедрение новых технических решений сократит

трудовые затраты и расходы остродефицитных материалов. Такой путь решения задач еще в 80-х был успешно апробирован в других отраслях знаний советскими и зарубежными специалистами В.А. Вениковым, А.А. Гухманом, З. Каттанеком, Л.И. Седовым. В области моделирования частных задач трения и изнашивания крайне интересны исследования М.П. Александрова, Ю.Я. Изаксона, Ю.А. Мишарина, Г.И. Трояновской, Г.А. Фазекаса, В.С. Щедрова, К. Эбихара и К. Хаяши и др. [204].

Эффективность использования машин – это экономическая борьба с преждевременными отказами узлов трения, потерями машиностроительных материалов, необходимых для устранения отказа, борьба с потерями продукции вследствие простоя машины, и, главное, борьба с потерями труда. Известно, что в технически развитых странах затраты на ремонт и межремонтное обслуживание машин в среднем за год составляют 10...15% (до 25%) затрат. Для машин, работающих в особо тяжелых условиях изнашивания (например, в угольной, горной, строительной промышленности и др.), затраты только на капитальные ремонты доходят до 50% их стоимости. Основная масса деталей машин (80...85%) выбывает из строя вследствие интенсивного изнашивания. Это указывает на то, что при проектировании и эксплуатации машин и механизмов еще не всегда используют наиболее эффективные средства уменьшения трения и изнашивания.

Узлы и детали машин на стадии проектирования рассчитывают на прочность. Однако методы оценки долговечности и износостойкости на стадии проектирования по ряду причин в настоящее время в инженерной практике используются недостаточно широко, что затрудняет прогнозирование работоспособности.

В современном машиностроении преобладают единичные или мелкосерийные производства. Даже в США доля продукции машиностроения, выпускаемой массовыми сериями, не превышает 25%. Единичное производство – это соответственно уникальное решение каждого узла трения. Использование готовых даже ранее апробированных решений в

новой машине может окончиться неудачей, так как влияние динамики на узел трения в каждой конструкции различно.

В связи с этим применяют стендовые и эксплуатационные испытания опытных экземпляров машин и их отдельных деталей и узлов на долговечность и износостойкость. Такие виды испытаний требуют много трудозатрат. Выдать рекомендации для тяжело нагруженных узлов и механизмов уникальных машин особенно сложно. Как правило, эти узлы и механизмы определяют работоспособность данных машин. Например, для выпровочно-подбивочно-отделочной путевой машины тяжелого типа (ВПО-3000) железнодорожного транспорта, заменяющей ручной труд 250 рабочих, наиболее слабым узлом является рабочий орган – вибро-уплотнительная плита. По данным эксплуатации этих машин на Северо-Кавказской и Казахской железных дорогах в среднем через 33,5 км или 17 ч эксплуатации приходится ремонтировать машины из-за износа виброплиты. Только за счет сокращения простоев на ремонт этого узла производительность машины может быть увеличена на 15...20 %.

Замена узлов трения многих современных машин сопряжена с большими затратами, поэтому необходима их тщательная отработка на стадии проектирования в том числе с точки зрения научных основ выбора материала.

## **8.2 Примененные результаты**

Отработана технология термической обработки втулок буровых насосов ТВЧ-закалкой для формирования самотрансформируемого в процессе изнашивания слоя рабочей поверхности. Изготовлена опытная партия износостойких вставок из высокоуглеродистых сплавов разных систем легирования, проведены успешные полупромышленные испытания втулок на предприятии ООО «УЗТЕРМО», г. Екатеринбург.

Результаты работы использованы специалистами филиала ООО «Уралмаш НГО Холдинг» при проведении промышленных испытаний опытной партии втулок буровых насосов из стали X12МФЛ, в климатических

условиях региона ЯНАО. Втулки из высокоуглеродистого сплава были термообработаны по разработанной технологии: высокотемпературной ТВЧ-закалкой с обдувом сжатым воздухом и последующим низким отпуском (рис. 8.1).

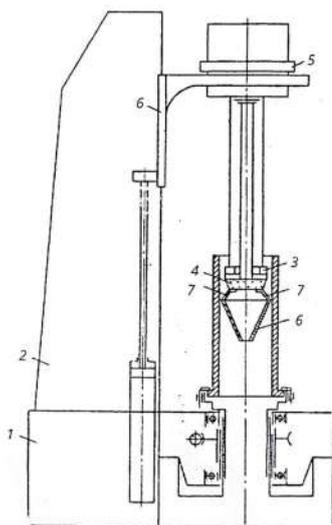


Рисунок 8.1 – Станок для индукционной закалки втулок: 1 – станина с 2 – вертикальной стойкой, 3 – индуктор, со спрейерным устройством – 4, 5 – питающий трансформатор, 6 – водосъемный экран, 7 – брызгоуловитель [205]

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 (см. приложение А к работе).

По завершении закалки (140 с) распределение напряжений в сечении втулки характеризуется сжимающими напряжениями в слое толщиной 10 мм от внутренней поверхности втулки и растягивающими напряжениями у внешней поверхности втулки, максимум которых не превышает 200 МПа.

Образование слоя значительных (до 500 МПа) сжимающих напряжений – дополнительный фактор в пользу повышения эксплуатационной стойкости цилиндровой втулки буровых насосов, за счет деформационного мартенситного превращения и ТРИП-эффекта на рабочей поверхности втулки, как метода повышения долговечности деталей и машин [205].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В известных из литературы работах по использованию принципа метастабильности аустенита Богачева – Минца отсутствует комплексный подход к его эволюции с изменением содержания углерода и химического состава сплава при различных видах изнашивания. Выявление роли метастабильного аустенита, как фактора повышения механических свойств и характеристик ударной вязкости при комнатной и криогенных температурах в метастабильных аустенитных сталях типа 03X14N11K5M2ЮТ различного легирования кобальтом, позволило выявить схожесть протекания структурных превращений при объемном ТРИП-эффекте в малоуглеродистых сталях и микро-ТРИП-эффекте в аустените, полученном высокотемпературной закалкой поверхности изделий из серийных высокоуглеродистых сплавов.

В работе впервые показано, что за одну операцию высокотемпературной закалки в сталях аустенитного, перлитного и ледебуритного классов, а также в графитизированной стали и хромистых чугунах можно получить диссипативную микроструктуру металлической основы, состоящей из мартенсита и большого количества метастабильного остаточного аустенита (от 20 до 80%), превращающегося в мартенсит деформации в процессе изнашивания с высокой способностью к фрикционному упрочнению, выше, чем у стали Гадфильда. С применением профилометрии показано, что в материалах с преимущественно диссипативной структурой закаленной поверхности в процессе абразивного изнашивания глубина рабочего слоя поверхности меньше, чем на поверхности после низкотемпературной закалки. Отделение частиц износа происходит с вовлекаемого объема в два раза меньшей глубины, уменьшается шероховатость поверхности, в результате до 3-х раз повышается абразивная износостойкость.

Снижение исходной твердости после высокотемпературной закалки не вызывает уменьшения абразивной износостойкости, а начиная с температуры

закалки 1000 °С, наоборот, обеспечивает ее дальнейший рост в изученных сплавах. Использование высокотемпературной закалки для фрикционного упрочнения рабочей поверхности идет путем сохранения в структуре метастабильного остаточного аустенита с дальнейшим его ДМП-превращением в мелкодисперсный и нанокристаллический мартенсит деформации на поверхности изнашивания, в результате ТРИП-эффекта и релаксации напряжений.

Наличие микро-ТРИП-эффекта в аустените закаленной поверхности подтверждено электронной микроскопией, указывающей на низкую энергию дефектов упаковки после высокотемпературной закалки, а также EBSD-анализом поверхностного слоя стали 135СГЛ после высокотемпературной закалки и испытаний на изнашивание.

Использованные критерии оценки резервов повышения износостойкости: микротвердость на рабочей поверхности после изнашивания –  $HV_{50\text{изн}}$  и прирост износостойкости –  $\Delta\epsilon$  позволяют управлять химическим составом сплава с целью реализации известного научного принципа метастабильности аустенита. Принцип Богачева – Минца обстоятельно изучен, но принципиальная особенность применительно к данной работе состоит в следующем: за счет высокотемпературной закалки ТРИП-эффект, характерный для малоуглеродистых МАС, реализуется и для высокоуглеродистых сплавов – локально, адресно, в структуре тонкого слоя поверхности, для повышения абразивной износостойкости.

С точки зрения перспективы для дальнейшей разработки темы, малый (до 10 мкм) слой диссипативной структуры на рабочей поверхности должен быть благоприятен сопротивлению материала усталостному разрушению, т.к. наиболее часто фокус и очаг разрушения наблюдаются в поверхностном слое материала детали, где дефекты вызывают наибольшие напряжения. Локально циклическое скольжение по плоскостям возникает даже при небольшой амплитуде напряжений. Результатом циклического скольжения является генерация и накопление дефектов типа дислокаций, вакансий и др., что

приводит к появлению микротрещин в одном или нескольких зернах. Самотрансформация поверхности за счет ДМП должна препятствовать росту трещины.

### **Основные результаты и выводы диссертации:**

1. Впервые получено рекордное сочетание прочностных и пластических свойств в ТРИП-стали 03X14H11K5M2ЮТ. 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 03X14H11K5M2ЮТ 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 высокотемпературной (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 ( $\varepsilon = 3,2$ ), что в три раза выше износостойкости стабильной аустенитной стали 120Г18 ( $\varepsilon = 1,1$ ). 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 ( $\varepsilon = 3,3$ ) в два раза выше износостойкости после закалки от 900 °С ( $\varepsilon = 1,8$ ). 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 ( $HV_{50\text{изн}}$ ) возрастает от 8,9 до 10,1 ГПа в результате высокотемпературной закалки. Диссипативная микроструктура в образцах высокохромистых чугунов 260X16M2 и 250X25MФТ 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 ( $HV_{50\text{изн}} \geq 11$  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 70X2ГСМЛ, 150ХНМЛ, Х12МФЛ, 100X18, 0X18A1.2, 135СГЛ, а также износостойких хромистых чугунов (300X2Н4, 260X16M2, 250X25MФТ). 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 самоотраформации 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.

## СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

В настоящей работе применяют следующие сокращения и обозначения:

ГОСТ – государственный стандарт;

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия;

РСФА – рентгеноструктурный фазовый анализ;

МРСА, РСМА – рентгеноспектральный микроанализ;

ПНП – пластичность, наведённая превращением;

МАС – метастабильные аустенитные стали;

ХПД – холодная пластическая деформация;

ДМП – деформационное мартенситное превращение;

ТРИП-эффект (transformation-induced plasticity) – пластичность, наведённая превращением;

ИЧХ – износостойкий хромистый чугун;

НИХАРД (Ni-Hard, нихард) – общее название марок легированного чугуна, применяемого для изготовления отливок, работающих в условиях абразивного изнашивания;

ЯНАО – Ямало-Ненецкий автономный округ;

$HV_{50изн}$  – микротвердость на рабочей поверхности после изнашивания.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Grachev, S. V. New high-strength corrosion-resistant steels for medical instruments / S. V. Grachev, L. A. Mal'tseva, V. D. Shcherbakov // Biomedical Engineering. – 1994. – No. 2. – P. 24–27.
2. Филиппов, М. А. Роль метастабильного аустенита в повышении абразивной износостойкости стали перлитного класса 150ХНМЛ / М. А. Филиппов, М. С. Хадыев, В. А. Шарапова [и др.] // Сталь. – 2021. – № 8. – С. 44–49.
3. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы : справочник / В. С. Коваленко. – Москва : Metallurgiya, 1970. – 133 с.
4. Грачев, С. В. Исследование пружинных мартенситностареющих сталей на железоникелевой и железохромоникелевой основах / С. В. Грачев, Л. А. Мальцева, С. М. Битюков, В. Ф. Червинский // МДНТП. – 1975. – С. 92–98.
5. Жумаев, А. А. Легирование чугунов марок ИЧ280Х29НЛ и ИЧ330Х17Л с целью повышения их качества / А. А. Жумаев, Х. И. Ахмедов, Ю. Н. Мансуров, В. Ю. Куликов // Черные металлы. – 2023. – № 2. – С. 4–9. DOI 10.17580/chm.2023.02.01.
6. Чоршанбиев, Ш. М. Изготовление высокопрочных отливок из сплава 300Х28Н2Л / Ш. М. Чоршанбиев, Н. Д. Тураходжаев, Н. Х. Таджиев [и др.] // Литейщик России. – 2024. – № 2. – С. 36–38.
7. Бараз, В. Р. Материаловедение высокопрочных сталей и сплавов / В. Р. Бараз, М. А. Филиппов – М. : «Инфра-Инженерия», 2023. – 204 с.
8. Гуляев, А. П. Аустенитные стали высокой прочности / А. П. Гуляев, С. В. Лепнев, Я. М. Потак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1959. – № 1. С. 10–15.
9. Гайдуков, М. Г. Изменение коэффициента упрочнения, связанное с развитием мартенситного превращения при пластической деформации / М.

Г. Гайдуков, В. Д. Садовский // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1958. – № 5. – С. 4–8.

10. Богачев, И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие сплавы / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : *Металлургия*, 1964. – 143 с.

11. Olson, G. B. Mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations / G. B. Olson, M. A. Cohen // *Acta Metallurgica.* – 1972. – V.28. – № 1. – P. 107–118.

12. Гладковский, С. В. Влияние режимов аустенизации на механические характеристики и особенности разрушения мартенситно-стареющих сталей / С. В. гладковский, А. Ю. Калетин, В. М. Счастливец, Ю. Н. Симонов [и др.] // *Физика металлов и металловедение.* – 1994. – Т. 78. – № 2. – С. 159–169.

13. Zackay, V. F. The enhancement of ductility in high-strength steels / V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, R. Busch // *Transactions of the American Society for Metals.* – 1967. – V.60. – P. 252 –259.

14. Богачев, И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М.-Свердловск : *Машгиз [Урало-Сиб. отд-ние]*, 1959. – 111 с.

15. Счастливец, В. М. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов / В. М. Счастливец, М. А. Филиппов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2005. – № 1. С. 6–9.

16. Малинов, Л. С. Исследования и разработки, выполненные в Приазовском техническом университете, по развитию идей И.Н. Богачёва в использовании деформационных мартенситных превращений, реализующихся при нагружении / Л. С. Малинов // В кн. *Проблемы повышения контактной прочности металлических сплавов.* – Екатеринбург : *УГТУ-УПИ*, 2004. – С. 89–95.

17. Коршунов, Л. Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л. Г. Коршунов // Контактная прочность метастабильных металлических сплавов: межвузовский сборник трудов. Свердловск: УПИ. – 1972. – № 210. – С. 72–86.
18. Макаров, А. В. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120, № 3. – С. 327–336. DOI 10.1134/S0015323018120124.
19. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина – М. : Metallurgia, 1983. – 480 с.
20. Филиппов, М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Metallurgia, 1988. – 257 с.
21. Малинов, Л. С. Высокоуглеродистые среднемарганцовистые стали с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // Литейное производство. – 2022. – № 11. – С. 11-17.
22. Филиппов, М. А. Износостойкие стали для отливок / М. А. Филиппов, А. А. Филиппенков, Г. Н. Плотников. – Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2009. – 358 с.
23. Погодаев, Л. И. Современные представления о критериях эрозионной стойкости материалов / Л. И. Погодаев // Трение, износ, смазка. – 2016. – № 66. – С. 1–31.
24. Малинов, Л. С. Создание макродизайна сталей и чугунов технологиями дифференцированной обработки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Е. В. Лаврова // Литейное производство. – 2023. – № 6. – С. 11-15.
25. Попов, В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко. – М. : Metallurgia, 1971. – 160 с.

26. Счастливец, В. М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина. – Екатеринбург : УрО РАН, 2014. – 236 с.

27. Филиппов, М. А. Роль метастабильного аустенита в обеспечении износостойкости и усталостной прочности металлических сплавов / М. А. Филиппов, А. А. Рудаков // В кн. Развитие идей академика В. Д. Садовского. – Екатеринбург : ИФМ УрО РАН, 2008–2009. – С. 311–329.

28. Малинов, Л. С. Выбор состава и режимов термообработки износостойких марганцовистых сталей с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Технология машиностроения. – 2023. – № 5. – С. 23-29.

29. Грачев, С. В. Исследование процессов карбидообразования при нагреве и охлаждении мартенситностареющей стали H16K4M5T2Ю / С. В. Грачев, Л. А. Мальцева // Депонированный библиографический указатель ВИНТИ. – 1982. – № 7. – С. 121–123.

30. Бараз, В. Р. Влияние термомеханической обработки на свойства аустенитных сталей с карбидным и интерметаллидным упрочнением / В. Р. Бараз, А. Н. Маханьков, А. Н. Богомолов, Л. А. Мальцева // Термическая обработка и физика металлов. – Свердловск: УПИ, 1983. – С. 101–106.

31. Панов, Д. О. Эволюция градиентной структуры при термической обработке метастабильной аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой холодной радиальной ковке / Д. О. Панов, Е. А. Кудрявцев, С. В. Наумов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. – № 8 (818). – С. 58–66. DOI 10.30906/mitom.2023.8.58-66.

32. Зельдович, В. И. Структурные и концентрационные изменения при  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращении в сплаве Fe-23,1 % Ni. I. Влияние скорости нагрева и остаточного аустенита / В. И. Зельдович, О. С. Ринкевич, В. Д. Садовский // Физика металлов и металловедение. – 1979. – Т. 47. – № 6. – С. 1201–1212.

33. Zel'dovich, V. I. Structural Changes upon Heating of Austenitic Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting / V. I. Zel'dovich, I. V.

Khomshaya, A. E. Kheifets, D. N. Abdullina // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2022. – Vol. 123. – No. 9. – P. 908–914. DOI 10.1134/s0031918x22090137.

34. Кабалдин, Ю. Г. Влияние режима термообработки на структуру аустенитной стали 07X25H13, полученной методом WAAM / Ю. Г. Кабалдин, С. А. Сорокина, М. А. Чернигин [и др.] // *Черные металлы*. – 2024. – № 2. – С. 59–65. DOI 10.17580/chm.2024.02.10.

35. Петрова, В. Ф. Изменения микроструктуры стали 12X17Г9АН4 - ш в зависимости от скорости охлаждения / В. Ф. Петрова, А. С. Максимова, Е. А. Пожилова // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. – 2022. – № 6 (265). – С. 92–97. DOI 10.35211/1990-5297-2022-6-265-92-97.

36. Ботвина, Л. Р. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности / Л. Р. Ботвина – Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – М. : Наука, 2008. – 334 с.

37. Грачев, С. В. Влияние температуры аустенизации на фазовый состав и свойства мартенситностареющей стали H16K4M5T2Ю / С. В. Грачев, Л. А. Мальцева // *Термическая обработка и физика металлов*. – Свердловск : УПИ, 1984. – С. 76–81.

38. Шишов, В. Ф. Механические свойства при отрицательных температурах мартенситностареющей стали ЧС4-ви в закаленном состоянии / В. Ф. Шишов // *Технико-технологические проблемы сервиса*. – 2023. – № 4 (66). – С. 45–47.

39. Богомолов, А. Н. Структурные и фазовые изменения при нагреве деформированных сталей / А. Н. Богомолов, В. Р. Бараз, А. Н. Махоньков, Л. А. Мальцева, О. И. Богомолова // *Термическая обработка, структура и свойства металлов*. – Свердловск : УПИ, 1985. – С. 20–25.

40. Грачев, С. В. Теплостойкие и коррозионностойкие пружинные стали / С. В. Грачев, В. Р. Бараз. – М. : Металлургия, 1989. – 144 с.

41. Спиридонова, К. В. Структурно-фазовые превращения 12 % хромистой феррито-мартенситной стали ЭП-823 / К. В. Спиридонова, И. Ю. Литовченко, Н. А. Полехина [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2023. – Т. 66, № 6. – С. 725–732. DOI 10.17073/0368-0797-2023-6-725-732.

42. Грачев, С. В. Стабильность аустенита и свойства деформационно-старееющих хромоникелевых сталей / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, А. Н. Маханьков, Л. А. Мальцева // Структура и физико-механические свойства немагнитных сталей. – М. : Наука, 1986. – С. 63– 67.

43. Вороненко, Б. И. Современные коррозионностойкие аустенитно-ферритные стали / Б. И. Вороненко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 10. – С. 20– 29.

44. Бараз, В. Р. Поверхностная пластическая деформация пружинных материалов: особенности структуры и свойств / В. Р. Бараз, Е. А. Ишина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. – № 4 (814). – С. 41–45. DOI 10.30906/mitom.2023.4.41-45.

45. Маханьков, А. Н. Влияние дестабилизации аустенита на особенности развития обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  перехода / А. Н. Маханьков, В. Р. Бараз, А. Н. Богомоллов, Л. А. Мальцева // Термическая обработка и физика металлов. – Свердловск: УПИ, 1986. – С. 81–86.

46. Грачев, С. В. Изменение модуля упругости при закалке и старении мартенситностареющей стали / С. В. Грачев, Л. А. Мальцева // Известия АН СССР, Металлы. – 1986. – № 2. – С. 128 –132.

47. Лобанов, М. Л. Методы исследования текстур в материалах : учеб.-метод. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардонина, Г. М. Русаков. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 115 с.

48. Макаров, А. В. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, А. Л. Осинцева [и др.] //

Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92. DOI 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.

49. Макаров, А. В. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2004. – Т. 47. – № 8. – С. 65–80.

50. Емелюшин, А. Н. Абразивная износостойкость легированных железоуглеродистых сплавов / А. Н. Емелюшин, В. А. Казанков, Ю. А. Хворых // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : Тезисы докладов 79-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 19–23 апреля 2021 года. Том 1. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2021. – С. 126.

51. Коршунов, Л. Г. Прочностные и трибологические свойства нанокристаллических структур, формирующихся в сталях и сплавах при абразивном и адгезионном изнашивании / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко // Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов. Екатеринбург: УрО РАН. – 2005. – Т. 1. – С. 288–305.

52. Иванова, В. С. Междисциплинарный анализ диссипативного состояния физико-химических систем при их эволюции / В. С. Иванова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 9. – С. 12–19.

53. Никифорова, С. М. Термообработка износостойких сталей для насосов буровых установок Известия высших учебных заведений / С. М. Никифорова, М. А. Филиппов, Г. Н. Плотников, А. С. Жилин, С. В. Беликов. // Нефть и газ. – 2015. – № 4. – С.116–120.

54. Filippov, M. A. Engineering method for analysis of the ability to strain-hardening of steels / M. A. Filippov, E. I. Korzunova, V. A. Sharapova // Solid State Phenomena. – 2021. – Vol. 299. – P. 1190–1194.

55. Малинов, Л. С. Повышение абразивной износостойкости чугунов получением многофазной структуры с метастабильным аустенитом / Л. С. Малинов // Литейное производство. – 2023. – № 7. – С. 8–13.

56. Блантер, М. Е. Теория термической обработки / М. Е. Блантер. – М. : Metallurgia, 1984. – 328 с.

57. Мирзаев, Д. А. Кинетическая теория образования пакетного мартенсита / Д. А. Мирзаев, К. Ю. Окишев // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgia. – 2007. – № 21 (93). – С. 9–14.

58. Коршунов, Л. Г. Влияние карбидной фазы на трибологические свойства высокомарганцовистых антиферромагнитных аустенитных сталей, легированных ванадием и молибденом / Л. Г. Коршунов, И. И. Косицына, В. В. Сагарадзе, Н. Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 112. – № 1. – С. 94–104.

59. Макаров, А. В. Нанокристаллические структуры трения / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко // VII Всероссийская конференция по наноматериалам : Сборник материалов, Москва, 18–22 мая 2020 года. – Москва: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), 2020. – С. 66–67.

60. Коршунов, Л. Г. Влияние алюминия на структурные превращения и износостойкость стали Гадфильда при трении / Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119. – № 7. – С. 746–752. DOI 10.1134/S0015323018070057.

61. Георгиева, И. Я. Деформационное двойникование и механические свойства аустенитных марганцевых сталей / И. Я. Георгиева, А. А. Гуляев, Е. Ю. Кондратьева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1976. – № 8. – С. 56–58.

62. Березовская, В. В. Влияние деформации на структуру, механические и коррозионные свойства высокоазотистой аустенитной стали

07X16AG13M3 / В. В. Березовская, М. С. Хадыев, Е. А. Меркушкин, Ю. А. Соколовская // *Металлы*. – 2013. – № 6. – С. 54–62.

63. Тукеева, М. С. Особенности развития механического двойникования при холодной прокатке  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  монокристаллов стали гадфильда / М. С. Тукеева, Е. В. Мельников, Е. Г. Астафурова // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2010. – Т. 53. – № 11-3. – С. 10–13.

64. Никифорова, С. М. формирование структуры металлической основы износостойких хромистых сталей и чугунов при термической обработке: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Екатеринбург: УрФУ. – 2017. – 20 с.

65. Малинов, Л. С. Повышение абразивной износостойкости сталей / Л. С. Малинов, И. Е. Малышева, Д. В. Бурова // *Металлургия машиностроения*. – 2021. – № 4. – С. 16–21.

66. Черниченко, Р. С. Эволюция структуры, текстуры и механических свойств аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой холодной радиальной ковке, при последедеформационных отжигах / Р. С. Черниченко, Д. О. Панов, С. В. Наумов [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 2023. – Т. 124. – № 6. – С. 524–532. DOI 10.31857/S0015323023600120.

67. Бецофен, С. Я. Влияние отпуска на фазовый состав и текстуру  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз трип-стали ВНС9-III / С. Я. Бецофен, А. А. Ашмарин, В. Ф. Терентьев [и др.] // *Деформация и разрушение материалов*. – 2021. – № 5. – С. 22–28. DOI 10.31044/1814-4632-2021-5-22-28.

68. Гервасьев, М. А. Структура и износостойкость валковых сталей с 5 % хрома / М. А. Гервасьев, Ю. В. Худорожкова, М. А. Филиппов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2010. – № 10. – С. 16–20.

69. Чейлях, А. П. Влияние закалки на структуру, состав метастабильного остаточного аустенита и абразивную износостойкость цементованных конструкционных сталей / А. П. Чейлях, М. А. Рябикина, Н.

Е. Караваева // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2012. – № 25. – С. 95–101.

70. Феоктистов, Н. А. Формирование структуры и свойств заэвтектоидной валковой стали / Н. А. Феоктистов // Черные металлы. – 2023. – № 6. – С. 47–51. DOI 10.17580/chm.2023.06.07.

71. Дубский, Г. А. Физико-механические свойства среднеуглеродистой легированной стали 150ХНМ / Г. А. Дубский, Д. М. Долгушин, А. А. Нефедьев [и др.] // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. – 2023. – Т. 14. – № 1. – С. 90–94.

72. Муратов, В. С. Совершенствование режимов термической обработки сталей 95Х18 и 30ХГСН2А для изделий перспективной авиационной техники / В. С. Муратов, Е. А. Морозова, Н. С. Якимов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2024. – Т. 22. – № 1. – С. 40–45. DOI 10.36652/1684-1107-2024-22-1-40-45.

73. Севальнев, Г. С. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса / Г. С. Севальнев, А. В. Востриков, Д. Ю. Нефедкин [и др.] // Труды ВИАМ. – 2023. – № 10 (128). – С. 13–23. DOI 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.

74. Севальнев, Г. С. Исследование влияния карбидной неоднородности на контактную выносливость высокоуглеродистой комплексно легированной стали / Г. С. Севальнев, Е. Н. Коробова, Д. Н. Романенко, А. В. Дорошенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2022. – Т. 18. – № 1 (205). – С. 36–40. DOI 10.36652/1813-1336-2022-18-1-36-40.

75. Коробов, Ю. С. Сравнительная стойкость против кавитационной эрозии аустенитных сталей различного уровня метастабильности / Ю. С. Коробов, Х. Л. А. Алван, А. В. Макаров, В. А. Кукареко, В. А. Сирош, М. А. Филиппов, С. Х. Эстемирова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – № 24 (1). – С. 61–72.

76. Filippov, M. A. Heat treatment effect on ledeburite alloys wear resistance / M. A. Filippov, V. A. Sharapova, V. P. Shveykin, S. M. Nikiforova // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 38. – P. 1810–1812.

77. Столяров, В. В. Деформационное поведение метастабильной аустенитной стали при низких и умеренных температурах / В. В. Столяров, А. В. Фролова, Й. В. Тилак Кумар, Й. Сюдха // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2021. – № 6 (792). – С. 45–51.

78. Алимов, В. И. Совершенствование производства деталей из стали 110Г13Л для дробильно-размольного оборудования / В. И. Алимов, А. П. Штышно, И. И. Баирова // *Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении*. – 2021. – № 3 (36). – С. 50–60.

79. Болховитинов, Н. Ф. *Металловедение и термическая обработка* / Н. Ф. Болховитинов. – 5-е изд., доп. и перераб. – М. : Машгиз, 1961. – 463 с.

80. Сун, Ч. Анализ причин растрескивания мелющих шаров при эксплуатации / Чжаоян Сун, Исун Пу, Чжисинь Лю, Баоци Ван // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 2 (800). – С. 59–65. DOI 10.30906/mitom.2022.2.59-65.

81. Чейлях, Я. А. Разработка состава экономнолегированной Fe-Cr-Mn наплавленной износостойкой стали с регулированием содержания и метастабильности аустенита / Я. А. Чейлях, В. В. Чигарев // *Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. – 2011. – № 22. – С. 103–108.

82. Krivobok, V. N. On the structure of high-strength steels. / V. N. Krivobok // *Trans. Amer. Soc. Steel Treat.* – 1929. – Vol. 15. – No. 6. – P. 893–956.

83. Волков, С. Ю. Взаимосвязь механических свойств износостойких чугунов и марганцевых сталей / С. Ю. Волков, В. М. Колокольцев, М. Г. Потапов // *Литейное производство*. – 2023. – № 11. – С. 6–10.

84. Дворук, В. И. Влияние типа почвы на разрушение низколегированных сталей при изнашивании / В. И. Дворук, К. В. Борак, И. А. Бучко, Н. А. Кириенко // Трение и износ. – 2022. – Т. 43. – № 6. – С. 583–593. DOI 10.32864/0202-4977-2022-43-6-583-593.

85. Ребиндер, П. А. Исследования в области поверхностных явлений / П. А. Ребиндер. – Москва-Ленинград : ОНТИ, 1936. – 300 с.

86. Грозин, Б. Д. Развитие трения и изнашивания / Б. Д. Грозин // Сборник трудов совещания по вопросам трения и изнашивания. – М. : Изд. АН СССР, 1957.

87. Канаев, А. Т. Об оптимальном диапазоне твердости колесной и рельсовой стали / А. Т. Канаев, А. Е. Молдахметова, А. А. Канаев [и др.] // Сталь. – 2023. – № 6. – С. 24–29.

88. Айбиндер, С. Б. Исследования трения и сцепления твердых тел : доклад-обзор опублик. работ, предост. на соиск. Ученой степени д.т.н. / Семен Борисович Айбиндер. – Рига, АН Латв.ССР, 1966. – 109 с.

89. Чухлеб, А. Н. Исследование процессов изотермической закалки серого чугуна и повышение его износоустойчивости / А. Н. Чухлеб // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1956. – № 12. С. 33–35.

90. Лядский В. Б. Антифрикционные свойства марганцовистого чугуна / В. Б. Лядский, В. И. Шабалов // Литейное производство. – 1964. – № 12. – С. 30–35.

91. Любарский, И. М. Повышение износоустойчивости тяжело нагруженных шестерен / И. М. Любарский. – М. : Машиностроение, 1965. – 133 с.

92. Блинов, В. М. Влияние углерода и азота на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей / В. М. Блинов, А. М. Глезер, И. О. Банных [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 8. – С. 13–20. DOI 10.31044/1814-4632-2021-7-13-20.

93. Блинов, В. М. Влияние легирующих элементов замещения на энергию дефектов упаковки аустенитных сталей / В. М. Блинов, И. О.

Баннх, Е. И. Лукин [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 5. – С. 11–17. DOI 10.31044/1814-4632-2021-5-11-17.

94. Wang, Z. Effect of chemistry on martensitic phase transformation kinetics and resulting properties of additively manufactured stainless steel / Z. Wang, Аю Beese // *Acta Materialia* – 2017. – Vol. 131. – P. 410–422. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.022

95. Богачев, И. Н. Упрочнение аустенитных сталей при холодной пластической деформации / И. Н. Богачев, С. Б. Рожкова // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 1963. – № 7. – С. 162–168.

96. Богачев, И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1964. – 114 с.

97. Коршунов, Л. Г. Влияние мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения на трибологические свойства хромомарганцевых аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2019. – № 5. – С. 48–59. DOI 10.17804/2410-9908.2019.5.048-059.

98. Эфрос, Н. Б. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя высокохромистых мартенситных сплавов при абразивном воздействии и трении скольжения / Н. Б. Эфрос, Л. Г. Коршунов, Б. М. Эфрос [и др.] // *Физика и техника высоких давлений*. – 2014. – Т. 24. – № 3-4. – С. 129–139.

99. Коршунов, Л. Г. Влияние фрикционного наноструктурирования на состояние карбидной фазы в стали Гадфильда / Л. Г. Коршунов, В. В. Сагарадзе, Н. Л. Черненко, В. А. Шабашов // VII Международная конференция "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов" : Сборник материалов, Москва, 07 – 10 ноября 2017 года. – Москва: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), 2017. – С. 282–284.

100. Чейлях, А. П. Влияние составов и термической обработки на метастабильность структуры и свойства износостойких чугунов системы Fe - Cr - Mn - C / А. П. Чейлях, Я. А. Чейлях, И. М. Олейник, В. Кайминг // Черные металлы. – 2021. – № 4. – С. 44–50. DOI 10.17580/chm.2021.04.08.

101. Чзан, Б. Влияние термической обработки на микроструктуру и твердость вала из высокохромистого чугуна / Бо-Хань Чзан, Хао-Нань Ли, Цзе-Бин Лю [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. – № 8 (818). – С. 48–57. DOI 10.30906/mitom.2023.8.48-57.

102. Малинов, Л. С. Универсальность принципа получения в структуре сталей и чугунов метастабильного аустенита для повышения их абразивной износостойкости / Л. С. Малинов // Трение и износ. – 2022. – № 3 (43). – С. 282–291.

103. Костина, М. В. Особенности сталей, легированных азотом / М. В. Костина, О. А. Банных, В. М. Блинов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – №12. – С. 3–6.

104. Speidel, M. O. From high nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA) / M. O. Speidel // in High Nitrogen Steel M. O. Speidel (Eds.), 2003 / vdf Hochsch-Verl an der ETH – Zürich, 2003. – P. 1–9.

105. Банных, О. А. О взаимосвязи износостойкости с фазовым составом механическими свойствами новых высокоазотистых железохромистых сплавов / О. А. Банных, В. М. Блинов, М. В. Костина, М. А. Филиппов, М. С. Хадыев, Ю. Р. Немировский, Т. А. Белозерова // Металлы. – 2000. – № 2. – С. 57–64.

106. Дружинина, М. Э. Исследование фрикционного взаимодействия высокоазотистой аустенитной стали в условиях сухого трения скольжения / М. Э. Дружинина, Г. С. Севальнев, Д. Н. Романенко [и др.] // Будущее машиностроения России 2022 : сборник докладов. XV Всероссийская конференция молодых ученых и специалистов (с международным участием), Москва, 21–24 сентября 2022 года. Том 1. – Москва: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2023. – С. 201–207.

107. Блинов, В. М. Влияние термической обработки на структурные превращения и свойства высокоазотистых хромистых сталей / В. М. Блинов, А. В. Елистратов, Е. И. Морозова, А. Г. Рахштадт, М. В. Костина, А. Г. Колесников, А. И. Плохих // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2000. – № 6. – С.19–24.

108. Костина, М. В. Материалы для Арктики Коррозионностойкая высокопрочная литейная хладостойкая аустенитная сталь для деталей и конструкций, используемых в высоких широтах и на шельфе / М. В. Костина, Л. Г. Ригина, С. О. Мурадян [и др.] // *Деловой журнал Neftegaz.RU.* – 2021. – № 11 (119). – С. 46–51.

109. Филиппов, М. А. Влияние термической обработки на износостойкость при абразивном изнашивании высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей / М. А. Филиппов, Т. А. Белозерова, В. М. Блинов, М. А. Костина, Е. В. Вальков // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2006. – № 4. – С. 29–33.

110. Костина, М. В. Исследование свойств аустенитной сложнолегированной, высокоазотистой стали различных вариантов производства методами литья, спецэлектрометаллургии и горячей деформации / М. В. Костина, Л. Г. Ригина, С. О. Мурадян, А. И. Ильинский, В. С. Костина // *Электрометаллургия.* – 2022. – № 4. – С. 2–14.

111. Кудряшов, А. Э. Структура, механические свойства и хладостойкость литейной азотосодержащей высокопрочной аустенитной стали / А. Э. Кудряшов, М. В. Костина, С. О. Мурадян [и др.] // *Литейное производство.* – 2022. – № 11. – С. 18–20.

112. Костина, М. В. Фазовые превращения в азотсодержащих сталях на основе 13% Cr / М. В. Костина, Л. Г. Ригина А. Э. Кудряшов [и др.] // *Металлы.* – 2024. – № 2. – С. 52–63. DOI: 10.31857/S0869573324025263.

113. Филиппов, М. А. Повышение износостойкости хромистых чугунов термической обработкой / М. А. Филиппов, В. А. Шарапова, В. П. Швейкин // *Литейщик России.* – 2020. – № 8. – С. 35–40.

114. Белоусов, Г. С. Свойства железомарганцевого аустенита, легированного азотом до сверхравновесных концентраций / Г. С. Белоусов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 2. – С. 56–59.

115. Makarov, A. V. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension / A. V. Makarov, R. A. Savrai, N. A. Pozdejeva, S. V. Smirnov, D. I. Vichuzhanin, L. G. Korshunov, I. Yu Malygina // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Volume 205. – Issue 3. – P. 841–852. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.08.025>.

116. Savrai, R. A. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: microstructure and surface properties // R. A. Savrai, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, E. G. Volkova // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Volume 734. – P. 506–512. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.099>.

117. Макаров, А. В. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, В. Б. Выходец [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2010. – Т. 110. – № 5. – С. 530–544.

118. Макаров, А. В. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А / А. В. Макаров, Л. Г. Коршунов, И. Ю. Малыгина, А. Л. Осинцева // Физика металлов и материаловедение. – 2007. – Т. 103. – № 5. – С. 536–548.

119. Коршунов, Л. Г. Структурные и трибологические эффекты, инициированные трением в аустенитной хромоникелевой стали / Л. Г. Коршунов, Н. Л. Черненко // Тез. докл. XXV Уральская школа металлоспециалистов Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов / Изд-во Урал. ун-та. – Екатеринбург, 2020. – 157 с.

120. Hwang, B. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.-H. Lee, S.-J. Park, Ch.-S. Oh, S.-J. Kim // *Materials Science and Engineering: A.* – 2011. – Vol. 528. – № 24. – P. 7257–7266.

121. Yuan, Z. Impact properties of high-nitrogen austenitic stainless steels / Z. Yuan, Q. Dai, X. Cheng, K. Chen, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A.* – 2008. – Vol. 475. – P. 202–206.

122. Wang, S. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen-alloyed austenitic stainless steels / S. Wang, K. Yang, Y. Shan, L. Li // *Materials Science & Engineering A.* – 2008. – Vol. 490. – Is. 1-2. – P. 95–104.

123. Костина, М. В. Влияние химического состава и термической обработки на коррозионные свойства высокоазотистых сплавов на основе железа, содержащих 15–24 % Cr / М. В. Костина, О. А. Банных, В. М. Блинов А. В. Дымов, В. В. Березовская // *Металлы.* – 2001. – № 3. – С. 26–34.

124. Коршунов, Л. Г. Испытания металлов на износостойкость при трении / Л. Г. Коршунов // *Металловедение и термическая обработка стали* Справ. Кн. 1,2. М. : *Металлургия*, 1991. – С. 387–411.

125. Davydov, S. V. Fe – 100 % C diagram. Part 1. Basic contradictions of the Fe – Fe<sub>3</sub>C diagram / S. V. Davydov // *Chernye Metally.* – 2023. – № 2. – P. 66–73.

126. Давыдов, С. В. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-100%С / С. В. Давыдов // *Литейное производство.* – 2023. – № 2. – С. 2–11.

127. *Материалы в машиностроении. Выбор и применение. Т. 4. Чугун* / Колл. авт. под ред. А. А. Жукова и А. Д. Шермана. – М. : *Машиностроение*, 1969. – 250 с.

128. Таран-Жовнир, Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Ю. Н. Таран-Жовнир, В. И. Мазур. – М. : *Металлургия*, 1978. – 312 с.

129. Бунин, К. П. Строение чугуна / К. П. Бунин, Ю. Н. Таран – М. : *Металлургия*, 1972. – 160 с.

130. Чугун. Справочник. / Под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М. : Металлургия, 1991. – 574 с.
131. Гиршович, Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М. : Машиностроение, 1966. – 562 с.
132. Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в стали и чугуне : сборник статей. / вып. 3, Жуков А. А., Шалашов В. А. – М. : ВНИИЛТЕКМАШ, 1967. – 184 с.
133. Справочник по машиностроительным материалам: Том 3. / Под ред. Н. Ф. Болховитинова и А. Ф. Ланда. – М. : Машгиз, 1959. – 359 с.
134. Баландин, Г. Ф. Основы теории формирования отливки / Г. Ф. Баландин. – М. : Машиностроение, 1976. – 328 с.
135. Тодоров, Р. П. Структура и свойства отливок из графитизированной стали / Р. П. Тодоров, М. В. Николов. - Москва : Металлургия, 1976. – 167 с.
136. Комаров, О. С. Связь микроструктуры со свойствами высокохромистых чугунов / О. С. Комаров, В. М. Садовский, В. И. Урбанович, С. В. Григорьев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 20–23.
137. Малинов, Л. С. Повышение износостойкости графитизированной стали получением в структуре метастабильного аустенита / Л. С. Малинов, Д. В. Бурова, В. Д. Гоманюк, П. А. Яровая // Трение и износ. – 2021. – Т. 42. – № 2. – С. 145–152. DOI 10.32864/0202-4977-2021-42-2-145-152.
138. Макаров, А. В. Износостойкость заэвтектидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита / А. В. Макаров, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 97. – № 5. – С. 94–105.
139. Емелюшин, А. Н. Влияние ориентировки и дисперсности карбидов на износостойкость литого инструмента из хромистых чугунов / А. Н. Емелюшин, Н. М. Мирзаева, Д. А. Мирзаев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1983. – № 4. – С. 72–75.

140. Емелюшин, А. Н. Структура и свойства режущего и прессового инструмента из высокохромистых сплавов / А. Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, С. П. Нефедьев [и др.] // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования : Тезисы докладов 77-й международной научно-технической конференции, Магнитогорск, 22–26 апреля 2019 года. Том 1. – Магнитогорск: Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, 2019. – С. 174.

141. Цыпин, И. И. Белые износостойкие чугуны / И.И. Цыпин. – М. : Metallurgia, 1983. – 176 с.

142. Филиппов, М. А. Влияние высоко- и низкотемпературной термообработки на структуру и абразивную износостойкость чугунов типа «Нихард» / М. А. Филиппов, Л. А. Мошечкова, С. О. Морозов, В. А. Шарапова, В. П. Швейкин // Литейщик России. – 2021. – № 9. – С. 29 – 33.

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

144. Жумаев, А. А. Анализ микроструктуры износостойких хромистых чугунов после термической обработки / А. А. Жумаев, К. Э. Барановский, Ю. Н. Мансуров // Литье и металлургия. – 2021. – № 1. – С. 142–148. DOI 10.21122/1683-6065-2021-1-142-148.

145. Куликов, В. И. Легированный чугун. Энциклопедия. Машиностроение. Том 2. Стали. Чугуны. / В. И. Куликов. – М. : Машиностроение, 2001. – С. 601–676.

146. Петроченко, Е. В. Пути повышения специальных свойств комплексно-легированных белых чугунов / Е. В. Петроченко, О. С. Молочкова, Е. А. Трофимова // Теория и технология металлургического производства. – 2023. – № 1 (44). – С. 24 – 29.

147. Долгий, Л. П. Получение изделий ответственного назначения из износостойкого чугуна ЧХ16М2 / Л. П. Долгий, В. А. Калиниченко, М. Л.

Калиниченко, П. Е. Лущик // Литейное производство. – 2020. – № 1. – С. 9–11.

148. Иванова, В. С. Синергетика в металловедении / В. С. Иванова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 2. – С. 12–19.

149. Капица, С. П. Синергетика и прогнозы будущего / С. П. Капица, С. П. Курдюмов, Г. Г. Малинецкий. – 3. изд. – М. : УРСС, 2003. – 283 с.

150. Зайцев, А. А. Нелинейные структуры в синергетике : [видео] // Союзвзфильм : [сайт]. – Москва, 1987. – (19 мин 26 с). – (Технологии). – URL: [https://youtu.be/Dj\\_h9I3KZpc](https://youtu.be/Dj_h9I3KZpc) (дата обращения: 08.11.2023).

151. Бердник, О. Б. О возможности применения критериев синергетики при оптимизации режимов термической обработки / О. Б. Бердник, И. Н. Царева // Машиностроение и инженерное образование. – 2021. – № 1-2 (66). – С. 22–27.

152. Скуднов, В. А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении : учебное пособие для студентов специальности 150105 "Металловедение и термическая обработка металлов" / В. А. Скуднов ; В. А. Скуднов ; Федеральное агентство по образованию, Гос. образовательное учреждение высш. проф. образования Нижегородский гос. техн. ун-т им. Р. Е. Алексеева. – Нижний Новгород : Нижегородский гос. техн. ун-т, 2007. – ISBN 978-5-93272-447-7.

153. Алеутдинова, М. И. О самоорганизации поверхностного слоя конструкционной стали при сухом скольжении по закаленной стали под воздействием электрического тока / М. И. Алеутдинова // Вопросы материаловедения. – 2021. – № 2 (106). – С. 29–37. DOI 10.22349/1994-6716-2021-106-2-29-37.

154. Баранникова, С. А. Картины локализации деформации на стадии предразрушения в биметалле углеродистая сталь - нержавеющая сталь / С. А. Баранникова, Ю. В. Ли // Известия высших учебных заведений. Черная

металлургия. – 2023. – Т. 66. – № 3. – С. 320–326. DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-320-326.

155. Мальцева, Л. А. О влиянии напряженного состояния на образование мартенсита деформации в стали 03X14H11K5M2ЮТ / Л. А. Мальцева, Ю. Н. Логинов, Т. В. Мальцева, В. А. Шарапова // *Металлы*. – 2013. – № 5. – С. 85–92.

156. Мальцева, Л. А. 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.

157. Зуев, Л. Б. Кинетика развития паттернов макролокализации пластического течения металлов / Л. Б. Зуев, С. А. Баранникова, Б. С. Семухин // *Физика твердого тела*. – 2018. – № 7. – С. 1358–1364. DOI: 10.21883/FTT.2018.07.46123.020.

158. Abel, A. The effect of cyclic loading on subsequent yielding/ A. Abel, H. Muir // *Acta metallurgica*. – 1973. – V. 21. – № 2. – P. 99–105.

159. Баранникова, С. А. Исследование локализации деформации на начальных стадиях пластического течения высокомарганцевистой стали / С. А. Баранникова // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2022. – Т. 65. – № 10. – С. 699–705. DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-699-705.

160. Wei, R. P. Observation of Dislocation Loop Arrays in Fatigued Polycrystalline Pure Iron / R. P. Wei, A. J. Baker // *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*. – 1965. – V. 11. – № 113. – P. 1087–1091. <https://doi.org/10.1080/14786436508223967>.

161. Фарбер, В. М. Дислокационная структура в полосе локализованной деформации, формирующейся при растяжении нормализованного образца стали 09Г2С / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, А.

Н. Морозова [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2023. – Т. 26. – № 5. – С. 53–60. DOI 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_5\_53.

162. Olson, G. B. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation / Olson G. B., Cohen, M. // Metallurgical Transactions A. – 1975. – № А 6. – P. 791–795. <https://doi.org/10.1007/BF02672301>.

163. Филиппов, М. А. 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.

164. 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.

165. 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.

166. Mu, W. Predicting strain-induced martensite in austenitic steels by combining physical modelling and machine learning / W. Mu, M. Rahaman, F. L. Rios, J. Odqvist, P. Hedström // Materials & Design. – 2021. – Vol. 197. – 109199. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109199>.

167. Kaczmarczyk, J. Modelling of strain-induced martensite formation in advanced medium-Mn automotive sheet steel. / J. Kaczmarczyk, A. Grajcar, A. Kozłowska, J. S. Cruz Banuelos, J. Opara, N. Tatke // Continuum Mechanics and Thermodynamics. – 2023. – № 35. – P. 1841–1858. <https://doi.org/10.1007/s00161-023-01202-2>.

168. Mukarati, T. W. Modeling of the Kinetics of Strain-Induced Martensite Transformation and the Transformation-Induced Plasticity Effect in a Lean-Alloyed Metastable Austenitic Stainless Steel [Электронный документ] / Т.

W. Mukarati, R. J. Mostert, and C. W. Siyasiya // Steel research international. – 2022. – № 93. – 2100459. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1002/srin.202100459>.

169. Cheng, L. Kinetics of deformation-induced martensitic transformation under cyclic loading conditions / Luo Cheng, Sun Jingyu, Zeng Wu, Yuan Huang // Scripta Materialia. – 2020. – Vol. 189. – P. 53–57. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.08.003>.

170. Naghizadeh, M. Modeling the kinetics of deformation-induced martensitic transformation in AISI 316 metastable austenitic stainless steel / Meysam Naghizadeh, Hamed Mirzadeh // Vacuum. – 2018. – Vol. 157. – P. 243–248. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.08.066>.

171. Trinh, T. D. Crystal Plasticity Simulation on Strain-Induced Martensitic Transformation in Crystalline TRIP Steel by Coupling with Cellular Automata / T. D. Trinh, T. A. Iwamoto // Metals. – 2021. – 11. – 1316. <https://doi.org/10.3390/met11081316>.

172. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в легированных сталях / М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина, Д. И. Лебедев [и др.] // Сталь. – 2023. – № 5. – С. 37–44.

173. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. В 2-х ч. / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 472 с.

174. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М. : Металлургия, 1975. – 456 с.

175. Филиппов, М. А. 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.

176. Гольдштейн, М. И. Специальные стали. Учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю.Г. Векслер // М. : Металлургия, 1985. – 408 с.

177. Гервасьев, М. А. 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.

178. Мальцева, Л. А. 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. Горулева // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 5. – С. 23–31.

179. Мальцева, Л. А. 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.

180. Brinksmeier, E. Surface hardening by strain induced martensitic transformation / E. Brinksmeier, M. Garbrecht, D. Meyer et al. // Production Engineering. Res. Devel. – 2008. – № 2. P. 109–116. <https://doi.org/10.1007/s11740-007-0060-6>.

181. Мальцева, Л. А. 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.

182. Zihao, Q. Role of strain-induced martensitic phase transformation in mechanical response of 304L steel at different strain-rates and temperatures [Электронный документ] / Qin Zihao, Xia Yong // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Vol. 280. – 116613. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116613>.

183. Кузнецов, В. П. Технологии формирования и методы исследования наноструктурированного поверхностного слоя конструкционных материалов: учебное пособие / В. П. Кузнецов, А. С. Скоробогатов, А. А. Попов. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2020. – 188 стр.

184. Татаринцев, И. В. Влияние выглаживания и деформирующего профилирования смазочных микровпадин на параметры топографии и упрочнение плосковершинной поверхности стали 40X13 / И. В. Татаринцев, В. П. Кузнецов, В. В. Воропаев [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2023. – Т. 19. – № 12 (228). – С. 543–550. DOI 10.36652/1813-1336-2023-19-12-543–550.

185. Кузнецов, В. П. Влияние скорости скольжения и количества проходов индентора на структуру и микротвердость поверхностного слоя стали AISI 304 / В. П. Кузнецов, А. В. Косарева, М. С. Карабаналов [и др.] // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии : Тезисы докладов Международной конференции, Томск, 11–14 сентября 2023 года. – Томск: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 2023. – С. 36–37.

186. Кузнецов, В. П. Влияние нормальной силы на сглаживание и упрочнение поверхностного слоя стали 03X16H15M3T1 при сухом алмазном выглаживании сферическим индентором / В. П. Кузнецов, А. В. Макаров, А. С. Скоробогатов [и др.] // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24. – № 1. – С. 6–22. DOI 10.17212/1994-6309-2022-24.1-6-22.

187. Горленко, А. О. Аспекты природы изнашивания / А. О. Горленко, С. В. Давыдов, В. П. Тихомиров, Е. В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2023. – Т. 27. – № 1. – С. 8–24. DOI 10.21869/2223-1560-2023-27-1-8-24.

188. Петров, И. В. Испытание износостойких наплавленных сплавов / И. В. Петров // Сварочное производство. – 1968. – № 11. – С. 21–24.

189. Попов, В. С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дитриченко. – М. : Металлургия, 1971. – 169 с.

190. Патент № 2704345 С1 Российская Федерация, МПК В23Н 5/04, С21D 7/00, С23С 14/48. Способ внедрения в поверхностный слой углеродистых конструкционных сталей карбидов и оксидов тугоплавких металлов комбинированным пластическим деформированием : № 2018133930 : заявл. 25.09.2018 : опубл. 28.10.2019 / А. О. Горленко, С. В. Давыдов, В. М. Сканцев, М. Ю. Шевцов ; заявитель ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ "Брянский государственный технический университет".

191. Анисович, А. Г. Влияние времени выбивки на структуру и свойства белого чугуна ИЧХ18ВМ / А. Г. Анисович, В. М. Ильюшенко, П. Ю. Дувалов, В. М. Андриенко // *Металлургия машиностроения*. – 2022. – № 1. – С. 28–30.

192. Жуков, А. А. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов / А. А. Жуков, Г. И. Сильман, М. С. Фрольцев. – М. : *Машиностроение*, 1984. – 104 с.

193. Садовский, В. Д. Остаточный аустенит в закаленной стали / В. Д. Садовский, Е. А. Фокина. – М.: *Наука*, 1986. – 112 с.

194. Майсурадзе, М. В. Расчетно-экспериментальное исследование структурообразования при термической обработке стали 20Х2Г2СНМА / М. В. Майсурадзе, А. А. Куклина, Д. И. Лебедев // *Сталь*. – 2023. – № 2. – С. 33–40.

195. Gorkusha, D. Characterization of Non-metallic Inclusions and Clusters during Production of Low-carbon IF Steel [Электронный документ] / D. Gorkusha, A. V. Karasev, O. Komolova, K. V. Grigorovich, P. G. Jönsson // *Iron and Steel Institute of Japan International*. – 2022. – Article ID ISIJINT-2020-202. – Режим доступа: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-202>.

196. Гафаров, М. Ф. Моделирование продуктов распада переохлажденного аустенита в трубных сталях с помощью методов искусственного интеллект / М. Ф. Гафаров, К. Ю. Окишев, А. Н. Маковецкий

[и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2024. – Т. 80. – № 1. – С. 38–47. DOI 10.32339/0135-5910-2024-1-38-47.

197. Гафаров, М. Ф. Построение диаграмм прокаливаемости сталей с помощью методов машинного обучения / М. Ф. Гафаров, К. Ю. Окишев, А. Н. Маковецкий [и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2023. – Т. 79. – № 9. – С. 761–770. DOI 10.32339/0135-5910-2023-9-761-770.

198. Лобанова, Л. А. Оптимизация химического состава супермартенситной нержавеющей стали с использованием термодинамических расчетов / Л. А. Лобанова, М. Л. Лобанов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2022. – Т. 22, № 2. – С. 14–22. DOI 10.14529/met220202.

199. Казаков, А. А. Интерпретация природы неметаллических включений при оценке качества металлопродукции в условиях заводской практики / А. А. Казаков, В. А. Мурысев, Д. В. Киселев // Черные металлы. – 2021. – № 9. – С. 47–54. DOI 10.17580/chm.2021.09.08.

200. Лакиза, В. А. Исследование износа оправок при прошивке заготовок на стане винтовой прокатки «МИСиС-130Д» / В. А. Лакиза, Б. А. Романцев, А. С. Алещенко, К. И. Назаров // Металлург. – 2023. – № 11. – С. 124–128. DOI 10.52351/00260827\_2023\_11\_124.

201. Шанин, Ю. В. Моделирование технологических параметров индукционной поверхностной закалки на основе обобщенных экспериментальных исследований / Ю. В. Шанин, А. А. Хоршев, А. С. Бондарь [и др.] // Известия «СПбГЭТУ «ЛЭТИ»». – 2022. – № 2. – С. 67–78. DOI 10.32603/2071-8985-2022-15-2-67-78.

202. Колдаев, А. В. Исследование закономерностей формирования структуры специальных легированных сталей для производства высокопрочных крепежных изделий методом холодной объемной штамповки

/ А. В. Колдаев, А. Б. Степанов, А. И. Зайцев // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2021. – № 3. – С. 47–54.

203. Арапов, С. Л. Цифровой эксперимент как метод повышения механических свойств стали Гадфильда / С. Л. Арапов, С. В. Беляев, А. А. Косович, Е. Г. Партыко // Черные металлы. – 2022. – № 10. – С. 45–51. DOI 10.17580/chm.2022.10.08.

204. Браун, Э. Д. Моделирование трения и изнашивания в машинах / Э. Д. Браун, Ю. А. Евдокимов, А. В. Чичинадзе. – М. : Машиностроение, 1982. – 191 с.

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

## ПРИЛОЖЕНИЕ А



Общество с ограниченной ответственностью  
**«Уралмаш Нефтегазовое  
 Оборудование Холдинг»**  
 (ООО «Уралмаш НГО Холдинг»)  
 Филиал в Екатеринбурге

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

от 17. 11. 16 № 37 - 518

на \_\_\_\_\_ от \_\_\_\_\_

### АКТ ВНЕДРЕНИЯ диссертационной работы В.А. Шараповой

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

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

Показано соотношение фазовых составляющих - высокоуглеродистых мартенсита охлаждения и карбидов после высокотемпературной закалки с объемным или поверхностным нагревом ТВЧ до 1050-1125 °С, обеспечивающих максимальную абразивную износостойкость высокохромистых сталей 95X18 и X12МФЛ. Показана также возможность дополнительного повышения абразивной износостойкости исследуемых сталей на 20% в результате обработки холодом до минус 700 °С.

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

Советник директора филиала  
 ООО «Уралмаш НГО Холдинг»

Ст. консультант



А.И. Ильиных

Г.Н. Плотников



ООО «УЗТЕРМО»  
620054, Свердловская область, г.  
Екатеринбург, ул. Адмирала Ушакова,  
дом 73, тел.: +7 (343) 382-60-95,  
сайт: [www.uzto96.ru](http://www.uzto96.ru),  
эл. почта: [info@uzto96.ru](mailto:info@uzto96.ru),  
[uzaltermo96@mail.ru](mailto:uzaltermo96@mail.ru)

ИНН: 6679136979  
КПП: 667901001  
ОГРН: 1226600062699  
БИК: 046577964  
р/сч.: 40702810738410001968  
к/сч.: 30101810100000000964  
банк: ФИЛИАЛ  
«ЕКАТЕРИНБУРГСКИЙ» АО  
«АЛЬФА-БАНК»

Исх. №170-23 от 21 ноября 2023 г.

## АКТ ВНЕДРЕНИЯ

На научно-исследовательскую работу Шараповой В.А. по изучению повышения износостойкости высокоуглеродистых сплавов различных систем легирования, выполненную на кафедре металловедения УрФУ. В период 2018-2021 гг. проведено комплексное исследование влияния температуры закалки при объемном и поверхностном нагреве с последующим отпуском на структуру, твердость, способность к упрочнению и абразивному износу высокохромистых сталей, сталей со сверхравновесным содержанием азота и чугунов ледебуритного класса с целью выбора материала и разработки режимов термической обработки цилиндрических втулок.

В работе использовались современные методы структурного анализа - металлографический, рентгенофазовый анализ, просвечивающая электронная микроскопия, микрорентгеноспектральный. Износостойкость закаленных поверхностей исследовали при абразивном воздействии по закрепленному абразиву на специальной установке.

Показано, что высокотемпературная закалка с последующим высоким отпуском обеспечивает максимальную абразивную износостойкость по сравнению с низкотемпературной от 900 °С. Рекомендации Шараповой В.А. по выбору марки сплава и по термической обработке используются в настоящее время специалистами ООО "УЗТЕРМО", в г. Екатеринбурге при термообработке опытной партии цилиндрических втулок. Изготовлена опытная партия износостойких вставок из высокоуглеродистых сплавов разных систем легирования, проведены успешные полупромышленные испытания.

Контролер качества

Рогожников А.А.

Директор

Меркушкин Е.А.



## АКТ ВНЕДРЕНИЯ

**Разработчики:** ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ», кафедра металловедения

**Место внедрения:** Татарстан, г. Казань, ПТО «Медтехника».

**Предмет внедрения:** Проволока тончайших сечений из новой высокопрочной коррозионностойкой безуглеродистой стали 03X13N10K5M2Ю<sub>0,8</sub>T с деформационно-метастабильным аустенитом и алюминидным упрочнением для медицинского инструмента и упругих элементов.

### Имеющиеся научные результаты.

Разработан принципиально новый класс безуглеродистой коррозионностойкой высокопрочной стали 03X13N10K5M2Ю<sub>0,8</sub>T (патент № 2252977 от 27.05.2005 в РФ), предназначенной для изготовления стержневого медицинского инструмента, в том числе микроинструмента. Принципиальным отличием данной стали от имеющихся коррозионностойких сталей (например, 12X18N10T) является низкое содержание углерода, широкая база легирования такими элементами как Cr, Ni, Co, Mo, Ti, которые способствуют получению коррозионно-стойких и теплостойких свойств. Введение алюминия в основную базу легирования от 0,8 до 1,0 % позволяет иметь аустенитную структуру в широком интервале температур от минус 196 до 1200° С.

Разработанная сталь обладает высокой технологичностью и пластичностью в закаленном состоянии (вследствие низкого содержания углерода и легирования никелем и кобальтом):  $\sigma_b = 550$  МПа, предел текучести 380 МПа, относительное удлинение  $\delta = 63\%$ , относительное сужение  $\psi = 80\%$ . Это позволило проводить холодную пластическую деформацию с высокими суммарными степенями обжатия без промежуточных смягчающих обработок и без резкого снижения пластичности. Волочение исследуемой стали приводит к упрочнению не только вследствие наклепа и увеличения дефектности структуры  $\gamma$ -твердого раствора, но и в результате протекания  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения (почти 90 % мартенсита деформации) и образования ультрамелких кристаллов мартенсита деформации (~ 150..200 нм). Механические свойства при этом составляют на диам. 3,0 мм:  $\sigma_b = 1500$  МПа, предел текучести 1300 МПа, относительное удлинение  $\delta = 4\%$ , относительное сужение  $\psi = 70\%$ . Дополнительно увеличить прочностные свойства и сформировать высокий комплекс физико-механических свойств позволяет последеформационное старение, при этом механические свойства на диам. 3,0 мм составляют:  $\sigma_b = 2480..2500$  МПа, предел текучести 1900 МПа, относительное удлинение  $\delta = 2..3\%$ , относительное сужение  $\psi = 50\%$ .

Выделение упрочняющей фазы NiAl происходит преимущественно в ОЦК-фазе (мартенсите деформации).

В результате разработки технологии получения высокопрочной проволоки тонких сечений было достигнуто существенное сокращение количества технологических операций при производстве тончайшей проволоки для мединструмента, повышение комплекса физико-механических свойств и служебных характеристик, расширение интервала рабочих температур изделий, повышение качества стержневого медицинского инструмента.

**Перспективы внедрения или полученный экономический эффект:**

Из безуглеродистой коррозионностойкой стали 03X13N10K5M2Ю0,8T была получена опытная партия проволоки диам. 0,15 мм, которая успешно прошла промышленную апробацию в качестве материала для стержневого медицинского инструмента (хирургические иглы для офтальмологии).

Разработанная сталь не имеет в составе дополнительные легирующие элементы по сравнению со сталью ЗИ90-ВИ, включенной в Перечень сталей, разрешенных к применению в медицинской промышленности.

Используемая сталь показала высокие и стабильные свойства, позволила уменьшить затраты при производстве проволоки за счет уменьшения количества промежуточных термических операций по сравнению со сталью ЗИ90-ВИ.

Генеральный директор ООО «Медтехника»,  
к.т.н.



Шербаков В.Д.