

**Министерство образования Республики Беларусь
ГНУ «ФТИ НАН Беларуси»**

На правах рукописи

УДК

**Красиков
Виктор Леонидович**

**Металловедческие основы горячей пластической деформации
сплава системы Co-Cr-Mo**

Специальность 05.02.01

материаловедение
(машиностроение)

Диссертация
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
академик, д.т.н., профессор
Гордиенко А.И.

Минск 2006

ОГЛАВЛЕНИЕ

Оглавление.....	2
Перечень условных обозначений	5
Введение.....	6
Общая характеристика работы	8
Глава 1 Мировая практика разработки сплавов на основе кобальта и изготовления изделий из них	11
1.1 Предпосылки проведения исследований	11
1.2 Разработка и применение сплавов	14
1.3 Влияние технологических факторов на структурные изменения в сплавах системы Co-Cr-Mo.....	25
1.4 Постановка цели и задач исследований	30
1.5 Выводы по главе 1	34
Глава 2 Методология проведения экспериментов.....	36
2.1 Материалы и образцы для испытаний.....	36
2.2 Термическая обработка	1
2.2.1 Печной нагрев.....	36
2.2.2 Индукционный нагрев	37
2.3 Пластическая деформация	39
2.4 Металлографические исследования.....	41
2.5 Механические испытания	43
2.6 Оценка технологических свойств	44
2.7 Математическая обработка результатов экспериментов.....	45
2.8 Вывод по главе 2	46
Глава 3 Закономерности изменения структурных и механических характеристик Co-Cr-Mo сплава при температурно-деформационном воздействии.....	47
3.1 Характеристики сплава в состоянии поставки	47
3.2 Изменение характеристик сплава при печном нагреве	1
3.2.1 Влияние температуры нагрева.....	50
3.2.2 Влияние продолжительности выдержки.....	1
3.3 Изменение характеристик сплава при индукционном нагреве.....	1
3.3.1 Влияние структурного состояния заготовки	55
3.3.2 Влияние продолжительности индукционного нагрева	58
3.4 Неоднородность структуры при индукционном нагреве	64
3.5 Изменение характеристик после температурно-деформационного воздействия.....	68
3.6 Выводы по главе 3	75
Глава 4 Практическая реализация результатов исследования	77
4.1 Разработка практических рекомендаций по использованию результатов исследований	77

4.2 Технологические особенности процесса формообразования изделий типа тел вращения	82
4.3 Технологические особенности процесса формообразования изделий сложной конфигурации.....	1
4.4 Выводы по главе 4	86
Заключение	87
Основные научные результаты диссертации.....	87
Рекомендации по практическому использованию результатов.....	88
Библиографический список	89
Список использованных источников.....	89
Список публикаций соискателя	99
Приложения	103
Приложение А Сертификат качества Со-Cr-Mo сплава	104
ПРИЛОЖЕНИЕ Б Моделирование изменения среднего диаметра зерен Со-Cr-Mo сплава при индукционном нагреве образцов до температур 1100-1300°C продолжительностью 20-200 с	105
Б1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel	105
Б2 Программа для построения графика изменения среднего диаметра зерна при нагреве сплава	107
ПРИЛОЖЕНИЕ В Моделирование распределения температуры по сечению цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм при ее индукционном нагреве до температуры 1200°C продолжительностью 10-130 с	109
В1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel	109
В2 Программа для построения графиков изменения температуры слоев при нагреве заготовки	117
ПРИЛОЖЕНИЕ Г Определение зависимости перепада температуры по сечению цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм от скорости индукционного нагрева до заданной температуры.....	121
Г1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel	121
Г2 Программа для построения графиков изменения перепада температуры между слоями заготовки.....	126
ПРИЛОЖЕНИЕ Д Расчет оптимального времени индукционного нагрева цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм под пластическое деформирование.....	129
Д.1 Расчет продолжительности нагрева заготовки по эмпирическим зависимостям, полученным в данной работе	129
Д.2 Расчет продолжительности нагрева по полуэмпирическим зависимостям полученным другими авторами	130
ПРИЛОЖЕНИЕ Е Моделирование изменения размера зерна Со-Cr-Mo сплава после индукционного нагрева до температуры 1050-1200 °C и последующей	

горячей пластической деформации с интенсивностью локальных деформаций 0,01-0,7	134
Е1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel	134
Е2 Программа для построения графиков изменения среднего диаметра зерна сплава после термо-механического воздействия.....	139
ПРИЛОЖЕНИЕ Ж Практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления полуфабрикатов из Co-Cr-Mo сплава с применением методов обработки давлением	141
ПРИЛОЖЕНИЕ И Акт изготовления поковок головок эндопротезов тазобедренного сустава	145
ПРИЛОЖЕНИЕ К Акт изготовления промышленных партий поковок имплантатов.....	146
ПРИЛОЖЕНИЕ Л Акт изготовления опытной партии головок эндопротезов тазобедренного сустава	148
ПРИЛОЖЕНИЕ М Акт испытаний головки тазобедренного сустава на соответствие ISO 7206-2	149
ПРИЛОЖЕНИЕ Н Акт передачи опытной партии головок эндопротезов для проведения клинических испытаний.....	157
ПРИЛОЖЕНИЕ П Акт освоения технологических процессов изготовления деталей для эндопротезирования	158
ПРИЛОЖЕНИЕ Р Акт о внедрении результатов выполнения инновационного проекта №2004/50	160
ПРИЛОЖЕНИЕ С Расчет экономических показателей технологического процесса изготовления деталей для эндопротезирования.....	162

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

Co-Cr-Мо-сплав – сплав на основе кобальта (60-65 мас. %), легированный хромом (до 31 мас. %), молибденом (до 7 мас. %), углеродом, азотом и др. легирующими элементами (в т. ч. сплав, являющийся объектом исследований в настоящей работе).

d_{cp} – средний диаметр, мм;

r – радиус, мм;

t – время, с;

T – температура, °C;

$T_{пл}$ – температура плавления, °C;

v_d – действительная скорость нагрева, °C/c;

ГПУ-решетка – гексагональная плотноупакованная решетка;

ГЦК-решетка – гранецентрированная кубическая решетка;

Т.в.ч. – токи высокой частоты.

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на высокую стоимость, сплавы на основе кобальта находят применение в узких областях техники, где от деталей механизмов требуется повышенная стойкость к комплексному воздействию внешних факторов. Данные сплавы, типичным представителем которых является сплав системы Co-Cr-Mo (HS-21, Vitallium), обладают уникальным сочетанием эксплуатационных свойств: прочностью при комнатных температурах и жаропрочностью, износостойкостью и стойкостью к воздействию агрессивных сред при комнатных и повышенных температурах, биосовместимостью и другими. Высокий комплекс функциональных характеристик следует из структурных особенностей сплавов: высокой плотности дефектов кристаллического строения, увеличению которой способствует низкая энергия их образования; присутствия термостойких упрочняющих фаз в мягкой матрице, препятствующих свободному скольжению дислокаций и улучшающих стойкость к изнашиванию; наличия тонкой и плотной окисной пленки на поверхности сплавов, препятствующей низко- и высокотемпературным окислению и коррозии. Эти преимущества обусловливают широкое применение сплавов на основе кобальта в качестве материалов для износо- и коррозионностойких наплавок, в частности, на клапаны двигателей внутреннего сгорания, а также для таких изделий ответственного назначения, как: детали авиационных газотурбинных двигателей, в частности, лопатки турбин; детали конструкций стоматологического и ортопедического назначения, в частности, зубные протезы и эндопротезы тазобедренного сустава; элементы инструмента, в частности, режущего, и другие.

Высокий комплекс эксплуатационных свойств литых деталей достигается термической обработкой, в частности, старением. В этом случае возможно достижение предела прочности при растяжении и циклическом нагружении до 650-880 МПа и 200-310 МПа соответственно. Невозможность дальнейшего повышения свойств обусловлено низким качеством отливок: наличия пористости, ликвации легирующих элементов и крупнозернистости (свыше 200 мкм).

Наиболее экономичным способом изготовления изделий с повышенным комплексом свойств при комнатных температурах из сплавов на основе кобальта является обработка давлением, в частности, горячая штамповка. Так, при определенных режимах деформирования возможно достижение предела прочности при растяжении и циклическом нагружении до 1200-1400 МПа и 700-900 МПа соответственно (в 1,5-2 раза выше, чем у литых изделий) с достаточно высоким уровнем прочих функциональных характеристик. Такой уровень свойств достигается, главным образом, за счет формирования в сплавах

однородной мелкозернистой структуры с размером зерна до 4-8 мкм. Для измельчения крупнозернистой структуры, сформированной при использовании традиционных литьевых технологий или традиционного печного нагрева мелкозернистых сплавов под деформацию, необходимо осуществить определенное количество технологических переходов обработки давлением, уменьшение которых требует поиска нетрадиционных технологий нагрева данных сплавов под деформацию. Мировой опыт обработки давлением различных сплавов показал, что применением скоростных способов нагрева сталей и многих сплавов под деформацию, можно значительно улучшить технологический процесс горячей пластической деформации.

Развитие металловедческих основ обработки давлением с применением нетрадиционных для сплавов на основе кобальта скоростных способов нагрева, в частности, индукционного нагрева, являющееся основным направлением данной работы, позволит формировать изделие за минимальное количество переходов, что в результате отразится на стоимости изделий. Снижение стоимости изделий означает повышение конкурентоспособности продукции на мировом рынке, что является немаловажным для развития экономики Республики Беларусь.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Связь работы с крупными научными программами (проектами) и темами. Настоящая работа проводилась в рамках научно-технических программ: ГПОФИ «Материал - 1.14» Разработка теории и методов создания и обработки материалов различного функционального назначения с улучшенными физико-техническими свойствами, управления процессами литья и формирования структуры и свойств литейных сплавов (пост. Президиума НАН Беларуси от 29.09.03, №89, 2003-2005); ГППИ «Материалы в технике - 1.31» Разработка методов и технологических основ создания новых многофункциональных специализированных материалов с улучшенными характеристиками для машиностроения и других отраслей промышленности (пост. Президиума НАН Беларуси от 24.02.2006 №20, 2006-2010); инновационный проект «Разработать и освоить в производстве технологический процесс изготовления деталей ортопедических имплантантов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации» (приказ ГКНТ №42 от 31.03.2004, договор №2004/50 от 31.03.2004, 2004-2005); инновационный проект «Разработать, организовать производство и внедрить в лечебную практику ревизионные и онкологические эндопротезы проксимального конца бедренной кости» (приказ ГКНТ №204 от 02.12.2005, договор №2005/225 от 14.12.2005, 2006-2007), являющийся составной частью ГП «Белмедтехника» (утв. постановлением СМ РБ от 30.03.2006 №431, 2006-2010); грант НАН Беларуси «Повышение функциональных свойств Co-Cr-Mo сплава термической обработкой и пластической деформацией (штамповкой) с использованием скоростного нагрева» (пост. Президиума НАН Беларуси от 23.03.2005 №131, пост. Президиума НАН Беларуси от 26.04.2006 №221, 2005-2006).

Цель и задачи исследования. Цель исследования - определить температурно-скоростные условия формирования оптимального структурного состояния сплава системы Co-Cr-Mo для последующего изготовления из него полуфабрикатов деталей ответственного назначения горячей пластической деформацией.

Цель достигнута решением следующих **задач**:

1. Изучить влияние основных параметров нагрева на изменение структуры сплава системы Co-Cr-Mo.
2. Установить зависимость между основными параметрами горячей пластической деформации и структурными изменениями в сплаве системы Co-Cr-Mo.

3. Дать практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления поковок из Co-Cr-Mo сплава горячей пластической деформацией.

4. Внедрить результаты исследований в технологический процесс изготовления поковок деталей ответственного назначения.

Объект исследований: углерод- и азотсодержащий сплав системы Co-Cr-Mo состава (мас. %): хрома 25-31%, молибдена 4-7%, углерода и азота до 0,4% каждого,- изготовленный горячим изостатическим прессованием мелкодисперсного порошка.

Предмет исследований: структурные и фазовые изменения в сплаве при воздействии на него температурно-градиентных тепловых полей в широком диапазоне скоростей индукционного нагрева и последующей пластической деформации.

Положения, выносимые на защиту. К защите представляются:

- способ выявления структуры Co-Cr-Mo сплавов, подверженных термической обработке и пластической деформации;
- зависимости изменения среднего диаметра зерна от продолжительности и температуры скоростного нагрева; от интенсивности локальных деформаций и температуры нагрева под деформацию;
- механизмы выделения, взаимодействия и растворения упрочняющих фаз при скоростном нагреве;
- оптимальные температурные и скоростные (временные) условия нагрева, которые способствуют созданию структуры, обеспечивающей достаточную для последующего деформирования технологическую пластичность сплава;
- технологические рекомендации по горячей пластической деформации Co-Cr-Mo сплавов с применением индукционного нагрева, внедренные в технологический процесс изготовления поковок деталей ответственного назначения.

Личный вклад соискателя. Все основные результаты, представленные в диссертации, получены соискателем самостоятельно, в том числе, составляющие научную новизну и определяющие научную значимость работы и представленные в основных положениях диссертации, выносимых на защиту. Участие в работе соавторов выражалось в проведении совместных экспериментов, в изобретательской деятельности.

Апробация результатов диссертации. Основные положения и результаты работы были доложены и обсуждены на 12-ти международных и республиканских конференциях, школах и семинарах, в том числе: «Материалы, технологии и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин» (Новополоцк, 2005), «The First European Summer School of

Fatigue and Fracture (ESSFF1)» (Zakopane, Poland, 2005), «Современные технологии металлообработки» (Минск, 2005), «Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии» (Гродно, 2005), «Молодежь в науке – 2005, - 2006» (Минск, 2005, 2006), «Технология, оборудование, автоматизация, неразрушающий контроль термических процессов на машиностроительных предприятиях» (Минск, 2005), «Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности» (Могилев, 2006) «Современные методы и технологии обработки материалов» (Минск, 2006), «Научные идеи академика С.Т. Кишкина и современное материаловедение» (Москва, 2006), «Materials and Metallurgy» (Croatia, 2006), «Машиностроение и техносфера XXI века» (Севастополь, 2006).

Опубликованность результатов диссертации. По результатам выполненных исследований опубликовано 22 печатные работы, в том числе, 5 статей в научных журналах, 8 статей в сборниках, 3 тезиса докладов, 4 другие статьи, 2 заявки на патент РБ. Общий объем публикаций - 87 стр., из них личный вклад соискателя - 66 стр.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, общей характеристики работы, четырех глав, семи выводов, списка использованных источников и приложения. Работа содержит 164 страницы, в том числе 40 страниц машинописного текста, 24 страницы рисунков (47 рисунков), 8 таблиц, 13 страниц списка литературных источников (185 наименований). Приложение (60 страниц) содержит расчеты экспериментальных зависимостей, моделей и экономических показателей, акты испытаний, акты внедрения, технологические рекомендации.

ГЛАВА 1 МИРОВАЯ ПРАКТИКА РАЗРАБОТКИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ

1.1 Предпосылки проведения исследований

Как правило, единственным решением проблем, связанных с повреждением или заболеванием суставов человека, в настоящее время является эндопротезирование [1 - 3]. В мире число людей, нуждающихся в эндопротезировании, составляет миллионы человек. По данным кафедры травматологии и ортопедии Белорусской медицинской академии последипломного образования (БелМАПО) на 2004 год количество граждан Республики Беларусь, нуждающихся в эндопротезировании тазобедренного сустава составляло более 5000 человек [4]. Число нуждающихся в эндопротезировании ежегодно увеличивается, что связывают с увеличением средней продолжительности жизни населения и случаев травматизма. Заболевания и повреждения суставов, хотя и не носят массовый характер, однако доставляют огромный экономический и социальный ущерб обществу.

В развитых странах на решение проблем по эндопротезированию суставов еще в 60-80-е годы прошлого столетия были вложены значительные капиталовложения и направлены лучшие силы медицины, науки и техники. В результате были разработаны новые металлические материалы, конструкции эндопротезов тазобедренных, коленных, локтевых, плечевых и других суставов и технологии изготовления их деталей [5 - 11].

Среди иностранных организаций, в настоящее время производящих стали и сплавы медицинского назначения, а также эндопротезы из них, и занимающих лидирующее место на мировом рынке, можно назвать «Allvac» (США), «Carpenter Techology Corporation» (США), «Biomet» (США), «Allopro» (Швейцария), «Plus endoprotetic» (Швейцария), «Krupp Medizin Technic» (ФРГ), Bego (ФРГ), «Sushrut surgicals pvt. ltd» (Индия) [12 - 17]. Крупнейшими российскими производителями изделий медицинского назначения являются ЗАО «Имплант МТ» (Москва, РФ), ОАО «Красногорский завод им. С.А. Зверева» (Красногорск, РФ) [13, 18]. Отечественные производители эндопротезов – ЗАО «Алтимед» (Минск), «Гродненский государственный университет» (Гродно), «Метолит» (Минск) [4, 19 - 22].

В Республике Беларусь первые операции по имплантированию эндопротезов тазобедренного сустава были проведены в 80-е годы с использованием изделий зарубежного производства [1 - 3, 15]. Однако в полной мере проблемы эндопротезирования в соответствии с потребностями республики решить не удалось вследствие высокой стоимости импортных

изделий. Например, стоимость одного импортного комплекта эндопротеза тазобедренного сустава составляет около 2,5-3 тысяч долларов США, а комплекта ревизионного эндопротеза тазобедренного сустава – около 7-8 тысяч долларов США [23].

Вследствие этого коллективом разработчиков во главе с академиком НАН Беларуси, д.м.н., профессором Руцким А.В. были разработаны отечественные конструкции эндопротезов тазобедренного сустава системы SLPS (Self Locking Porous System) с повышенной ротационной устойчивостью в бедренной кости [24 - 30]. Клинико-экспериментальные исследования показали хорошие результаты по биологической интеграции данных устройств [4, 32 - 34]. Производство первых образцов изделий с применением методов обработки резанием из сортового проката было организовано в середине 90-х годов ЗАО «Алтимед» - крупнейшим в Беларуси производителем медицинских имплантатов. Следует отметить, что в настоящее время практически все российские организации для производства деталей эндопротезов используют непроизводительную обработку резанием из сортового проката. Такие технологии, как правило, имеют коэффициент использования материала, не превышающий 20-30%, поэтому они приводят к значительным отходам дорогостоящего материала в стружку, а, следовательно, к удорожанию готовых деталей. Кроме того, следует учесть, что механическая обработка производится на импортном дорогостоящем оборудовании – пяти- и шестикоординатных металлорежущих станках. К недостаткам также относятся повышенный расход специального режущего инструмента и нерациональное использование оборудования. Все эти недостатки свидетельствовали о необходимости совершенствования применяющихся технологий.

Известно [35, 36], что зарубежные производители уже давно практикуют более экономичную обработку давлением при производстве эндопротезов. В связи с этим, с целью повышения конкурентоспособности продукции (снижения себестоимости эндопротезов и повышения комплекса эксплуатационных свойств) к работам по усовершенствованию технологического процесса изготовления деталей эндопротезов в конце 90-х годов были привлечены сотрудники лабораторий ГНУ «ФТИ НАН Беларуси», в частности, лаборатории точной штамповки. Поскольку отечественный опыт изготовления деталей эндопротезов способами обработки давлением отсутствует, а зарубежный вследствие коммерческих причин недоступен, поэтому сотрудники ГНУ «ФТИ НАН Беларуси» приступили к решению многоплановой проблемы изготовления точных поковок деталей эндопротезов. Указанные работы получили поддержку Государственного комитета по науке и технологиям в виде бюджетного финансирования в рамках инновационных проектов.

Эндопротезы должны обладать высокой надежностью, долговечностью и биосовместимостью с тканями организма человека [37]. Западными производителями разработаны международные стандарты на специальные стали и сплавы и необходимые их свойства после обработки [38 - 49]. Так, для деталей медицинских имплантатов, в частности, эндопротезов тазобедренного сустава, применяются нержавеющие стали, титановые и кобальтовые сплавы [1-А, 14, 33]. Нержавеющие стали обладают относительно низкой коррозионной стойкостью, износостойкостью и прочностью, поэтому они используются, в основном, для изготовления имплантатов кратковременного пребывания в организме человека. Титан и титановые сплавы имеют низкий модуль упругости и удельный вес, обладают наилучшей биосовместимостью с тканями организма человека. Однако неудовлетворительная стойкость к изнашиванию и чувствительность к концентраторам напряжений, ограничивают их применение в некоторых конструкциях, в частности, подвергающихся трению. Поэтому, относительно имплантатов тазобедренного сустава, по критериям надежности и долговечности титановые сплавы занимают промежуточное положение между нержавеющими сталью и кобальтовыми сплавами. Следует отметить, что российскими учеными ведутся исследования по повышению стойкости титановых сплавов к изнашиванию путем насыщения поверхности изделия водородом, азотом [13], однако промежуточные результаты исследований и особенности разработанных технологий в открытой печати не раскрываются.

Стоимость материалов медицинского назначения достаточно велика и по данным на 2006 год составляет для нержавеющих сталей типа 316 LVM производства Швейцарии (Sandvik Bioline) до 20\$ за 1 кг, для титановых сплавов типа BT1 и BT6 - 30-85\$ за 1 кг, кобальт-хром-молибденовых сплавов типа "Vitallium" производства США (Carpenter Technology Corporation) и Германии (Krupp Medizin Technic) - около 200-240€ за 1 кг [23]. Следует отметить, что высокая стоимость кобальтовых сплавов не ограничивает их применение при изготовлении деталей эндопротезов [51]. В подтверждение вышесказанному можно привести цитату известного ученого [35]: «Поскольку надежность долгосрочных имплантатов есть важнейший фактор, как для больных, так и для врачей, для эндопротезов тазобедренного сустава следует применять только наилучшие материалы. Только они гарантируют работу протезов без разрушений, а соображения дороговизны должны отступить на задний план, принимая во внимание весьма возможные и намного более дорогие повторные операции».

В ГНУ «ФТИ НАН Б» имеется достаточный опыт по обработке сталей и титановых сплавов специального назначения с целью изготовлении точных поковок изделий ответственного назначения [2-А, 4, 52]. Для деталей

эндопротезов из данных сплавов в настоящий момент поставлена и успешно решается задача повышения комплекса их эксплуатационных свойств путем оптимизации режимов обработки давлением и последующей термической обработки [3-А, 4-А, 5-А]. Отсутствие отечественного опыта по изготовлению поковок из труднодеформируемых кобальтовых сплавов и повышению функциональных характеристик изделий из них вызывает необходимость исследования процессов их обработки практически с нуля. Отдельное и самое главное место, при этом, занимают процессы горячей пластической деформации (т. е. процессы формообразования точных поковок деталей), которые напрямую связаны со структурным состоянием кобальтовых сплавов.

Таким образом, отсутствие данных о режимах обработки сплавов на основе кобальта в отечественной литературе и неполное их представление в зарубежной литературе (что связано с коммерческой тайной производителей) вызывают необходимость исследования структурных изменений в кобальтовых сплавах в процессе отработки технологии изготовления точных поковок деталей. Для определения конкретного направления исследований необходимо провести литературный обзор по проблеме данного характера.

1.2 Разработка и применение сплавов

Первое изобретение кобальтовых сплавов относится к 17 декабря 1907 г., когда Elwood Haynes предложил двойной сплав, содержащий кобальт и хром (вольфрам, молибден или уран) [53]. Haynes обнаружил, что такой сплав (10 - 50 мас. % хрома, остальное - кобальт) обладает высокой твердостью и вязкостью, стойкостью к окислению и коррозионному воздействию атмосферы и влаги, сплав хорошо куется, штампуется, и предложил использовать его для изготовления режущих инструментов и подобных изделий. E. Haynes заметил также, что с увеличением содержания хрома осложняется получение сплава, последующая обработка и ограничивается его применение ввиду высокой тугоплавкости и хрупкости. Последующие разработки трех и четырехкомпонентных сплавов (Co+Cr+W, Co+Cr+Mo, Co+Cr+W+Mo, Co+Cr+Fe, Co+Cr+Ni) также предполагалось использовать в качестве материалов для режущих инструментов [54 - 56]. Железо и никель использовались с целью повышения пластичности и деформируемости сплава. Хотя углерод и повышал плавкость сплавов, однако его содержание старались свести к минимуму, так как небольшое его содержание (свыше 0,5 мас. %) сильно ухудшало пластичность и деформируемость.

Позже (в 20-е гг XX века) кобальтовые сплавы были модифицированы в сплавы, известные под торговой маркой VITALLIUM® и использовались как материалы для изготовления литых зубных протезов [57 - 59].

Ввиду превосходного сочетания высокотемпературных свойств (жаропрочности, жаростойкости, износстойкости, ползучести) сплавы на основе кобальта длительное время (с 30-40-х гг XX века) исследовались сотрудниками NACA с целью изготовления из них деталей авиационной техники [60 - 72]. С течением времени кобальтовые сплавы, предназначенные для большей части деталей авиационной техники, вытеснили новые более дешевые никелевые сплавы [73, 74].

Благодаря высокому комплексу эксплуатационных свойств кобальтовые сплавы и в настоящее время находят достаточно широкое применение при изготовлении деталей авиационных двигателей (лопаток турбин [75]) и машиностроительной техники (литых колец клапанов двигателей внутреннего сгорания [76]), наплавочного материала [77], изделий медицинского назначения (деталей стоматологических и ортопедических имплантатов [78]), элементов режущего инструмента [79] и других деталей механизмов и машин, испытывающих значительные комплексные воздействия внешних факторов.

Эксплуатационные и технологические свойства изделий определяются структурным состоянием сплавов на основе кобальта, которым управляют объемным и поверхностным воздействием: легированием, термической обработкой, пластической деформацией, облучением источниками с высокой плотностью энергии и другими. Анализ мировой практики разработки сплавов на основе кобальта позволил сделать следующие краткие выводы о влиянии легирующих элементов на основные технологические и эксплуатационные характеристики кобальтовых сплавов.

Кобальт – элемент VIII группы 4-го периода периодической системы Д.И. Менделеева, порядковый номер 27, атомная масса 58,9332. Обладает характерным металлическим блеском с синеватым отливом, ковок и пластичен [80]. Компактный кобальт на воздухе не окисляется, при 300°C - покрывается тонкой пленкой окиси. В разбавленных соляной, серной и азотной кислотах медленно растворяется. Кобальт сплавляется с бором, кремнием, углеродом, образуя бориды, силициды и карбиды, а с металлами дает интерметаллические соединения и твердые растворы (с железом). Существует в двух полиморфных модификациях [81]. При комнатных температурах имеет компактную гексагональную решетку (ϵ). Свыше 470°C решетка перестраивается в гранецентрированную кубическую (α). Температура плавления - 1495°C.

Хром является основным легирующим элементом в данных сплавах. Стабилизирует высокотемпературный твердый раствор с ГЦК-решеткой. Придает биосовместимость, а также жаростойкость сплавам до 1200 °C благодаря плотной защитной окисной пленке Cr_2O_3 на поверхности. Области матрицы сплава, обедненные хромом в результате образования карбидов, подвергаются коррозионному разрушению. При концентрации от 53 до 68 мас.

% (рисунок 1.1, а) образует с кобальтом ряд непрерывных твердых растворов на основе химического соединения Cr_3Co_2 (σ -фаза), твердых и хрупких, значительно ухудшающих эксплуатационные и технологические свойства [60, 82]. В присутствии углерода хром является основным карбидообразующим элементом. Карбиды повышают низко- и высокотемпературную прочность, износостойкость сплавов. В сплавах типа виталлиум (HS-21) выявлено три типа карбидов: Me_{23}C_6 , Me_7C_3 и Me_6C , где Me – может быть Co , Cr и/или Mo [73, 83]. При старении литого сплава карбид Me_7C_3 может распадаться на Me_{23}C_6 с выделением углерода или захватом хрома согласно уравнениям (1.1), (1.2) и (1.3) [84].



Молибден повышает стойкость к межкристаллитной коррозии. Участвует в образовании сложных карбидов типа Cr_{23}C_6 [85] и нитридов [86], тем самым снижает вероятность обеднения областей вокруг упрочняющих фаз, расположенных по границам зерен, хромом. Образованные атомы замещения дополнительно упрочняют твердый раствор. При относительно высоких концентрациях придает сплаву высокотемпературную пластичность [87].

Вольфрам оказывает то же воздействие, что и молибден, однако его эффективность несколько ниже, что сказывается на увеличении концентраций при легировании [88 - 90].

Увеличение содержания **никеля** способствует снижению количества и размера карбидов, уменьшению плотности диссоциированных дислокаций, дефектов упаковки и двойников, а также уменьшению предела прочности на растяжение и микротвердости, и в то же время увеличению относительного удлинения при растяжении [91 - 93]. Стабилизирует ГЦК-решетку матрицы и предотвращает ее превращение в ГПУ-решетку [94]. При взаимодействии с тканями организма человека вызывает аллергические реакции, вследствие этого применение никеля крайне нежелательно в изделиях медицинского назначения [95].

Железо повышает пластичность (деформируемость) в несколько меньшей степени, чем никель. Ухудшает низкотемпературную прочность, жаропрочность и коррозионную стойкость [96].

Углерод образует твердые растворы внедрения и в сочетании с карбидообразующими элементами способствует увеличению прочности,

износостойкости и уменьшению пластичности [97, 98]. Предел растворимости углерода в твердом растворе Co-28Cr составляет до 0,3 мас. % при температуре 1250 °C (рисунок 1.1, б).

Азот упрочняет сплавы, образуя твердые растворы внедрения [85, 99]. При концентрации до 0,35 мас. % при температуре 1200 °C полностью переходит в твердый раствор кобальтохромовых сплавов [100]. При данной температуре азот внедряется в решетку твердого раствора вследствие ее расширения. При концентрации азота выше 0,35 мас. % во время термической обработки при 1200 °C образуются нитриды и карбонитриды хрома (Cr_2N , Cr_2CN). Высокоуглеродистые сплавы, легированные азотом в качестве твердого раствора внедрения, обладают существенно большими значениями предела усталости по сравнению с низкоуглеродистыми [101].

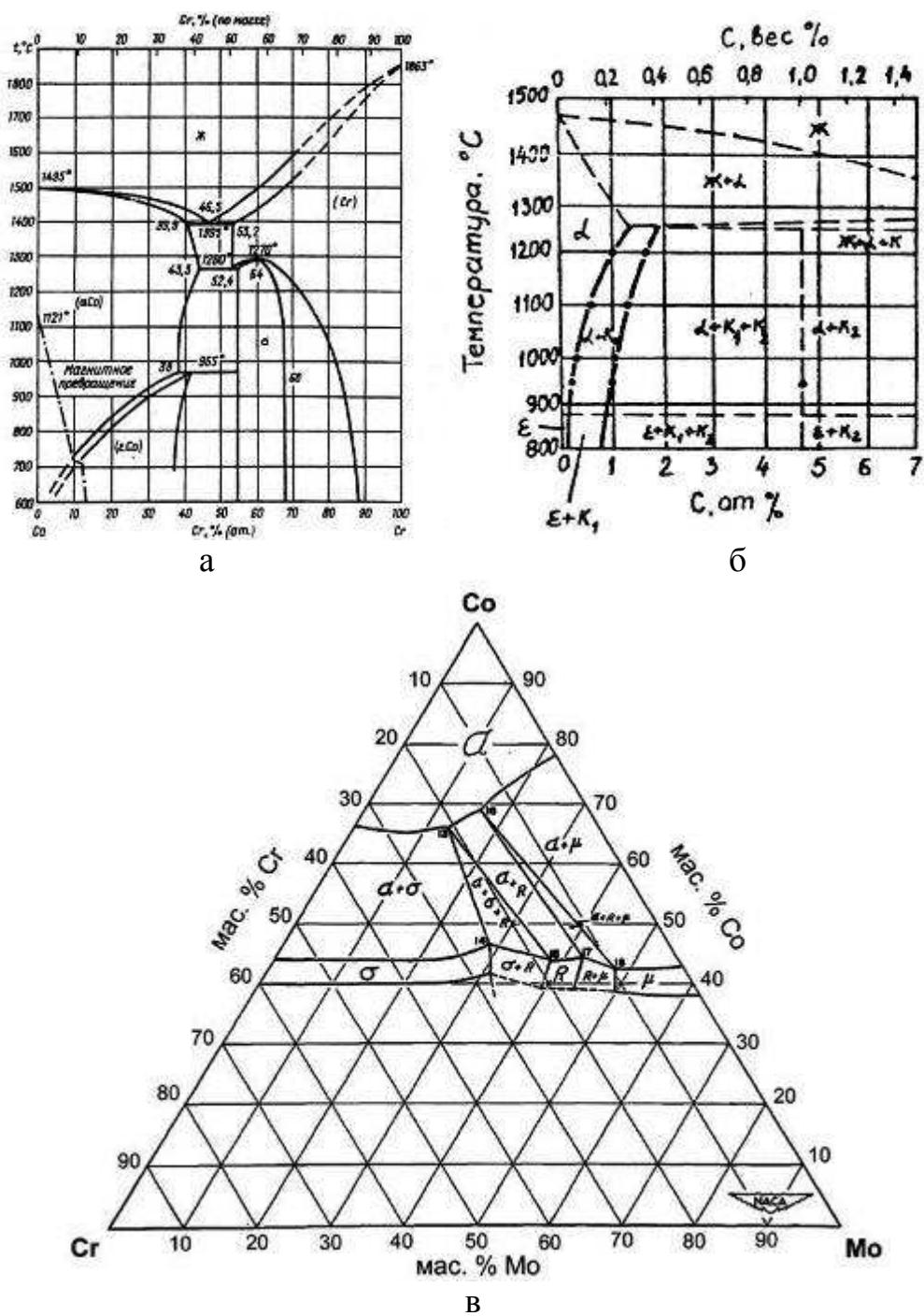
Кремний и **марганец** вводят для улучшения жидкотекучести, раскисления и десульфации сплава при плавке [97, 102, 103]. Свыше 1 мас. % содержания каждого, образуются хрупкие фазы, вследствие чего пластичность резко уменьшается [104]. Кремний сдерживает развитие микротрещин при многослойной сварке [105].

Прочие карбиообразующие элементы от 0,01 до 1 мас. % (**титан**, **ниобий**, **тантал**, **гафний**, **цирконий**) повышают высокотемпературную прочность за счет образования термоустойчивых карбидов и оксидов [88, 96, 98, 106 - 108].

Незначительные (всего до 0,24 мас. %) добавки **алюминия**, **титана** и **бора** способствуют измельчению (на 5 – 10 %) литой структуры, улучшают прочность, твердость и пластичность [91].

Алюминий предотвращает нежелательные реакции сплава с литейными стержнями и формами, содержащими кремний, во время литья направленной кристаллизацией благодаря формированию пленки оксида алюминия Al_2O_3 на границе раздела расплав-форма [109].

Чтобы придать сплаву специальные свойства (например, уменьшить коэффициент термического расширения, повысить сцепляемость с керамикой, понизить температуру плавления и улучшить жидкотекучесть), его легируют легко- или тугоплавкими элементами, редкоземельными металлами: **индием**, **бором**, **оловом**, **рением** и др. [110 - 114].



а – Co-Cr [115]; б – политермический разрез системы Co-C-28Cr [116];
в – политермический разрез системы Co-Cr-Mo при 1200°C [60]

Рисунок 1.1 – Диаграммы состояния

Таким образом, типичным сплавом, применяющимся при изготовлении изделий медицинского назначения, является безникелевый сплав системы Со—Cr—Mo, легированный углеродом и азотом (мас. %): 21—31% хрома, 4—7% молибдена, до 0,4 % углерода и до 0,4% азота [117, 118]. Технологические и эксплуатационные свойства кобальтовых сплавов, в частности, способность обрабатываться давлением, во многом зависят от фазового состава указанных сплавов, который определяется количественным содержанием легирующих

элементов и условиями обработки (таблицы 1.1 и 1.2). Сплавы указанного состава могут содержать следующие фазы [74, 77, 115, 119, 120] (рисунок 1.1): ε , α , σ , $Me_{23}C_6$. ε -фаза является твердым раствором хрома в кобальте с ГПУ-решеткой ($a=0,251$ нм, $c=0,407$ нм, $c/a=1,62$). При нагреве сплава, происходит полиморфное превращение $\varepsilon \rightarrow \alpha$. Хром повышает температуру полиморфного превращения. α -фаза – твердый раствор хрома в кобальте с ГЦК-решеткой ($a=0,354\dots0,356$ нм). Высокотемпературная α -фаза относительно мягкая и пластичная, легко поддается ковке. σ -фаза является интерметаллидной фазой (Cr_3Co_2) с тетрагональной решеткой ($a=0,874\dots0,883$ нм, $c=0,455\dots0,457$ нм, $c/a=0,52$). σ -фаза – крайне твердая и хрупкая, ухудшает пластичность и деформируемость сплава. Избыточный углерод образует сложные карбиды типа $Me_{23}C_6$. Карбиды имеют высокую твердость, повышают прочность, износостойкость сплава и снижают пластичность.

Выявление структурных характеристик в кобальтовых сплавах – относительно сложный процесс, обусловленный высокой стойкостью сплавов в окислительных средах. В таблице 1.3 приведены некоторые реактивы и способы травления сплавов, предназначенные для идентификации фаз, зеренной структуры.

Таблица 1.1 – Химический состав сплавов на основе кобальта*

Обозначение материала	Ссылка на источник	Содержание легирующих элементов**, %									Назначение материала
		Cr	Mo	W	C	Ni	Fe	Ti	Si	Mn	
1. Виталлиум (HS-21)	[81]	25,0-30,0	4,5-6,5	-	0,20-0,35	1,5-3,5	2,0	-	0,6	0,3	литейный
2. Co-Cr-Mo (ISO 5832/4)	[35]	26,5-30,0	4,5-7,0	-	0,35	2,5	1,0	-	1,0	2,0	литейный
3. Co-Cr-W-Ni (ISO 5832/5)	[35]	19,0-21,0	-	14,0-16,0	0,15	9,0-11,0	3,0	-	1,0	2,0	деформируемый
4. Co-Ni-Cr-Mo (ISO 5832/6)	[35]	19,0-21,0	9,0-10,5	-	0,025	33,0-37,0	1,0	1,0	0,15	0,15	деформируемый, ***
5. BioDur Carpenter CCM alloy	[121]	26,0-30,0	5,0-7,0	-	0,1	1,0	0,75	-	1,0	1,0	деформируемый, ****
6. BioDur Carpenter CCM Plus alloy	[122]	26,0-30,0	5,0-7,0	-	0,2-0,3	-	-	-	-	-	деформируемый, *****

* - в ячейках с одним значением указано максимальное содержание элемента;

** - остальное кобальт;

*** - сплав содержит серу (до 0,01%) и фосфор (до 0,015%);

**** - сплав содержит азот (до 0,25%);

***** - сплав содержит азот (0,15-0,2%).

Таблица 1.2 - Механические свойства сплавов на основе кобальта

Обозначение материала	Ссылка на источник	Механические свойства					Состояние материала
		Предел текучести, Н/мм ²	Предел прочности, Н/мм ²	Относительное удлинение, %	Предел усталости, Н/мм ²	Твердость	
1. Виталлиум (HS-21)	[81]	570	700	8,0	440	65-70 HRA	литой
		770	870	1,7	450	-	литой, старение при 735 °C, 50 час
2. Co-Cr-Mo (ISO 5832/4)	[35]	450	665	8	-	-	литой
3. Co-Cr-W-Ni (ISO 5832/5)	[35]	440-640	950-1220	-	-	-	отожженное состояние
		1600	1800	-	580	-	деформированный в холодном состоянии со степенью 44%
4. Co-Ni-Cr-Mo (ISO 5832/6)	[35]	650	1000	20	-	-	деформированный
5. BioDur Carpenter CCM alloy	[121]	585	1035	25	-	30 HRC	отожженное состояние
		760	1100	25	-	33 HRC	деформированный в горячем состоянии
6. BioDur CCM Plus alloy	[122]	104	717	32	-	36 HRC	отжиг 1204°C, 2 час, закалка в воду
		930	1385	22	-	43 HRC	деформированный в горячем состоянии

Таблица 1.3 – Способы выявления микроструктуры Co-Cr-Mo сплавов

Способ выявления	Цель	Ссылка на источник	Реактивы	Описание процесса выявления	Цвет вторичных фаз, наблюдаемый исследователями
1	2	3	4	5	6
1. Цветное травление	Для окрашивания σ -фазы	[83]	1. 8% щавелевой кислоты + 92% H_2O 2. 5% $KmNO_4$ + 5% $NaOH$ +90% H_2O	Электролитическое травление реактивом 1 при комнатной температуре 8-10с, 6 В. Погружение на 10-20с в реактив 2 при комнатной температуре.	От ярко-зеленого или красного до пурпурного
2. Цветное травление	Для окрашивания σ -фазы	[60]	1. 5% H_3PO_4 + 95% H_2O 2. 5% $KmNO_4$ + 5% $NaOH$ + 90% H_2O	Электролитическое травление реактивом 1 при комнатной температуре 10-15с, 6В, катод – нержавеющая сталь. Погружение на 10-20с в реактив 2 при комнатной температуре.	От оранжевого до голубого или пурпурного
3. Цветное травление	Для отличения карбидов от σ -фазы	[83]	1. 10% $NaCN$ + 90% H_2O 2. 10г $K_3Fe(CN)_6$ + 10г KOH + 100 мл H_2O	Электролитическое травление реактивом 1 при комнатной температуре 10-20с, 1,5 В. Погружение на 2-4с в реактив 2.	Карбиды – от соломенного до желто-коричневого или темно-желтого. σ -фаза – от серого до голубого или зеленовато-серого
4. Цветное травление	Для идентификации карбидов	[73, 83]	1. 2% хромовой кислоты + 98% H_2O 2. 1 часть (20% $KmNO_4$ + 80% H_2O) + 1 часть (8% $NaOH$ + 92% H_2O)	Легкое электролитическое травление реактивом 1. Погружение на 7с в реактив 2 при комнатной температуре	$Cr_{23}C_6$ – коричневые. Cr_7C_3 – от блеклого желтого до светлого рыжевато-коричневого. M_6C – красный, зеленый, желтый, голубой (также сетчатым узором).

Продолжение таблицы 1.3

1	2	3	4	5	6
5. Тепловое окрашивание	Для идентификации карбидов и σ -фазы	[83]	5% HCl + 95% H ₂ O	Электролитическое травление (легкое) в течение 1с, 5 В реактивом. Нагрев полированного образца до тусклого-красного. Выдержка, пока поверхность не окрасится. Охлаждение на воздухе или закалка в ртуть.	σ -фаза – темно-коричневый. Cr ₂₃ C ₆ – белый. M ₆ C – темный Примечание: M ₆ C и σ -фаза не могут быть отличены данным способом
6. Электролитическое травление	Для выявления литой структуры	[82]	3HF:5C ₂ H ₅ OH:2H ₂ O	Электролитическое травление	-
7. Электролитическое травление	Для выявления зеренной структуры	[124]	10% HNO ₃ + 90% H ₂ O	Электролитическое травление	-
8. Химическое травление	Для выявления зеренной структуры	[125]	10 мл HNO ₃ + 30 мл HCl (царская водка)	Травление погружением или натиранием на 5-60 с и более. Добавление воды замедляет травление	Карбиды вольфрама, молибдена, tantalа не травятся
9. Химическое травление	Для выявления структуры	[125]	20 мл азотной кислоты + 30 мл уксусной кислоты	Травление 5-60 с при комнатной температуре	-
10. Химическое травление	Для выявления структуры	[125]	100 мл соляной кислоты + 20 г сернокислой меди + 100 мл воды	Травление погружением чуть больше 1-2 минут с последующей промывкой водой и спиртом	-
11. Электролитическое травление	Для выявления границ зерен и фаз	[6-А, 7-А]	Пересыщенный раствор NaCl в дистиллированной воде	Плотность тока – 0,5-0,6 A/cm ² , расстояние между электродами – 1-2 мм, время травления - 2-5 сек.	-

Окончание таблицы 1.3

1	2	3	4	5	6
12. Химии-ческое травление	Для выявления линий скольжения	[6-А]	HCl:H ₂ SO ₄ =4:1	Травление парами в течение 20-30 часов	-
13. Электролитическое травление	Для выявления литой структуры	[123]	5% щавелевой кислоты + 95% H ₂ O	Электролитическое травление	-
14. Дифракция электронов, рассеянных в обратном направлении (Electron backscatter diffraction)	Для идентификации фаз	[126]	-	Результаты сканирования поверхности образца электронным лучом дают информацию о кристаллической структуре и ориентации локальных участков кристаллов.	Идентифицируются карбиды двух типов: МС и M ₂₃ C ₆ . Ограничение применения способа состоит в том, что размер частиц должен быть более 1 мкм.
15. Электрополирование	Для выявление зеренной структуры деформированного сплава	[127]	10% H ₂ SO ₄ + 90% CH ₃ OH	Полирование поверхности образца алюминиевой пудрой диаметром 0,05 мкм. Затем ультразвуковая промывка в деионизированной воде и ацетоне длительностью 300 с и электрополирование реагентом при комнатной температуре	-

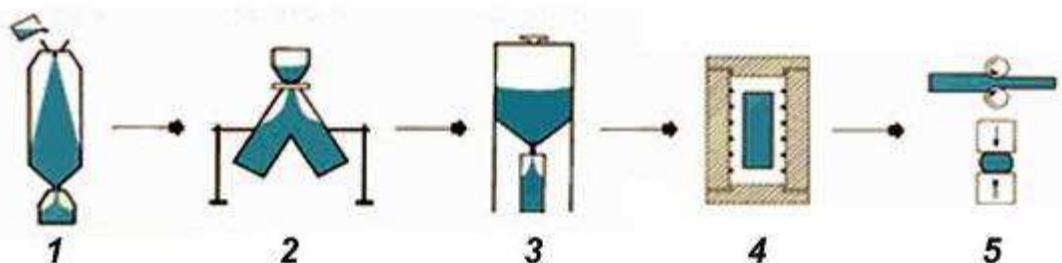
1.3 Влияние технологических факторов на структурные изменения в сплавах системы Co-Cr-Mo

Литые сплавы имеют относительно низкие функциональные характеристики вследствие дендритной ликвации легирующих элементов, пористости (см. таблицу 1.2). Такие дефекты ведут к нежелательным явлениям (например, к локальной коррозии), поэтому литые сплавы подвергают термической обработке [128]. При гомогенизации в течение 1 ч при температурах 1220—1270°C все фазы, существующие в отливке (карбиды, σ -фаза) при содержании углерода до 0,3 мас. % и хрома до 35—40 мас. %, переходят в твердый раствор, устраняется ликвация легирующих элементов. Последующее дисперсионное твердение при 600—950°C в течение до 100 ч обуславливает распад метастабильного твердого раствора с ГЦК-решеткой с образованием мартенсита с ГПУ-решеткой по бездиффузионному механизму [124, 129, 130]. Кинетика ГЦК \rightarrow ГПУ-превращения и геометрия мартенситных пластин в чистом кобальте рассмотрена в работах [131, 132]. В зависимости от температуры и длительности процесса дисперсионного твердения в сплаве формируются карбиды различных размеров, располагающиеся, как правило, вдоль границ зерен, двойников, мартенситных игл [133 - 135]. Сплав содержит большое количество дефектов (двойники, дефекты упаковки) и упрочняющих фаз (карбиды, σ -фаза, мартенсит), препятствующих скольжению дислокаций. Тем самым значительно повышается прочность сплава. Недостатком процессов старения является рост зерен в результате длительных выдержек при высоких температурах.

Измельчают зерно термической обработкой благодаря явлению зернограничной реакции (grain boundary reaction) [75, 136, 137]. Сплав подвергают термоциклированию в интервалах выделения-растворения упрочняющих фаз. В результате за 4 цикла можно достичь измельчения зерна в 2—3 раза относительно исходного. При этом эффект измельчения тем выше, чем крупнее исходное зерно. Высокотемпературным старением при 816—1038°C улучшают стойкость Со—Cr—Mo-сплава к ползучести благодаря формированию зерен с зубчатыми границами, затрудняющими их зернограничное проскальзывание при высокотемпературном нагружении [138, 139].

Мелкое зерно также формируют методами порошковой металлургии [140 - 142]. Одним из методов является «Micro-Melt P/M process», применяющийся фирмой Carpenter Technology Corporation (США) (рисунок 1.2). Так, для начала нагретым газом высокой чистоты распыляется расплав, полученный в вакуумно-индукционной печи. Далее порошок просеивается до фракции,

предопределенной размером ячейки сита. Затем смешиваются разнородные порошки до получения однородной смеси, которой заполняется нержавеющий контейнер, и осуществляется горячее изостатическое прессование до ее полного уплотнения. Полученный полуфабрикат подвергается горячей прокатке с получением кованой прутковой заготовки, затем – окончательной обработке: точению и шлифованию. Изготовленные из такого сплава изделия обладают необходимыми механическими свойствами вследствие относительно однородного равноосного мелкого зерна с равномерным распределением упрочняющих фаз по объему. В работе [143] показано, что наилучшими механическими характеристиками (повышенной пластичностью и в то же время высокой прочностью) обладают изделия, полученные из порошка наименьшей фракции.

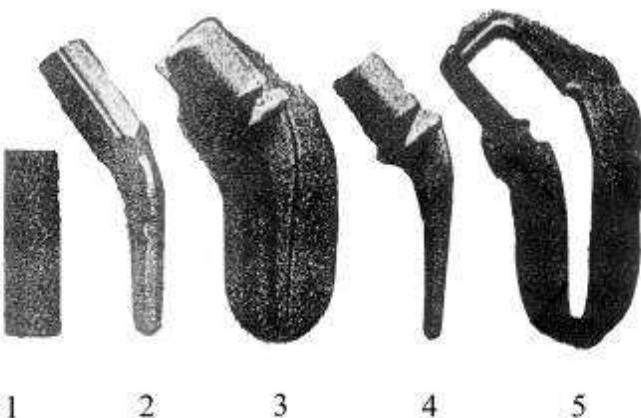


1 – распыление; 2 – смещивание; 3 – заполнение формы; 4 – горячее изостатическое прессование; 5 – горячая обработка давлением

Рисунок 1.2 – Пример технологического процесса «Carpenter's Micro-Melt® P/M», основанного на методах порошковой металлургии [144]

Поскольку методы термической обработки и порошковой металлургии не обладают высокой экономичностью, их применение целесообразно в отдельных случаях при невозможности изготовления или упрочнения деталей иными способами.

Измельчения зерна, формирования мартенсита, высокой плотности дефектов кристаллического строения достигают более экономичными способами обработки давлением [93, 145]. Например, авторы [35] предлагают следующий технологический процесс изготовления полуфабриката ножки эндопротеза тазобедренного сустава горячей штамповкой (рисунок 1.3). Пруток из Co-Cr-Mo сплава 1 первоначально вытягивается и изгибается до требуемых формы и размеров 2. Поскольку температура заготовки при таком процессе обычно снижается, заготовка нагревается снова. Затем предварительно изогнутая заготовка за две операции превращается в протезную заготовку 3 и зачищается 4. При необходимости снятие заусенцев 5 повторяется. Число переходов при обработке в штампе зависит от степени, в которой черновая



1 – исходная заготовка; 2 – заготовка после вытяжки и изгиба формы;
3 – штампованная заготовка; 4 – поковка; 5 - облой

Рисунок 1.3 - Последовательность изготовления поковки ножки эндопротеза тазобедренного сустава [35]

обработка давлением приближена к форме детали эндопротеза. Для повышения прочности, если это необходимо, наносится калибровочный удар.

Обработка давлением Co—Cr—Mo-сплавов связана с преодолением трудностей таких, как узкий интервал температур деформации сплавов, высокое сопротивление деформированию и малая пластичность [73]. Указанные особенности обработки давлением возникают в результате присутствия в сплаве структурных составляющих, затрудняющих перемещение дислокаций – карбидов, оксидов и др.

Одним из способов повышения технологической пластичности сплавов является легирование сплава никелем или/и железом в количестве до 30% [35]. Однако в некоторых случаях (например, при изготовлении деталей медицинских имплантатов) присутствие никеля крайне нежелательно, поскольку значительно ухудшается биосовместимость сплава с организмом человека. Другим способом улучшения технологической пластичности является снижение концентрации примесей (оксидов), например, путем электронно-лучевого или плазменного переплава материала [146]. При содержании примесей выше 0,01% образуются некогерентные фазы внутри мягкой матрицы и/или по ее границам. При пластической деформации происходит интер- и/или транскристаллитное растрескивание сплава. После нескольких переходов обработки давлением с целью разрушения крупнозернистой структуры высокочистой отливки (примеси <0,01%), как правило, достигают среднего линейного размера зерен около 15 мкм.

Следующий способ повышения технологической пластичности сплава связан с фазовым превращением, вызванным пластической деформацией – распад высокотемпературного метастабильного твердого раствора с ГЦК-

решеткой и образование мартенсита с ГПУ-решеткой [124, 147, 148]. Механизмы превращения, предложенные к настоящему времени, предполагают, что наибольший вклад в деформационное упрочнение вносит пересечение дефектов упаковки, являющихся преобладающими местами зарождения мартенсита [149]. Можно предположить, что мартенситное превращение является механизмом, альтернативным разрушению.

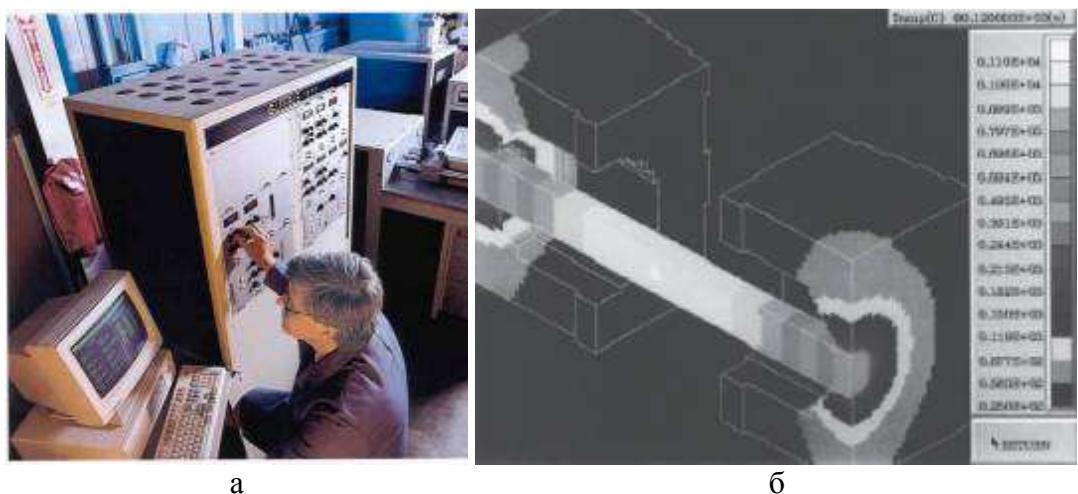
Большое влияние на способность к деформированию оказывают размер зерна, конфигурация границ зерен и схема деформации. Сплавы с крупнозернистой структурой деформируют с малыми скоростями []. Зубчатые границы зерен, образующиеся при высокотемпературном старении, улучшают характеристики ползучести и значительно осложняют пластическое деформирование, поскольку затрудняется процесс зернограничного проскальзывания [138]. При формировании изделий избегают появления растягивающих напряжений на поверхности заготовки. В условиях, близких к всестороннему сжатию, возможно деформирование Со—Cr—Мо сплава со степенью деформации до 80% [81]. При соблюдении указанной схемы достигалось удовлетворительное качество поковки при деформировании со степенью до 50% переплавленной электронным лучом заготовки с эвтектической структурой, содержащей включения карбидов и σ -фазы [8-А, 9-А].

Теплая деформация при температурах до 800—1000°C возможна только с небольшими степенями деформации (до 10-15%) вследствие насыщения сплава дефектами (наклепа) [36]. Деформирование сплава при температурах, близких к температурам плавления (свыше 1300°C), невозможно из-за оплавления границ зерен и их окисления, следствием чего является растрескивание заготовок при пластическом деформировании [150]. В относительно узком интервале оптимальных температур деформации 1100—1250°C упрочняющие фазы, препятствующие перемещению дислокаций, растворяются в матрице, происходят отдах сплава и его рекристаллизация (новые зерна, как правило, зарождаются в местах пересечения двойников и дефектов упаковки [151]). Увеличение скорости и уменьшение температуры деформации обуславливает увеличение напряжения пластического течения [152]. Динамическая рекристаллизация при горячей обработке давлением вызывает разупрочнение сплава.

Традиционные процессы печного нагрева заготовок под пластическое деформирование, включающие длительные выдержки для частичной или полной гомогенизации сплава, способствуют росту зерна. Применение скоростных процессов нагрева [153], в частности, индукционного [154], позволяет избежать указанных недостатков. При индукционном нагреве под деформацию следует учитывать не только узкий интервал температурно-

деформационных границ обработки, но также узкий интервал скоростей нагрева, обеспечивающих относительно равномерный прогрев заготовки по сечению. Также большое влияние на поведение заготовки в процессе пластической деформации при скоростном нагреве оказывает ее исходное структурное состояние. Процессы выделения и растворения фаз в сплаве связаны с диффузией легирующих элементов, для завершения которых требуется длительное время даже при повышенных температурах. Очевидно, что при скоростном нагреве продолжительностью до 1—2 мин заготовки с высоким содержанием включений, растворение последних будет незначительным, а следовательно, незначительным будет и повышение технологической пластичности сплава. При скоростном нагреве заготовки со структурой, оптимизированной под пластическое деформирование (мелкозернистой с отсутствием упрочняющих фаз), процесс пластической деформации улучшается вследствие подавления роста зерна и выделения фаз. При более высокой скорости нагрева возможно достижение повышенных температур, способствующих снижению сопротивления сплава деформированию. Однако возрастает разность температур по сечению заготовки вследствие низкой теплопроводности сплава, что влечет за собой возникновение термических напряжений и структурной неоднородности, неблагоприятно сказывающихся на процессе последующей пластической деформации.

Известно, что зарубежные ученые проводят исследования в указанном выше направлении при помощи специальных испытательных машин серии Gleeble («Gleeble Testing») (рисунок 1.4, а), хотя и дают рекомендации для пластической деформации сплава с применением печного нагрева [121, 122].



а – испытательная машина Gleeble, используемая для определения оптимальных температур деформации [155]; б - распределение температуры у образца диаметром 10 мм из стали с содержанием углерода 0,2%, нагревого в «горячих кулаках» из нержавеющей стали до 1100°C за 110 с и выдержанного 10 с [156]

Рисунок 1.4 – Оборудование для испытания по технологии «Gleeble Testing»

Принцип работы машины Gleeble состоит в следующем. Электроконтактным способом образец с определенной скоростью (продолжительностью) нагревается в специальных кулачках до заданной температуры (рисунок 1.4, б), при достижении которой кулачками сообщаются образцу растягивающие усилия. После разрушения образца измеряется относительное сужение его поперечного сечения. По завершении серии экспериментов строится график зависимости пластичности от температуры нагрева. Таким образом определяются оптимальные температуры горячей обработки давлением труднодеформируемых сплавов. Однако методика, режимы и результаты проведения испытаний в открытой печати не публикуются.

Таким образом, при производстве изделий из Co—Cr—Mo-сплавов горячей обработкой давлением с применением методов скоростного нагрева возникает проблема выбора оптимальных режимов (скорости нагрева, температуры, степени деформации и т.п.), которые непосредственно зависят от структурного состояния сплава. Процессы пластической деформации Co—Cr—Mo-сплава с применением скоростных способов нагрева и их влияние на структурные изменения недостаточно изучены. Для решения указанной проблемы и привлечены сотрудники Физико-технического института НАН Беларуси.

1.4 Постановка цели и задач исследований

Сплавы на основе кобальта, легированные хромом, молибденом, углеродом и азотом (соответственно 21-31; 4-6; до 0,4 и до 0,4 мас. %) обладают высоким комплексом эксплуатационных свойств: прочностью, жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью, износостойкостью, биосовместимостью.

Относительно экономичным способом изготовления изделий из Co-Cr-Mo сплавов с достаточно высоким комплексом функциональных характеристик является обработка давлением, в частности, горячая штамповка.

Обработка давлением Co-Cr-Mo сплавов осуществляется в относительно узком диапазоне температур и степеней деформации и связана с преодолением его низкой технологической пластичности и высоким сопротивлением деформированию.

Технологическая пластичность Co-Cr-Mo сплава зависит главным образом от структурного состояния сплава в момент обработки: размера зерна и конфигурации границ зерен, фазового состава (присутствия упрочняющих фаз).

Количественное содержание упрочняющих фаз у литых сплавов снижают (то есть улучшают технологическую пластичность) частичной или полной гомогенизацией. Вследствие низкой скорости печного нагрева и длительных

выдержек при температурах выше $0,7 T_{\text{пл}}$ (1150 - 1250°C) растет зерно. В результате ухудшается технологическая пластичность сплава, а также возникает необходимость применения нескольких переходов пластической деформации для измельчения зерна с целью повышения функциональных свойств изделия.

Для мелкозернистых заготовок, структура которых оптимизирована под обработку давлением, изготовленных, например, методами порошковой металлургии, проблемы роста зерна при печном нагреве под деформацию также остаются актуальными.

Рост зерна в сплаве подавляется (а, следовательно, улучшается технологическая пластичность и требуется меньшее количество переходов обработки давлением) при использовании скоростного нагрева под пластическую деформацию. Однако структурные изменения в Co-Cr-Mo сплаве, например, процессы выделения-растворения фаз, роста и измельчения зерна при скоростном нагреве, в частности, индукционном, и последующей горячей пластической деформации являются недостаточно изученными. Поэтому существует научная и практическая необходимость исследования структурных изменений в Co-Cr-Mo сплаве при температурно-деформационном воздействии, в результате чего будут получены новые научные знания и даны практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления изделий из Co-Cr-Mo сплава горячей пластической деформацией с применением индукционного нагрева.

Таким образом, можно сформулировать **цель** исследований - определить температурно-скоростные условия формирования оптимального структурного состояния сплава системы Co-Cr-Mo для последующего изготовления из него полуфабрикатов деталей ответственного назначения горячей пластической деформацией.

При этом **объектом** исследований должен быть углерод- и азотсодержащий сплав системы Co-Cr-Mo состава (мас. %): хрома 25-31%, молибдена 4-7%, углерода и азота до 0,4% каждого, - структура которого оптимизирована под обработку давлением, а **предметом** исследований - структурные и фазовые изменения в сплаве при воздействии на него температурно-градиентных тепловых полей в широком диапазоне скоростей индукционного нагрева и последующей пластической деформации.

Для достижения поставленной цели необходимо решить **задачи**, формулировка которых вытекает из изложенных ниже рассуждений.

Известно, что технологические и эксплуатационные свойства жаропрочных сплавов, к которым относится Co-Cr-Mo сплав, в процессах горячей обработки давлением связаны, прежде всего, со структурными изменениями, происходящими при высокотемпературном воздействии. С

другой стороны, необходимый комплекс эксплуатационных свойств (например, стойкость против ползучести, прочность, износостойкость) в указанных сплавах достигается созданием гетерогенной структуры путем выделения при старении из пересыщенного твердого раствора фаз определенной степени дисперсности и соответствующей плотности их распределения. Чем дольше сохранена в материале высокая степень дисперсности выделенной фазы, тем длительней сохраняет он в условиях эксплуатации повышенную жаропрочность. При повышении температуры до 0,6-0,7 $T_{пл}$, вследствие коагуляции выделений и изменения фазового состава прочность сплава уменьшается. Дальнейший рост температуры приводит к повышению растворимости легирующих элементов в твердом растворе и растворению выделений в матрице.

Большое количество выделений, отличающихся высокой твердостью и хрупкостью, резко ухудшает высокотемпературную пластичность и вязкость сплавов. Являясь препятствием для продвижения дислокаций, они способствуют концентрации напряжений в локальных объемах и ускоряют в них пластическую деформацию, сопровождающуюся разрушением металла и более интенсивным образованием трещин.

В связи с изложенным, становится очевидным, что для достижения максимально возможных пластических свойств при горячей обработке давлением структура сплава должна быть как можно более однородной, без твердофазных включений. Последнее достигается нагревом до таких температур, при которых обеспечивается растворение наибольшего числа хрупких и твердых фаз – карбидов, интерметаллидов. Поскольку соединения в жаропрочных сплавах отличаются высокой термостойкостью и слабо взаимодействуют с матрицей, то для их растворения необходима повышенная температура нагрева. Вместе с этим, температура нагрева должна быть ограничена из-за чрезмерного роста зерна и пережога – оплавления, сопровождающегося окислением границ зерен. Материал с крупным зерном обнаруживает большое сопротивление ползучести, т.е. большую прочность, но отличается худшей пластичностью. Особенно неблагоприятно воздействие границ зерен, расположенных поперек к оси приложенных нагрузок; они ухудшают не только механические свойства при высоких температурах, но и способствуют неравномерному протеканию коррозионных процессов.

При нагреве Co-Cr-Mo сплава, в котором содержание легирующих элементов близко к пределу растворимости, до температуры гомогенизации и выдержке, достаточной для развития диффузионных процессов (не менее 1 ч [65]), атомы легирующих элементов переходят в твердый раствор. Если затем обработанный таким способом сплав охладить с большой скоростью охлаждения (например, в воде), т.е. подвергнуть закалке, то легирующие

элементы останутся в твердом растворе. Таким образом, при комнатной температуре раствор сохранит высокотемпературное состояние с характерным для него высоким содержанием легирующих элементов. При комнатной температуре такое состояние неустойчиво, т.к. раствор пересыщен. Поэтому закаленный сплав в этом состоянии имеет тенденцию к распаду путем выделения избытка растворенных элементов из твердого раствора. Для осуществления этого процесса (процесс дисперсионного твердения) необходимо значительное время даже при повышенных температурах, например, при $650\text{--}900^{\circ}\text{C}$ – несколько десятков часов [68]. Последнее позволяет положить, что при повторном высокотемпературном нагреве, например до $0,8 T_{\text{пл}}$, при небольшой продолжительности нагрева т.в.ч. (до 120–180 с) выделение легирующих элементов из раствора с образованием упрочняющих фаз произойдет лишь частично, что будет способствовать сохранению технологической пластичности сплава на достаточном для деформирования уровне.

Исходя из вышеизложенных рассуждений возникает необходимость проведения экспериментальных работ по *изучению технологических характеристик Co-Cr-Mo сплава в зависимости от структурного состояния заготовок и продолжительности их индукционного нагрева до предполагаемых температур деформации*. По окончании исследований должны быть предложены интервалы оптимальных температур деформации заготовок с заданным структурным состоянием и предпочтительная продолжительность их нагрева, которые способны обеспечить максимально возможную технологическую пластичность сплава в условиях штамповки поковок деталей ответственного назначения.

Как известно, под влиянием действия температуры в металлах и сплавах протекает ряд физико-химических процессов, обусловленных, в частности, диффузией легирующих элементов и перемещением дислокаций: изменение фазового состава (выделение, растворение и превращение фаз), рекристаллизация (зарождение и рост зерен), насыщение атмосферными газами. В связи с этим, в комплексном подходе при разработке технологии обработки от заготовки до поковки необходимо учесть не только особенности воздействия температуры на структуру (а, следовательно, на технологические свойства Co-Cr-Mo сплава), но и специфику этого способа с особенностями распределения температуры в объеме заготовки в различные моменты процесса нагрева при минимально и максимально возможных скоростях нагрева и допустимыми перепадами температур по сечению заготовки. Сведения о поведении Co-Cr-Mo сплава при различных температурных воздействиях при традиционных печных способах нагрева, достаточно широко освещенных в литературных источниках, могут быть полезны скорее в методологическом

отношении, чем в качестве достоверной информации для назначения технологических режимов горячей обработки давлением с применением недостаточно изученного для сплава индукционного нагрева. Поэтому в данной работе необходимо исследовать неоднородность распределения температуры и соответствующую структурную неоднородность по сечению заготовки при индукционном нагреве. Полученные данные позволяют предложить диапазон допустимых скоростей (продолжительностей) нагрева заготовок.

Согласно литературным источникам [157], однородность структурных и механических характеристик по сечению изделий ответственного назначения, полученных из Co-Cr-Mo сплава обработкой давлением, во многом определяет их надежность и долговечность в процессе эксплуатации. Операции ковки и штамповки, содержащие элементы осадки, характеризуются наличием сил трения на поверхности контакта деформируемого металла с бойками, поэтому в различных частях осаживаемого тела имеет место неоднородное напряженно-деформированное состояние: внутри тела развивается всестороннее неравномерное сжатие, а на свободной поверхности ("бочке") возникают дополнительные растягивающие напряжения. Немаловажное значение при этом имеет температурное поле внутри деформируемого материала. Неоднородность напряженно-деформированного состояния вызывает соответствующие структурные изменения в объеме поковки.

Таким образом, следующим направлением исследований является изучение влияния температурно-деформационных условий пластической деформации на структурные изменения в Co-Cr-Mo сплаве. Решение поставленной задачи позволит установить оптимальные режимы деформирования Co-Cr-Mo сплава в соответствии с поставленной целью.

1.5 Выводы по главе 1

В результате анализа литературных источников по обсуждаемой проблеме сформулирована цель работы, задачи, объект и предмет исследований.

1) Целью исследований является определение температурно-скоростных условий формирования оптимального структурного состояния сплава системы Co-Cr-Mo для последующего изготовления из него полуфабрикатов деталей ответственного назначения горячей пластической деформацией.

2) Для достижения указанной цели поставлены следующие задачи:

2.1) Изучить влияние основных параметров нагрева на изменение структуры сплава системы Co-Cr-Mo.

2.2) Установить зависимость между основными параметрами горячей пластической деформации и структурными изменениями в сплаве системы Со-Cr-Mo.

2.3) Дать практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления поковок из Со-Cr-Mo сплава горячей пластической деформацией.

2.4) Внедрить результаты исследований в технологический процесс изготовления точных поковок деталей ответственного назначения.

3) **Объект** исследований - углерод- и азотсодержащий сплав системы Со-Cr-Mo состава (мас. %): хрома 25 - 31%, молибдена 4 - 7%, углерода и азота до 0,4% каждого,- изготовленный горячим изостатическим прессованием мелкодисперсного порошка. **Предмет** исследований - структурные и фазовые изменения в сплаве при воздействии на него температурно-градиентных тепловых полей в широком диапазоне скоростей индукционного нагрева и последующей пластической деформации.

ГЛАВА 2 МЕТОДОЛОГИЯ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

2.1 Материалы и образцы для испытаний

В работе использовался сплав в виде прутков диаметром 22,2 и 41,2 мм производства «Carpenter Technology Corporation» (США) [121, 157] состава, представленного в таблице 2.1 (приложение А). Сплав изготовлен горячим изостатическим прессованием мелкодисперсного порошка. Режимы изготовления (температура спекания и прессования порошка) сплава неизвестны. Прутки из данного сплава разрезались до получения образцов ОД22 и ОД41 (таблица 2.2). Из образцов ОД41 в исходном и термообработанном состоянии вырезались образцы ОД5 и ОД6 на станке электроэрозионном ЭЛИУР 2-200-08.

Таблица 2.1 - Химический состав Со-Cr-Mo сплава*

Химический элемент	Co	Cr	Mo	C	N	Mn	Si	Ni	Fe	O	P	S
Содержание элемента, %	61,79	29,5	6,6	0,23	0,14	0,7	0,7	0,14	0,07	0,011	0,002	0,004

* содержание Cu, Al, Ti, W, В по 0,001 мас. % каждого.

Таблица 2.2 - Обозначение и геометрические параметры образцов для исследований

Обозначение образца	Диаметр образца, мм	Высота образца, мм
ОД5	5±0,05	7±0,1
ОД6	6±0,05	9±0,1
ОД22	22,2	16±1
ОД41	41,2	10±1

2.2 Термическая обработка

2.2.1 Печной нагрев

Образцы нагревались при помощи печи КЕДЫ 15.10.25/4, а затем отжигались или закаливались. Для защиты от окисления и обезуглероживания на образцы наносилось специальное покрытие на основе жидкого стекла. Назначение термообработанных образцов описано в последующих разделах

данной главы. Температура нагрева образцов в печи контролировалась платинородиевой термопарой градуировки ПП с помощью прибора ПП-1.

Режимы термообработки с применением печного нагрева обозначались следующим образом. На первом месте ставился вид термической обработки образца: СП - состояние поставки, ПО – отжиг в печи, ПЗ – закалка в воде после нагрева в печи. Далее в скобках указывалось состояние образца до обработки. Затем через дефисы - температура нагрева в градусах Цельсия и время выдержки в печи в минутах. Например, режим ПЗ(ПО-1120-120)-1150-30 означает, что образцы в состоянии поставки подвергались отжигу в печи при температуре 1120 °С и выдержке 2 ч, а затем закалке в воде после повторного нагрева в печи до температуры 1150 °С и выдержки 30 мин.

2.2.2 Индукционный нагрев

Согласно рекомендациям [154] индукционный нагрев образцов ОД22 осуществлялся при помощи среднечастотного генератора СЧГ 8-100/8 частотой 8 кГц, а образцов ОД5 и ОД6 – при помощи высокочастотного генератора ВЧГ-6-0,44 частотой 440 кГц. При нагреве индукционным способом температура определялась фотопирометром ФЭП-4М с точностью $\pm 10^{\circ}\text{C}$, а также термопарой хромель-алюмель диаметром 0,17 мм с помощью переносного потенциометра ПП-63 класса 0,05 и контрольного самопишущего прибора КСП-4. Термопара зачеканивалась прибором для сварки термопар конденсаторным в торце образца посередине его радиуса. Время индукционного нагрева измерялось секундомером СОСПр-2Б-2сек. Длительность нагрева образцов определялась регулировкой параметров генераторов (таблицы 2.3 и 2.4). Так, по режимам ВЧ1, ВЧ2, ВЧ3 образцы нагревались до температур 1100—1300 °С с интервалом 50 °С за время: по режиму ВЧ3 – от 17 с до 30 с, по режиму ВЧ2 – от 26 с до 110 с, по режиму ВЧ1 – от 60 с до 210 с. Продолжительность нагрева по режимам ВЧ4 и ВЧ5 до

Таблица 2.3 - Параметры индукционной установки частотой 440 кГц при нагреве образцов ОД5 и ОД6

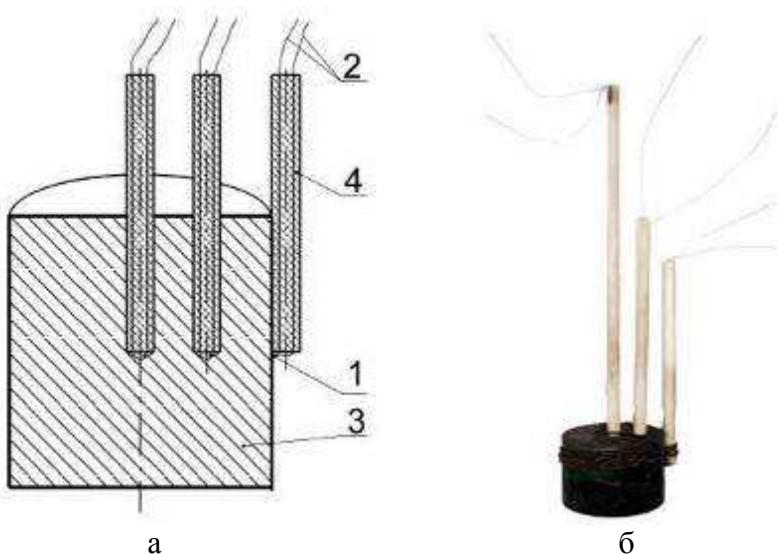
Параметры оборудования				Исходное состояние образца	Наименование режима
Анодное напряжение, кВ	Ток анода, А	Ток сетки, А	Показания прибора контура, мА		
7,4	1,3	0,8	0,3	СП	ВЧ1
8,2	1,45	0,9	0,35	СП	ВЧ2
				ПО-1120-120	ВЧ4
				ПЗ(ПО-1120-120)-1200-40	ВЧ5
9	1,6	1	0,4	СП	ВЧ3

Таблица 2.4 - Параметры индукционной установки при нагреве образцов ОД22

Параметры оборудования			Исходное состояние образца	Наименование режима обработки
Напряжение выпрямителя, В	Ток выпрямителя, А	Напряжение генератора, В		
200	20	180	СП	СЧ1
250	25	190	СП	СЧ2
300	30	215	СП	СЧ3
400	40	300	СП	СЧ4
225	22,5	185	СП	СЧ5

указанных температур составила от 30 до 120 с. Время нагрева образцов по режимам СЧ1, СЧ2, СЧ3, СЧ4 подробно освещено в приложении В, по режиму СЧ5 – в разделе 2.3.

Для выявления неоднородности структурных и механических характеристик при индукционном нагреве изучалось распределение температуры по сечению образца. Чтобы построить распределение температуры по сечению образца с допустимой погрешностью, измерение температур в различных точках поперечного сечения цилиндрической заготовки проводили при помощи термопар, смонтированных в заготовке специальной конструкции согласно рекомендациям [154] (рисунок 2.1). Спай 1 термопар 2 зачеканивались на боковой поверхности посередине образующей цилиндрического образца (ОД22) 3, а также углублялись в глухие отверстия диаметром и глубиной $2,5 \pm 0,2$ и $7,5 \pm 0,5$ мм соответственно, сформированные электроэррозионным способом в торце вблизи оси ($r=0$) и посередине радиуса ($1/2r$). Термопары хромель-алюмель диаметром 0,17 мм изолировались и



а – конструкция заготовки; б – фотография заготовки;

1 – спай, 2 – термопара, 3 – заготовка, 4 – керамическая изоляция

Рисунок 2.1 - Конструкция и фотография заготовки с термопарами для исследования распределения температуры при индукционном нагреве

подключались к пишущему потенциометру КСП-4. В процессе нагрева образцов по режимам СЧ1, СЧ2, СЧ3 и СЧ4 измерялась температура поверхностных, осевых и промежуточных слоев до тех пор, пока температура поверхностных слоев не достигнет 1200°C. При этом принято допущение, что осевые слои ограничиваются интервалом [0, 1/3r]; промежуточные слои - [1/3r, 2/3r]; поверхностьные слои – (2/3r, r]. Температура окружающей среды составляла 15-20°C.

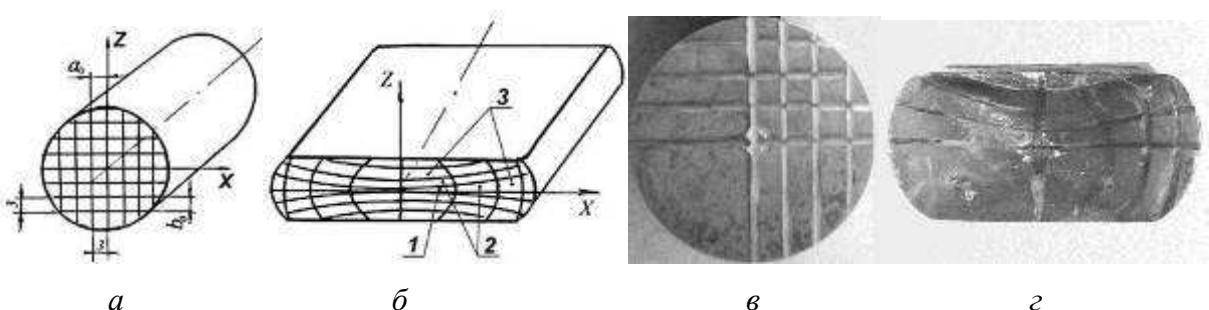
2.3 Пластическая деформация

Влияние горячей пластической деформации на изменения структурных и механических характеристик сплава оценивалось посредством изучения координатных сеток, представляющих собой совокупность взаимно перпендикулярных рисок, нанесенных на торце образца. Такая методика позволяет сопоставить качественные изменения в сплаве с количественными мерами воздействия на него [16-А].

Для определения величины интенсивности локальных деформаций на торцах образцов ОД22 кругом армированным отрезным 115×1,0×22 ПП 14А32 (А24) наносилась координатная сетка с размером ячейки 3×3 мм (рисунок 2.2, а, в). Ширина линий сетки имела стабильное значение для всей сетки и составляла 1,1 мм. Принято условное обозначение слоев образца относительно осевой линии: интервал [0, 3] соответствует осевым слоям; [3, 6] – промежуточным слоям; (6, 9] – поверхностным слоям.

Образцы ОД22 нагревались под деформацию до 1050, 1120 и 1200 °C за время 60-90 с по режиму СЧ5 (см. таблицу 2.4), гарантирующему относительно равномерное распределение температуры по сечению заготовки с перепадом, не превышающим 10 °C.

Деформирование осуществлялось по схеме свободной осадки двумя плоскими бойками без смазки на кривошипном механическом прессе К2130 усилием 100 т с тремя степенями ε_i : 0,1; 0,25 и 0,4. В результате по измененным



1, 2, 3 – осевые, промежуточные и поверхностные слои соответственно
Рисунок 2.2 - Схема нанесения (а) и фотография (в) координатной сетки. Схема (б) и фотография (г) сетки после деформирования образца

ячейкам сетки (рисунок 2.2, б, в) определялись локальные деформации вдоль взаимно перпендикулярных горизонтальной X (e_x) и вертикальной Z (e_z) диаметральных линий по формулам (2.1).

$$e_x = \ln \frac{a_i}{a_0}, \quad e_z = \ln \frac{b_i}{b_0} \quad (2.1)$$

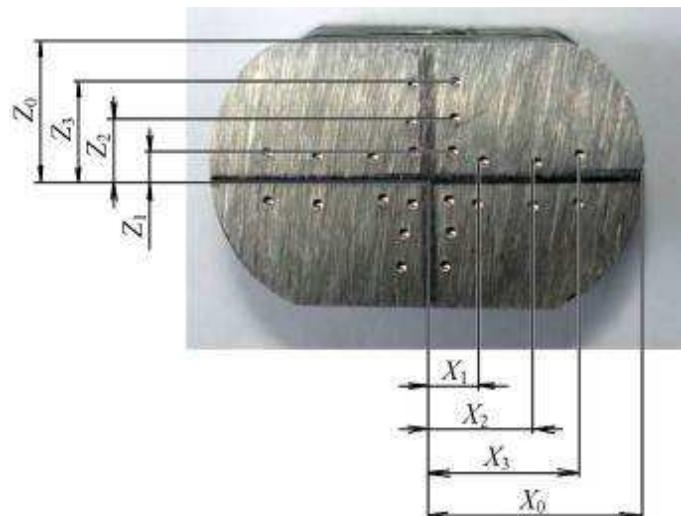
где a_0 и b_0 - размеры координатной ячейки соответственно в горизонтальном и вертикальном направлениях, $a_0=b_0=3$ мм;

a_i и b_i — искаженные в результате деформации размеры координатной ячейки соответственно в горизонтальном и вертикальном направлениях, мм.

Интенсивность деформаций в локальном объеме образца (e_u) определялась по формуле (2.2).

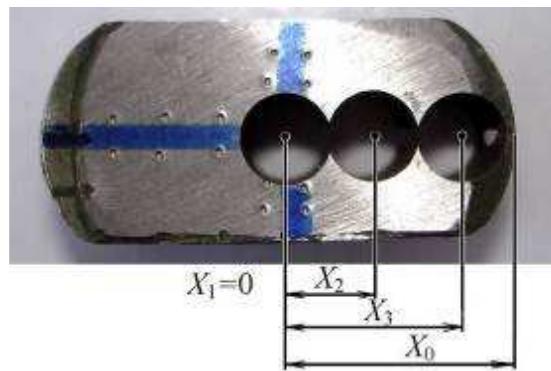
$$e_u = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{e_x^2 + e_x e_z + e_z^2} \quad (2.2)$$

В искаженных ячейках координатной сетки проводились металлографические исследования и измерялась твердость (рисунок 2.3). Электроэррозионным способом из деформированного образца ОД22 вырезались образцы ОД5 (рисунок 2.4), у которых определялись предел прочности на сжатие и относительное расширение поперечного сечения по формулам (2.4) и (2.5). На основе комплексного анализа полученных данных устанавливалась связь между степенью температурно-деформационного воздействия на сплав и изменением его свойств.



X_0, X_1, X_2, X_3 и Z_0, Z_1, Z_2, Z_3 - расстояние от осевой линии образца до максимально удаленной точки и до области измерения твердости вдоль горизонтальной и вертикальной осей симметрии образца соответственно

Рисунок 2.3 – Схема измерения твердости деформированного образца



X_0, X_1, X_2, X_3 – расстояние от осевой линии продеформированного образца ОД22 до максимально удаленной точки и до осевой линии вырезаемых образцов ОД5 вдоль горизонтальной оси симметрии

Рисунок 2.4 – Схема вырезания образцов ОД5 для механических испытаний

Изготовление промышленной партии поковок с использованием специальной оснастки осуществлялось на кривошипных прессах: КБ9534 номинальным усилием 2500кН, К8538 номинальным усилием 6300кН и К-2130А номинальным усилием 1000кН. Скорость деформации определялась техническими характеристиками оборудования.

2.4 Металлографические исследования

Для металлографических исследований образцы шлифовались на установке «НЕРИС» модели 2881, а затем полировались на установке «METASINEKS». В качестве полировальной смеси использовалась смесь оксида хрома с водой. Металлографические исследования осуществлялись на металлографическом микроскопе МИКРО 200 фирмы «Планар», связанном в комплексе с цифровой фотокамерой Nikon Coolpix 4500. Экспонирование микроструктур производилось также на большом фотомикроскопе отраженного света NEOPHOT 21 цифровым фотоаппаратом SONY DSC-W7. Фазовый рентгеноструктурный анализ осуществлялся на дифрактометре рентгеновском общего назначения ДРОН-3. По формуле (2.3) определялась относительная интенсивность максимумов интерференционных линий (I_{omn}), соответствующих кристаллографическим плоскостям твердого раствора хрома в кобальте с ГЦК-решеткой (111), (200), (220), (311) и (222).

$$I_{omn} = \frac{I_i}{I_0} \cdot 100\% , \quad (2.3)$$

где I_i и I_0 - интенсивности максимумов интерференционных линий, соответствующих кристаллографическим плоскостям твердого раствора хрома в кобальте с ГЦК-решеткой (111), (200), (220), (311) и (222), мм;

$i = 1, 2, 3, 4, 5$ – порядковый номер, соответствующий кристаллографическим плоскостям (111), (200), (220), (311) и (222).

Микроструктура исследовались у нетравленых образцов и после травления. При выборе реактивов из таблицы 1.3 руководствовались степенью их вредности, доступностью и трудоемкостью способов травления. Для изучения микроструктуры отожженных образцов использовали химическое травление концентрированной соляной кислотой, травителем Марбле, царской водкой и другими согласно рекомендациям [125].

Границы зерен у закаленных образцов выявлялись электролитическим травлением 10%-ным раствором HNO_3 в дистиллированной воде (см. таблицу 1.3, реактив №7) согласно рекомендациям [124]. При этом большое внимание уделялось режимам травления (силе тока, межэлектродному расстоянию, длительности), которые в значительной степени зависели от параметров предварительной обработки образцов (индукционного нагрева и/или горячей пластической деформации), поскольку при отклонении от определенных режимов растрепливались границы упрочняющих фаз, которые затем выпадали из матрицы.

Меньшая степень растрепливания структуры наблюдалось при травлении парами концентрированной соляной кислоты или с добавлением серной кислоты в пропорции $\text{HCl}:\text{H}_2\text{SO}_4=4:1$ в течение 20-30 часов (см. таблицу 1.3, реактив №12). Данным способом выявлялись линии скольжения в Co-Cr-Mo сплаве после пластической деформации [6-А].

Для визуального отличия σ -фазы от твердого раствора применяли цветное травление (см. таблицу 1.3, реактив №2). После легкого электролитического травления в 5%-ном растворе концентрированной H_3PO_4 образец быстро (до 1 с) переносился в раствор ($5\% \text{ KMnO}_4 + 5\% \text{ NaOH}$) + 90% H_2O на 7-10 секунд. В результате твердый раствор подвергался незначительному воздействию, и оставался неокрашенным. σ -фаза подвергалась незначительному воздействию с изменением окрашивающих цветов от оранжевого до голубого или пурпурного.

Трудоемкость способов идентификации упрочняющих фаз, описанных в таблице 1.3, и относительная их вредность для организма человека ограничили их применение при исследовании структуры сплава. Указанные способы заменились металлографическими исследованиями в темнопольном, поляризованном и комбинированном освещениях. Принимая во внимание, что в темнопольном освещении матричное поле – темное, а межфазная граница раздела ярко освещена, съемка в темнопольном освещении осуществлялась для выявления границ фаз. Поляризованный свет позволяет различать на поверхности шлифа анизотропные и изотропные области - карбиды хорошо

выявляются в поляризованном свете и имеют белую яркую окраску, четко очерченные.

Специальный прибор DIC в комплексе с микроскопом MICRO 200 использовали для идентификации фаз по различию или сходству цветового спектра близлежащих участков. При помощи прибора DIC изменения длины волны падающего и соответственно отраженного света, идентифицировались с помощью световой интерференции различные по виду в светлопольном освещении фазы. По совпадению цветовой гаммы в близлежащих участках определялось насколько разнятся фазы. Если цвета совпадают – следовательно, фазы близки по составу и свойствам.

Как указано выше, описанные в таблице 1.3 реактивы обладают определенной степенью вредности для организма человека и требуют повышенной осторожности с их обращением, поскольку их составляющими являются кислоты. В ходе выполнения исследований предложен нейтральный реактив (раствор поваренной соли в дистиллированной воде) [6-А, 7-А] и режимы травления для выявления границ зерен и фаз, в частности: плотность тока – 0,5-0,6 А/см², расстояние между электродами – 1-2 мм, время травления - в интервале 2-5 сек.

2.5 Механические испытания

Твердость измерялась прибором для измерения твердости металлов и сплавов по методу Роквелла типа ТР марки ТК-2М по ГОСТ 9013. После испытания образцов ОД5 и ОД6 на разрывной машине ZD-10/90 оценивались их прочностные и пластические свойства. Предел прочности на сжатие ($\sigma_{в.сж.}$) определялся по формуле (2.4).

$$\sigma_{в.сж.} = \frac{P_{сж}}{F}, \quad (2.4)$$

где $P_{сж}$ – максимальное усилие сжатия образца, Н;

F – максимальная площадь поперечного сечения образца после испытаний, мм².

Относительное расширение поперечного сечения при сжатии (ψ) вычислялось по формуле (2.5).

$$\psi = \frac{F - F_0}{F_0}, \quad (2.5)$$

где F_0 - площадь поперечного сечения образца до испытаний, мм².

2.6 Оценка технологических свойств

Результаты металлографических исследований (данные о размере зерна, фазовом составе) в комплексе с результатами механических испытаний при комнатной температуре (данными о твердости, пределе прочности на сжатие, относительном расширении поперечного сечения, характере излома сжимаемых образцов) использовались для оценки технологических свойств сплава, улучшение или ухудшение которых определялось сопоставлением данных до и после различных режимов обработки образцов.

Для оценки прочностных и пластических характеристик выбрана схема осадки цилиндрических образцов, которая имеет преимущества перед другими:

- при испытаниях на растяжение довольно сложно установить разницу изменения характеристик прочности и пластичности, поскольку сплав системы Co-Cr-Mo имеет относительно низкие при данных испытаниях свойства (относительное удлинение - до 8%) при любом виде обработки;

- схема испытания осадкой наиболее полно соответствует схеме изготовления поковок деталей из Co-Cr-Mo сплава (схеме всестороннего неравномерного сжатия), а условия испытаний - ГОСТу [158];

- испытания, например, при растяжении, изгибе, как правило, требуют специальной подготовки образцов, в результате которой удаляется дефектный поверхностный слой, что отражается на результатах экспериментов. Кроме того, для указанных испытаний необходимы образцы значительных размеров – несколько десятков миллиметров в длину, что является не экономичным при проведении многочисленных испытаний.

С точки зрения изучения закономерностей изменения технологической пластичности образцов при печном нагреве наиболее интересным является исследование поведение сплава при нагреве в диапазон температур 1100-1250°C, т.к. при данных температурах происходят процессы отдыха, рекристаллизации сплава и растворения выделений, т.е. процессы, способствующие увеличению пластических свойств. Поскольку нагрев сплава в диапазон температур 600-950°C способствует выделению упрочняющих фаз (т.е. упрочнению сплава и уменьшению пластичности), поэтому в данном интервале температур термическая обработка не осуществлялась.

Известно [159], что при скоростном нагреве процессы выделения, растворения упрочняющих фаз и другие структурные изменения усложняются, различные стадии процессов могут накладываться, протекать одновременно, отдельные из них могут вообще подавляться, температурные интервалы начала и окончания процессов смещаются вверх по температурной шкале, поэтому вызывает интерес изучение изменения характеристик сплава при

индукционном нагреве от 1100°C вплоть до температуры его плавления ($\approx 1300^\circ\text{C}$).

Исследование влияния исходной структуры на технологические свойства образцов после индукционного нагрева по режимам ВЧ4 и ВЧ5 (см. таблицу 2.3) заключалось в том, что предварительной термической обработкой подготавливались образцы двух типов: с низкой степенью пересыщения твердого раствора легирующими элементами (режим (ПО-1120-120)) и с более высокой (режим ПЗ(ПО-1120-120)-1200-40), т.е. соответственно менее (поскольку содержат большее количество карбидов и σ -фазы) и более пластичных.

Образцы, обработанные по режиму ВЧ1, ВЧ2 и ВЧ3 (см. таблицу 2.3), использовались для оценки влияния продолжительности нагрева на изменение технологических свойств. При этом необходимая продолжительность нагрева обеспечивалась определенными параметрами генератора. Изменение технологических свойств исследовалось также и при печном нагреве путем изменения длительности выдержки в печи – режим ПЗ(ПО-1120-120)- T_i -10 и режим ПЗ(ПЗ(ПО-1120-120)- T_i -10)- T_i -30, где T_i – 1100, 1150, 1200 и 1250°C при $i = 1, 2, 3$ и 4 соответственно.

2.7 Математическая обработка результатов экспериментов

Достоверность результатов экспериментов обеспечивалась проведением не менее трех параллельных замеров, при этом погрешность измерений не превышала 3-5 относительных процента. Для обработки экспериментальных данных использовали методы статистического анализа. Случайные отклонения анализировались с доверительной вероятностью 0,96. Аппроксимация данных и построение математических моделей осуществлялись с использованием возможностей программ Excel (Microsoft Office 2003) и Mathematica 5.0. Поскольку указанные программные продукты не позволяют производить аппроксимацию данных известными зависимостями, описывающими структурные изменения в металлах и сплавах (например, уравнением Аррениуса [160]), поэтому экспериментальные данные аппроксимировались полиномами вида (2.5). Точность моделирования повышалась за счет увеличения порядка полинома (до $n=6$ из-за ограничения возможностей программы) и точности коэффициента при переменной (до 20-30 знаков после запятой).

$$y = \sum_0^n a_n \cdot x^n, \quad (2.6)$$

где y – зависимая переменная;
 n – степень полинома;
 a_n – коэффициент при независимой переменной;
 x – независимая переменная.

2.8 Вывод по главе 2

Процесс выявления структуры образцов достаточно сложен вследствие повышенной коррозионной стойкости Со-Cr-Mo сплава и во многом зависит от состояния материала после осуществленной над ним обработки. Многие реактивы достаточно вредны, поскольку их составляющими являются кислоты. Поэтому разработаны нейтральный реактив и режимы травления для выявления границ зерен и фаз [11-А]. Получено положительное решение на заявку на изобретение [7-А].

ГЛАВА 3 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК Co-Cr-Мо СПЛАВА ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО- ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

В данной главе характеристики сплава в состоянии поставки в комплексе с результатами изучения изменения его характеристик при печном (медленном) нагреве явились базой для изучения характеристик сплава при индукционном (скоростном) нагреве. Данные об изменении характеристик сплава при индукционном нагреве в свою очередь послужили основой для установления основных закономерностей изменения характеристик после температурно-деформационного воздействия.

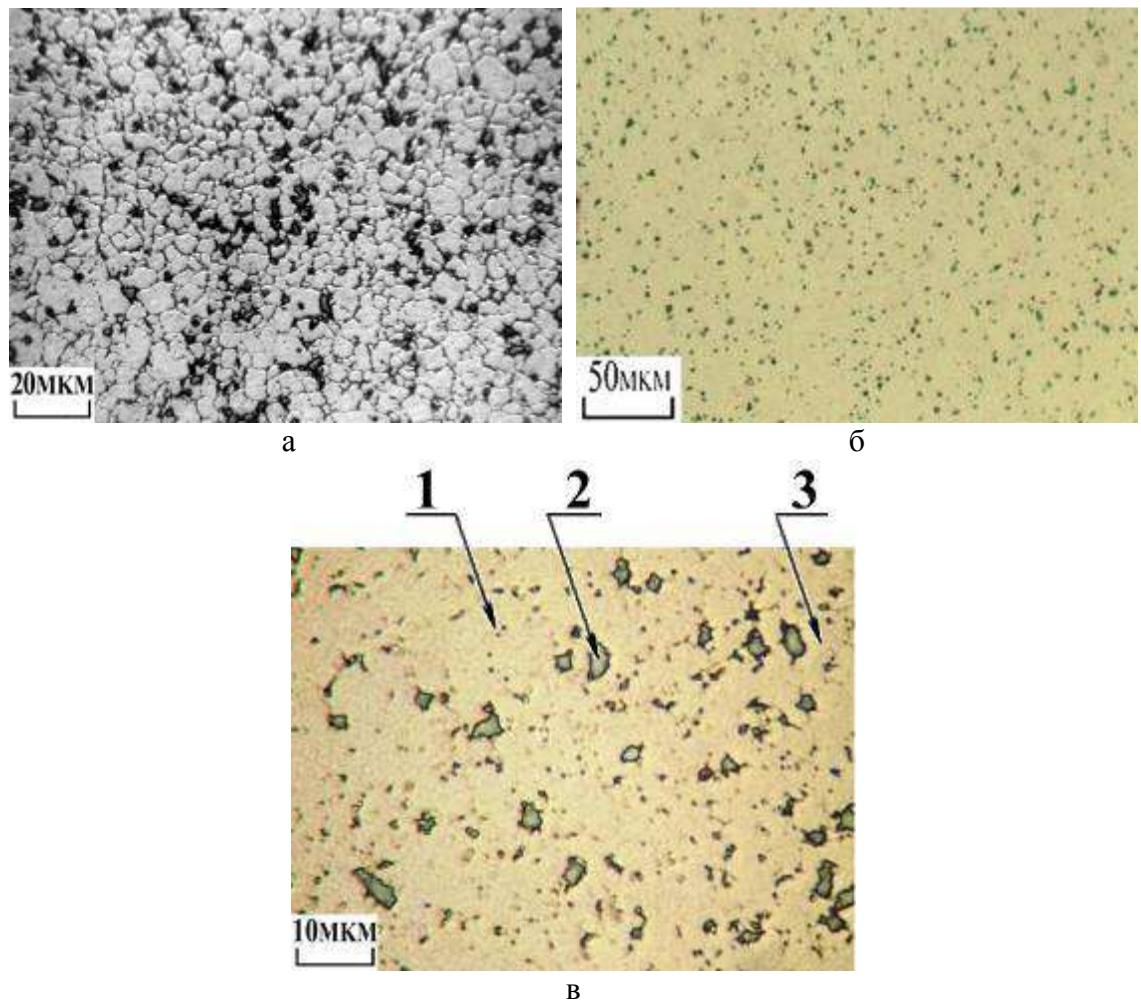
3.1 Характеристики сплава в состоянии поставки

В состоянии поставки (см. таблицу 2.1) Co-Cr-Мо сплав имеет трехфазную мелкозернистую структуру со средним размером зерна метастабильного твердого раствора хрома в кобальте с ГЦК-решеткой 10 - 15 мкм (рисунок 3.1, а). Упрочняющие фазы равномерно распределены по объему сплава и расположены по границам зерен. Вследствие различной отражающей способности матрицы сплава и выделений, упрочняющие фазы идентифицируются у полированных нетравленых образцов (рисунок 3.1, б) или после непродолжительного (1-5 мин) химического травления реактивом № 8 (см. таблицу 1.3). Цветным травлением показано (рисунок 3.1, в), а фазовым рентгеноструктурным анализом (рисунок 3.2) подтверждено, что в твердом растворе присутствуют σ -фаза и карбиды. Средний диаметр σ -фазы составляет 2-3 мкм, а карбидов типа $Me_{23}C_6$, расположенных преимущественно по границам зерен – менее 1 мкм.

Установлено, что максимумы интерференционных линий на рентгенограмме (рисунок 3.2) при 2Θ приблизительно равном 43,667; 50, 867; 74,900; 90,900 и 96,467 относятся к кристаллографическим плоскостям твердого раствора хрома в кобальте с ГЦК-решеткой, имеющим направление (111); (200); (220); (311) и (222) соответственно. Остальные максимумы соответствуют σ -фазе (Co_3Cr_2) и карбидам типа $Me_{23}C_6$, которые имеют близкое межплоскостное расстояние и, следовательно, не разрешаются на рентгенограмме.

Поскольку элементный состав матрицы сплава и σ -фазы подобен и отличается только их количественным соотношением, поэтому по сходству цветового спектра близлежащих участков 2 и 3 в заданной области 1 (рисунок 3.3) подтверждено, что частицы среднего диаметра 2-3 мкм являются σ -фазой.

Дополнительно, съемкой в темнопольном, поляризованном и комбинированном освещениях идентифицировалась карбидная фаза (рисунок 3.4).



а - образец ОД22, травление реактивом №7, затем реактивом №2 (см. таблицу 1.3);
б - образец ОД22, полированный без травления; в - образец ОД41, травление реактивом №2 (см. таблицу 1.3); 1, 2 и 3 – карбиды, σ -фаза и твердый раствор соответственно

Рисунок 3.1 - Микроструктуры Co-Cr-Mo сплава в состоянии поставки

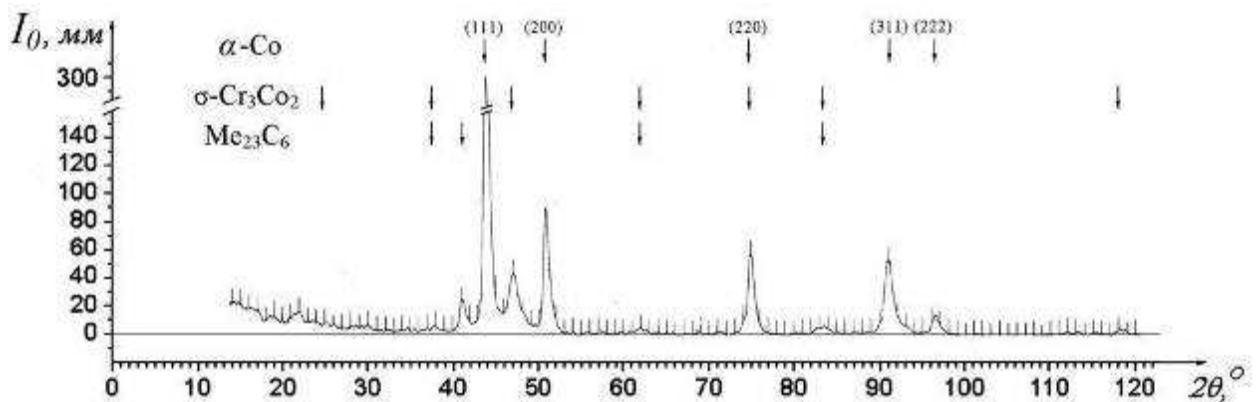
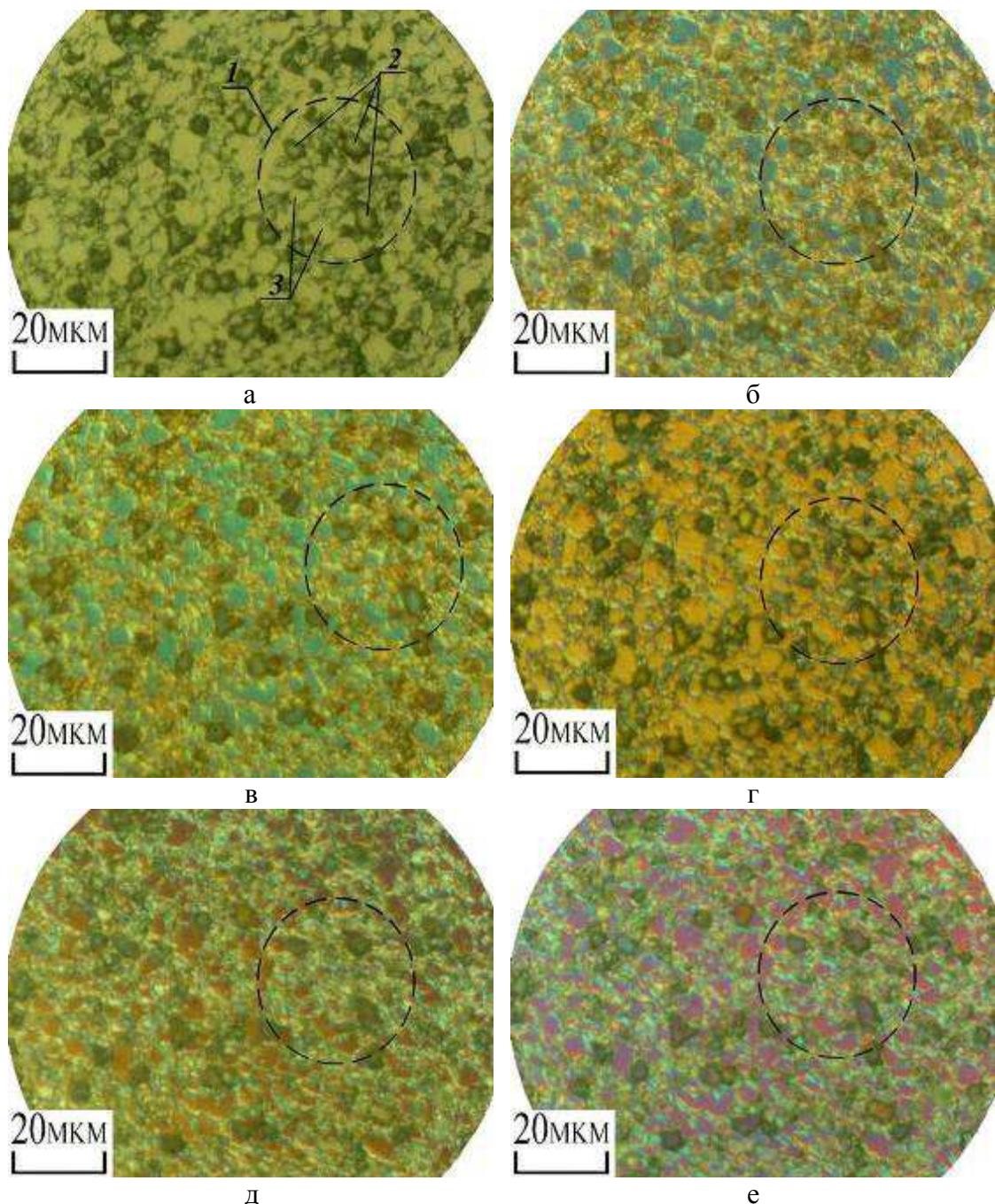
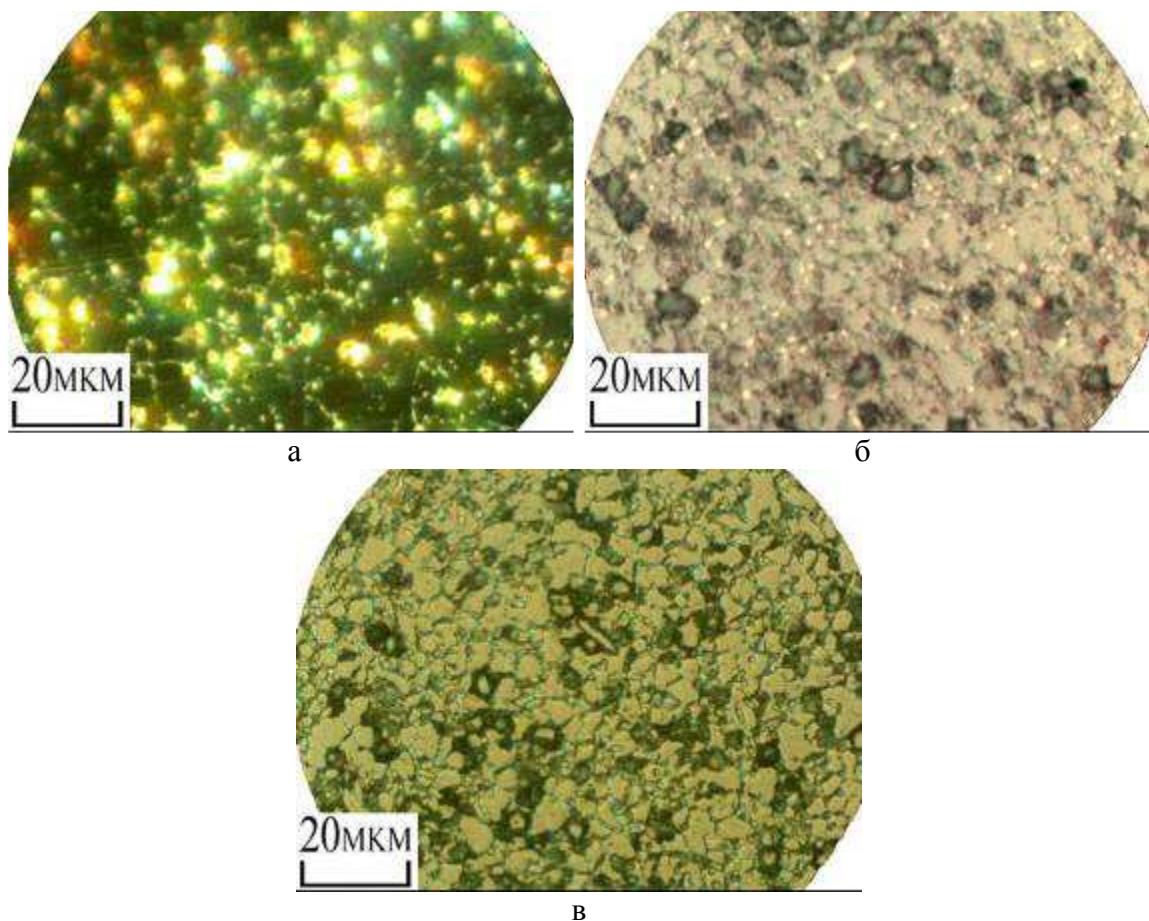


Рисунок 3.2 – Интерференционная картина, полученная в результате сканирования рентгеновским лучом торца образца ОД22 в состоянии поставки (стрелками указаны приблизительные значения угла 2Θ , соответствующие кристаллографическим плоскостям матрицы, σ -фазы и карбидов)



1 – область микроструктуры, в которой осуществлялась оценка;
 2 – идентифицируемые фазы (σ -фаза); 3 – твердый раствор (эталон для сравнения)
Рисунок 3.3 - Микроструктуры сплава в состоянии поставки, полученные с использованием специального прибора DIC (травление реактивом №7, см. таблицу 1.3)

Значительных структурных отличий в сплаве из прутков диаметром 22,2 и 41,2 мм не наблюдалось. Твердость образцов относительно однородна по сечению и составляет 45,5 HRC.



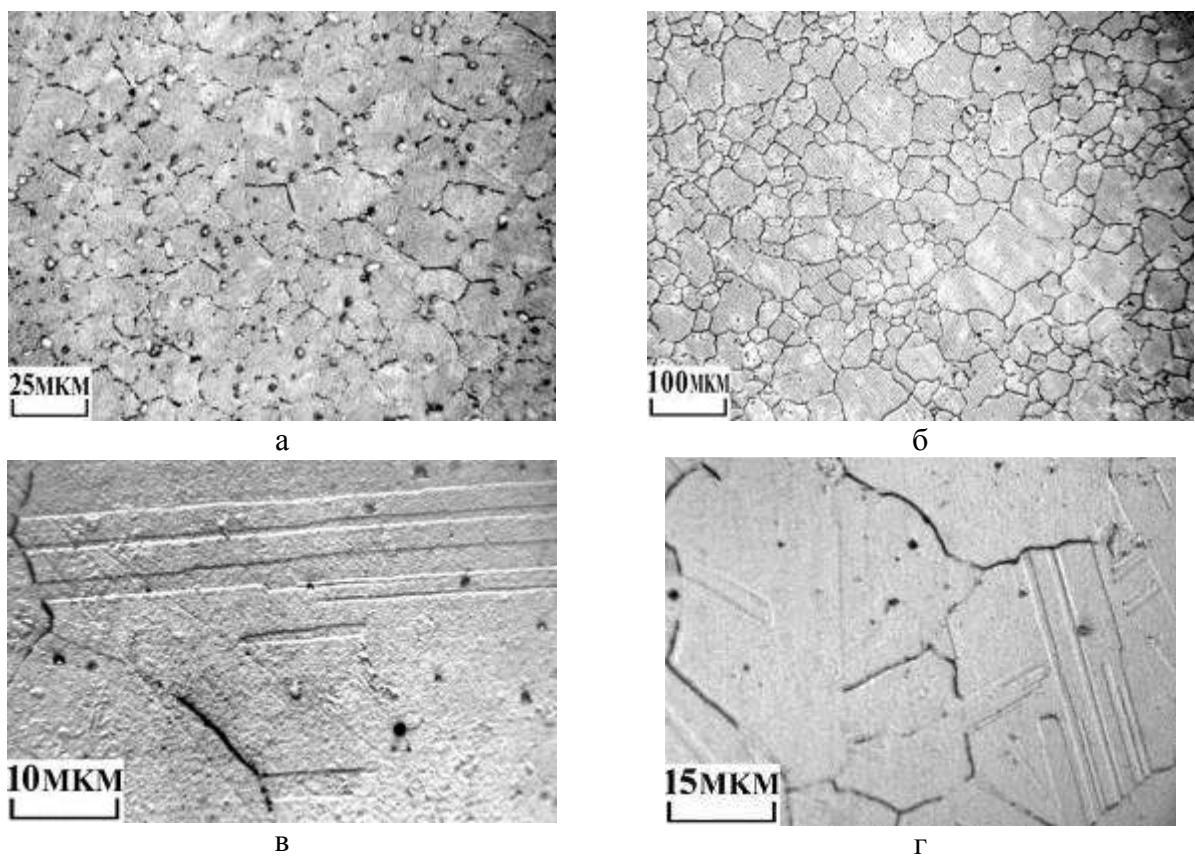
а – съемка в темнопольном освещении; б – съемка в поляризованном освещении;
в – съемка в поляризованном освещении с использованием специального прибора DIC;
а - нетравленый образец; б, в - травление реактивом №7, см. таблицу 1.3)
Рисунок 3.4 – Микроструктуры Co-Cr-Mo сплава в состоянии поставки

3.2 Изменение характеристик сплава при печном нагреве

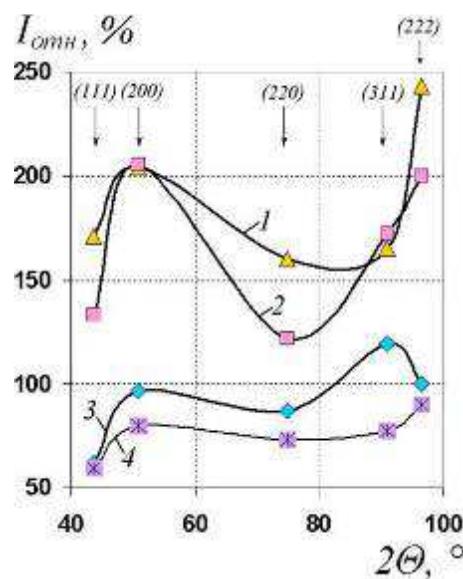
3.2.1 Влияние температуры нагрева

Изменение структурных характеристик после нагрева в печи в интервал температур 1100-1250 °С и выдержки продолжительностью 30 мин сплава в состоянии поставки характеризуется ростом зерна, формированием разнозернистости, частичным или полным растворением упрочняющих фаз.

Рост зерна, в частности, в 2-3 раза у образца, обработанного по режиму ПЗ-1150-30 и в 5-10 раз – по режиму ПЗ-1250-30 (рисунок 3.5, а, б), обусловлен растворением упрочняющих фаз (рисунок 3.6, кривая 1), расположенных по границам зерен и, следовательно, интенсификацией процесса собирательной рекристаллизации. Формирование разнозернистости свидетельствует о незавершенности процесса собирательной рекристаллизации, а также связано, вероятно, с тем, что обработка сплава на предыдущих этапах (горячее

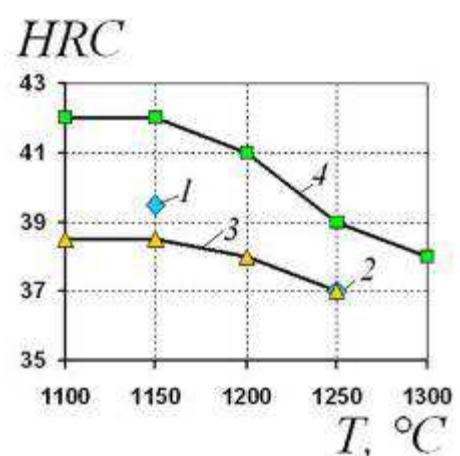


а – режим ПЗ-1150-30; б, в, г – режим ПЗ-1250-30;
а, б – травление реактивом №7 (см. таблицу 1.3); в, г – травление реактивом [7-А]
Рисунок 3.5 - Микроструктуры Со-Cr-Мо сплава после термической обработки



1 – режим ПЗ-1250-30; 2 – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1150-30; 3 – режим ПО-1120-120; 4 – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1100-30

Рисунок 3.6 - Относительная интенсивность максимумов интерференционных линий

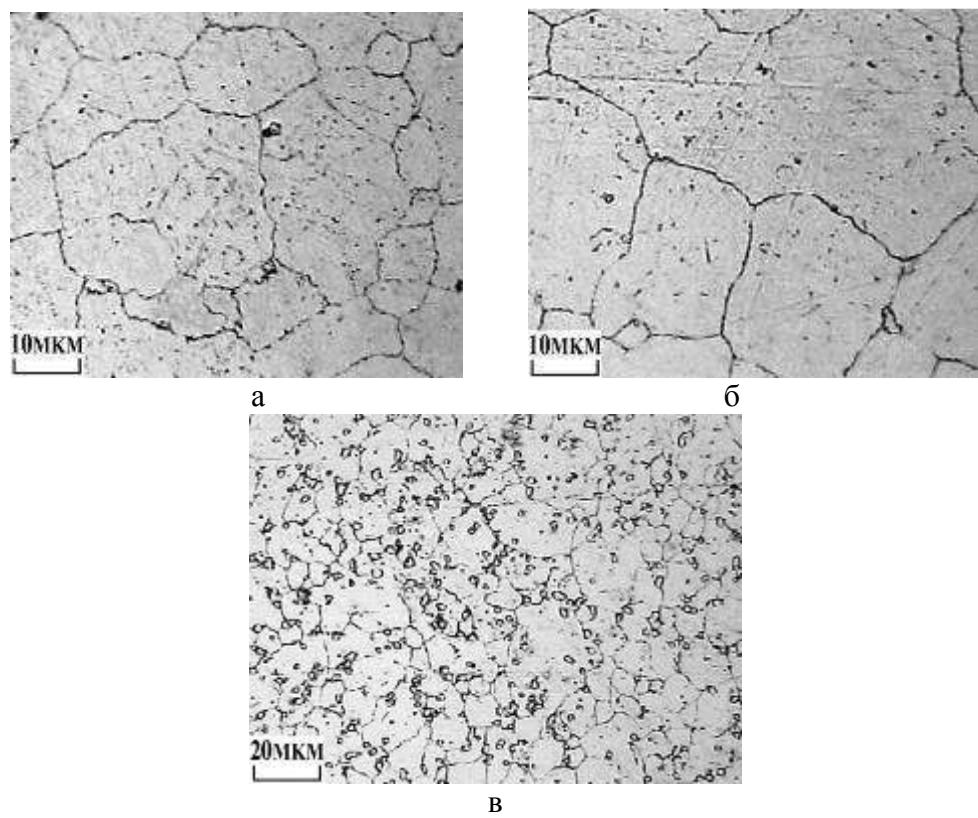


1 – режим ПЗ-1150-30; 2 – режим ПЗ-1250-30; 3 – режим ПЗ(ПО-1120-120)-T-30; 4 – режим ВЧ2

Рисунок 3.7 – Влияние режимов термической обработки на твердость

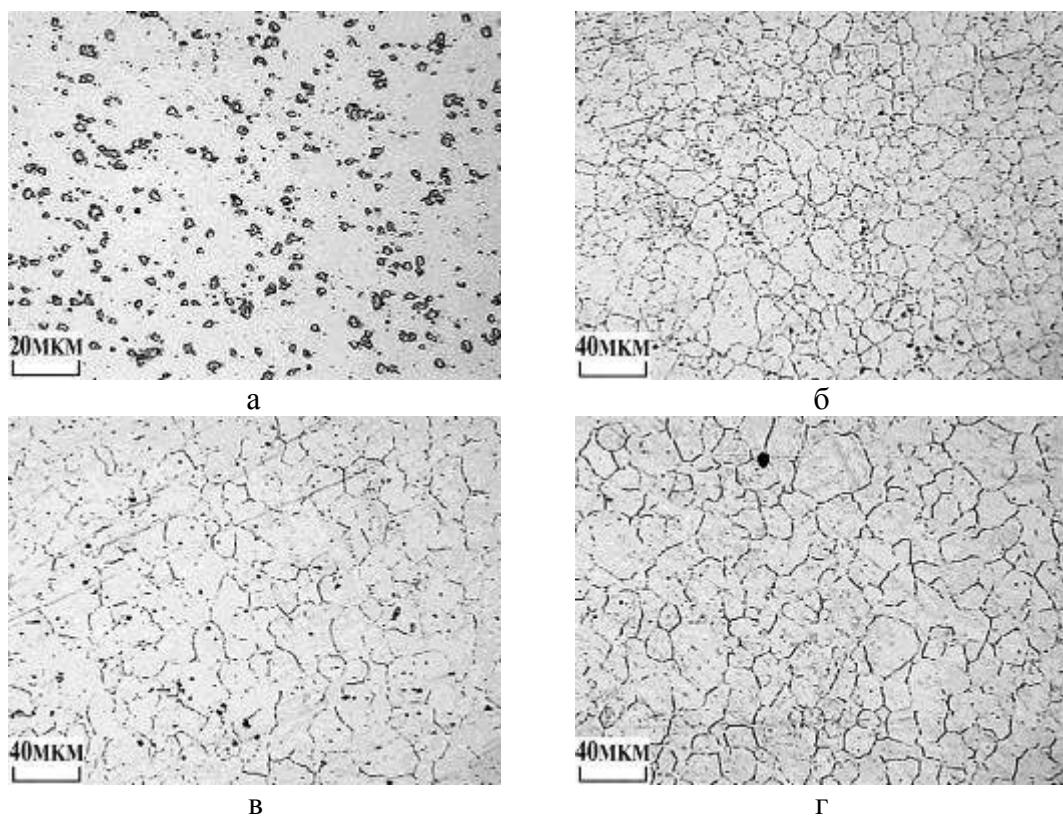
изостатическое прессование порошка) проходила в интервале критических степеней деформации. Закалка способствует образованию в микроструктуре Co-Cr-Mo сплава двойников как в больших (свыше 50 мкм) так и в малых (менее 50 мкм) зернах (рисунок 3.5, в, г). С повышением температуры закалки визуально количество двойников увеличивается. Твердость уменьшается с ростом температуры (рисунок 3.7, точки 1 и 2) вследствие частичного (режим ПЗ-1150-30) или почти полного (режим ПЗ-1250-30) растворения упрочняющих фаз в твердом растворе.

Термическая обработка (отжиг) по режимам ПО-1120-60, ПО-1120-120 и ПО-1150-120 приводит к снижению твердости до 38-41 HRC, что, вероятно, связано с разупрочнением сплава после горячего изостатического прессования, поскольку количественное содержание выделений остается на прежнем уровне (рисунок 3.6, кривая 3). Зерно при отжиге (1120, 1150 °C) растет незначительно вследствие выделения упрочняющих фаз (преимущественно σ -фазы) в виде прерывистой цепочки по границам зерен (рисунок 3.8). Благодаря образованной цепочке при последующем нагреве отожженного образца рост зерна и разнозернистость также незначительны (рисунок 3.9). Увеличение температуры закалки отожженного образца способствует снижению твердости (рисунок 3.7, кривая 3) вследствие растворения в матрице упрочняющих фаз (рисунок 3.6, кривые 2 и 4).



а – режим ПО-1120-60; б – режим ПО-1150-60; в – режим ПО-1120-120

Рисунок 3.8 - Микроструктуры отожженных образцов (травление реактивом [7-А])

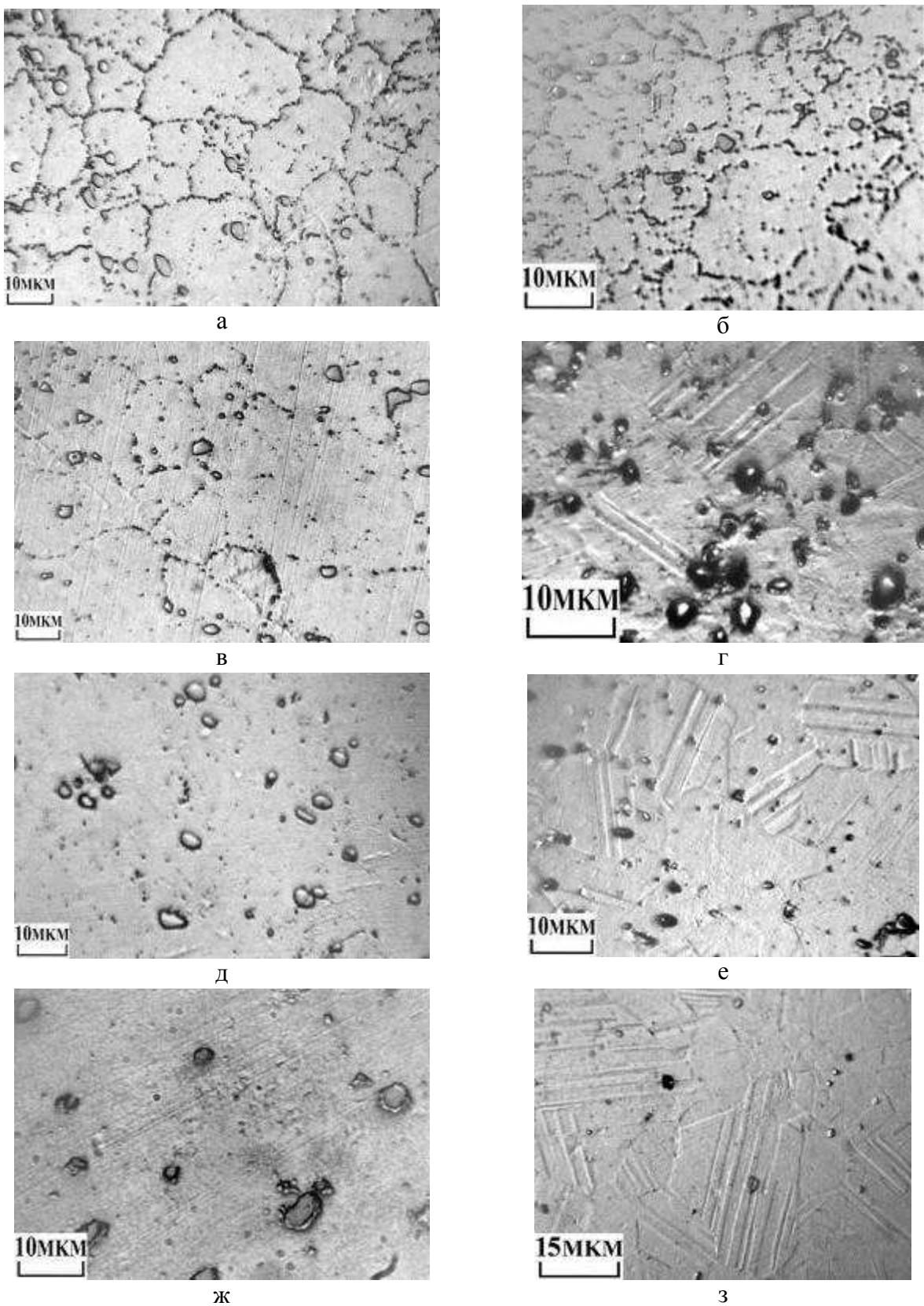


а – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1100-30; б – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1150-30;
в – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1200-30; г - ПЗ(ПО-1120-120)-1250-30

**Рисунок 3.9 – Микроструктуры отожженных и затем закаленных образцов
(травление реактивом [7-А])**

3.2.2 Влияние продолжительности выдержки

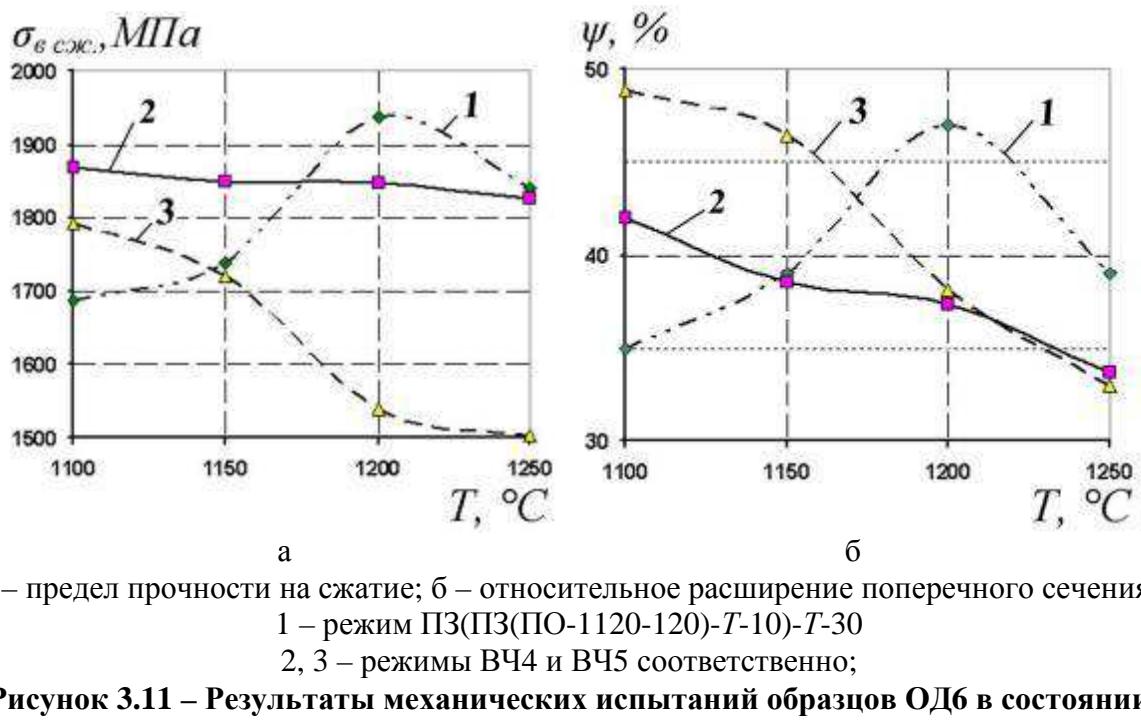
При 1100 °C влияние продолжительности выдержки на структурные изменения отожженного сплава незначительно, поскольку рост зерен сдерживает образованная вдоль их границ прерывистая цепочка из упрочняющих фаз (σ -фазы) (рисунок 3.10, а, б), способствующая также снижению характеристик прочности и пластичности (рисунок 3.11, кривая 1). С повышением температуры закалки и увеличением длительности выдержки цепочка становится менее выраженной в результате постепенного ее растворения в матрице сплава (рисунок 3.10, в - е). Около 1200 °C существующие изначально в структуре упрочняющие фазы частично растворяются, хрупкость сплава понижается, пластичность и предел прочности становятся максимальными. При 1250 °C количество упрочняющей фазы уменьшается, что приводит к снижению предела прочности, а рост зерна при данной температуре приводит в свою очередь к снижению величины относительного расширения поперечного сечения (рисунок 3.10, ж - з).



а, в, д, ж – режим ПЗ(ПО-1120-120)-T-10;
 б, г, е, з – режим ПЗ(ПО-1120-120)-T-10-T-30;
 где T - 1100, 1150, 1200, 1250 °С соответственно

Рисунок 3.10 – Микроструктуры образцов ПО1120-120 после закалки с различной продолжительностью выдержки при определенных температурах (травление реактивом [7-А])

Относительное расширение поперечного сечения при всех исследованных режимах обработки достаточно высокое (33-47%) (рисунок 3.11, кривая 1). Вместе с тем, фрактографическая оценка излома (рисунок 3.12, а-г), характерного для всех исследованных в работе образцов (в виде взаимного скольжения двух половин образца по скошенным конусообразным поверхностям [161]), характеризует сплав как малопластичный. С увеличением температуры закалки при нагреве в печи твердость образцов уменьшается подобно кривой 3 на рисунке 3.6. С изменением продолжительности выдержки в исследованных интервалах при постоянной температуре величина твердости находится в пределах погрешности ее измерения [17-А].

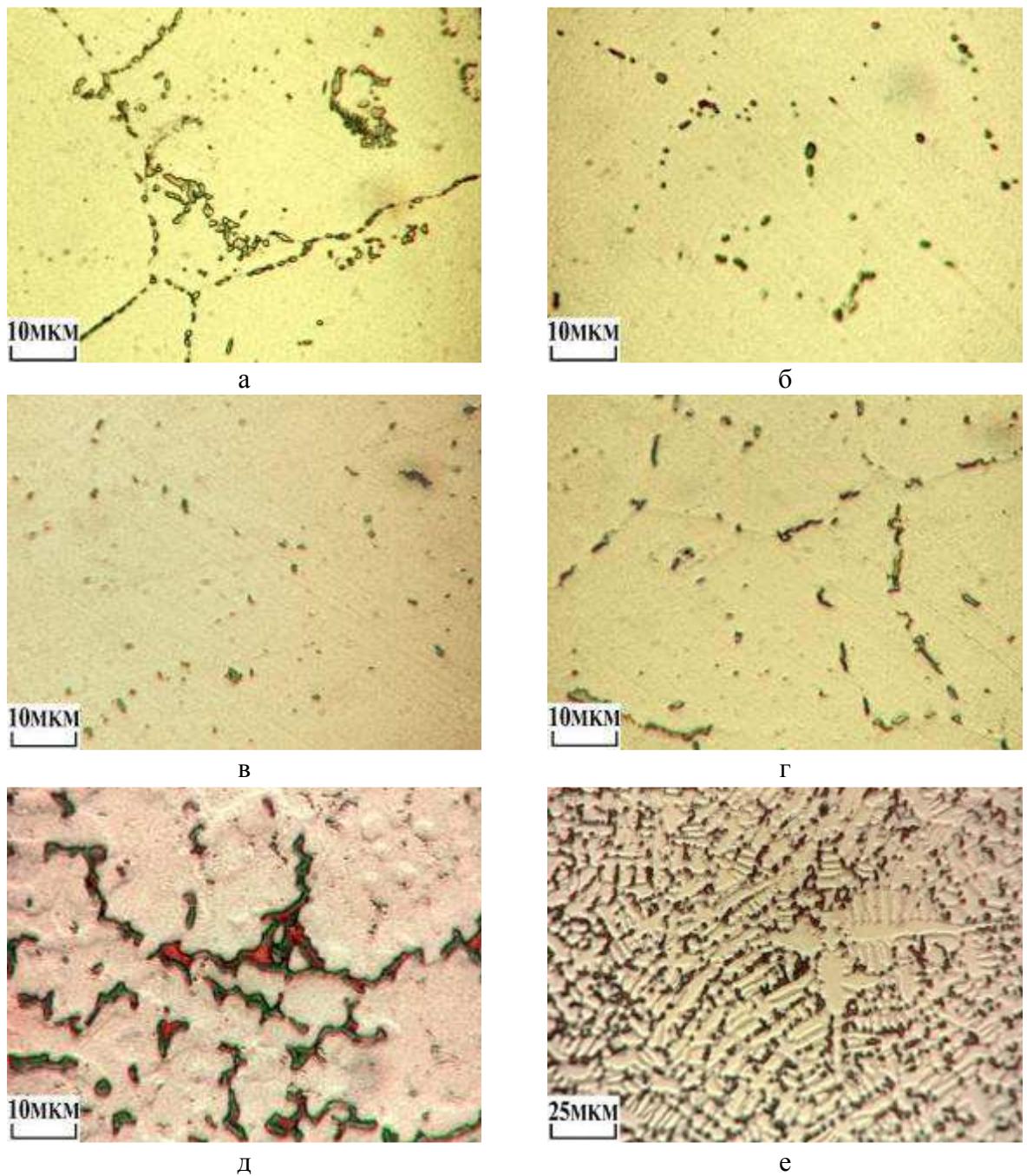


3.3 Изменение характеристик сплава при индукционном нагреве

3.3.1 Влияние структурного состояния заготовки

Закалка после индукционного нагрева в интервал температур 1100-1300°C образцов, обладающих качественно различным уровнем характеристик прочности и пластичности, приданым соответствующей термической обработкой по режиму ПО-1120-120 (см. рисунок 3.8, в) и по режиму ПЗ(ПО-1120-120)-1200-40 (рисунок 3.12, а), выявила следующую закономерность изменения характеристик сплава. На всем температурном интервале

технологическая пластичность сплава снижается (рисунок 3.11, кривые 2 и 3), при этом можно выделить два участка. От 1100°C до 1170°C технологическая пластичность почти неизменна или слегка ухудшается, о чем можно судить из данных об изменении предела прочности, относительного расширения поперечного сечения и микроструктуры (рисунки 3.12 и 3.13). Свыше 1170°C до 1250°C пластичность образцов резко ухудшается вследствие образования сетки из упрочняющих фаз по границам зерен. При печном нагреве сетка

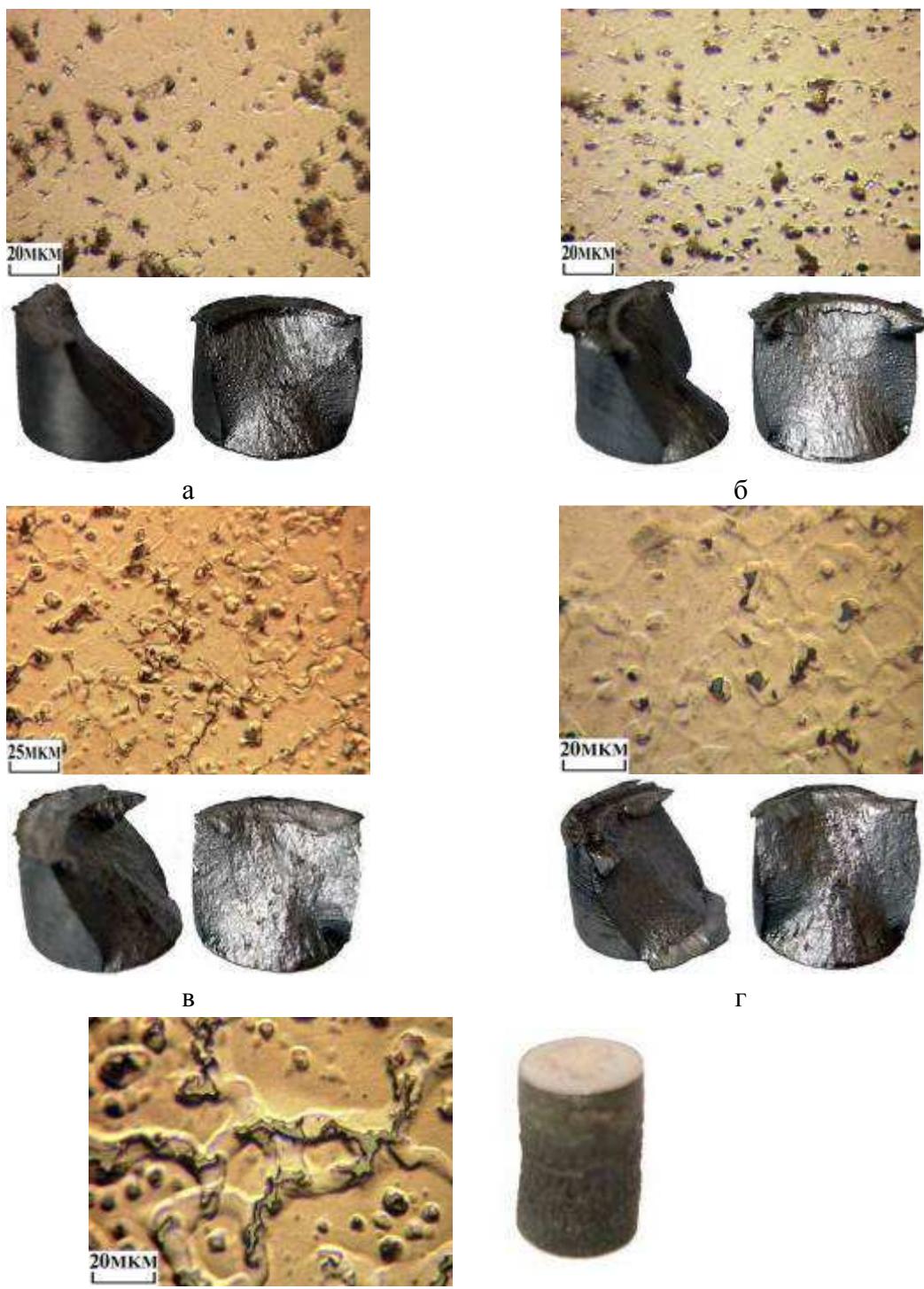


а – режим ПЗ(ПО-1120-120)-1200-40 (исходное состояние); б – 1100°C; в - 1150°C; г - 1200°C; д - 1250°C; е - 1300°C

Рисунок 3.12 - Микроструктуры образцов ПЗ(ПО-1120-120)-1200-40, обработанных по режиму ВЧ5 до заданных температур (травление реактивом №2, см. таблицу 1.3)

наблюдается при температурах около 100 °С ниже указанного интервала, что говорит о смещении интервала ее образования вверх по температурной шкале при индукционном нагреве.

Свыше 1250°С легирующие элементы, принимающие участие в



а - 1100°С; б - 1150°С; в - 1200°С; г - 1250°С; д - 1300°С

Рисунок 3.13 - Микроструктуры и соответствующий характер излома образцов, обработанных по режиму ВЧ4 до заданных температур (травление реактивом №2, см. таблицу 1.3)

формировании упрочняющих фаз (преимущественно σ -фазы), в частности, хром, диффундируют в твердый раствор. Происходит образование неравновесной эвтектики по границам раздела упрочняющая фаза-твердый раствор (см. рисунок 1.1, а). Поскольку эвтектика является легкоплавкой фазой, поэтому происходит превращение эвтектика \rightarrow жидкость и пластичность материала резко ухудшается. Процессы гомогенизации при индукционном нагреве не завершаются вследствие недостатка времени для окончания протекания диффузионных процессов и установления равновесного состояния.

Таким образом, для индукционного нагрева под пластическую деформацию необходимо применять заготовки, имеющие изначально высокие технологические характеристики, поскольку в процессе скоростного нагрева происходит непрерывное их ухудшение.

3.3.2 Влияние продолжительности индукционного нагрева

Границы зерен у образцов ОД5, обработанных по режимам ВЧ1, ВЧ2, ВЧ3 (см. таблицу 2.3), определяли косвенно по декорированию их упрочняющими фазами, что обусловлено растрескиванием структуры при продолжительном электролитическом травлении. Установлено, что со значительным увеличением времени нагрева (в 2—4 раза) при одной и той же температуре зерно увеличивается незначительно (в 1,5—2 раза), что обусловлено выделением по границам зерен вторичных фаз (рисунки 3.14, 3.15 и 3.16). При этом, следует отметить, что температура 1100°C и исследованные нагрева 17-60 с практически не вызывают изменение среднего диаметра зерен относительно исходного состояния.

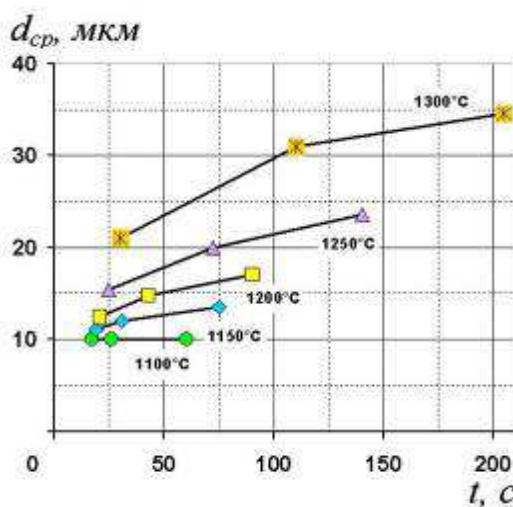
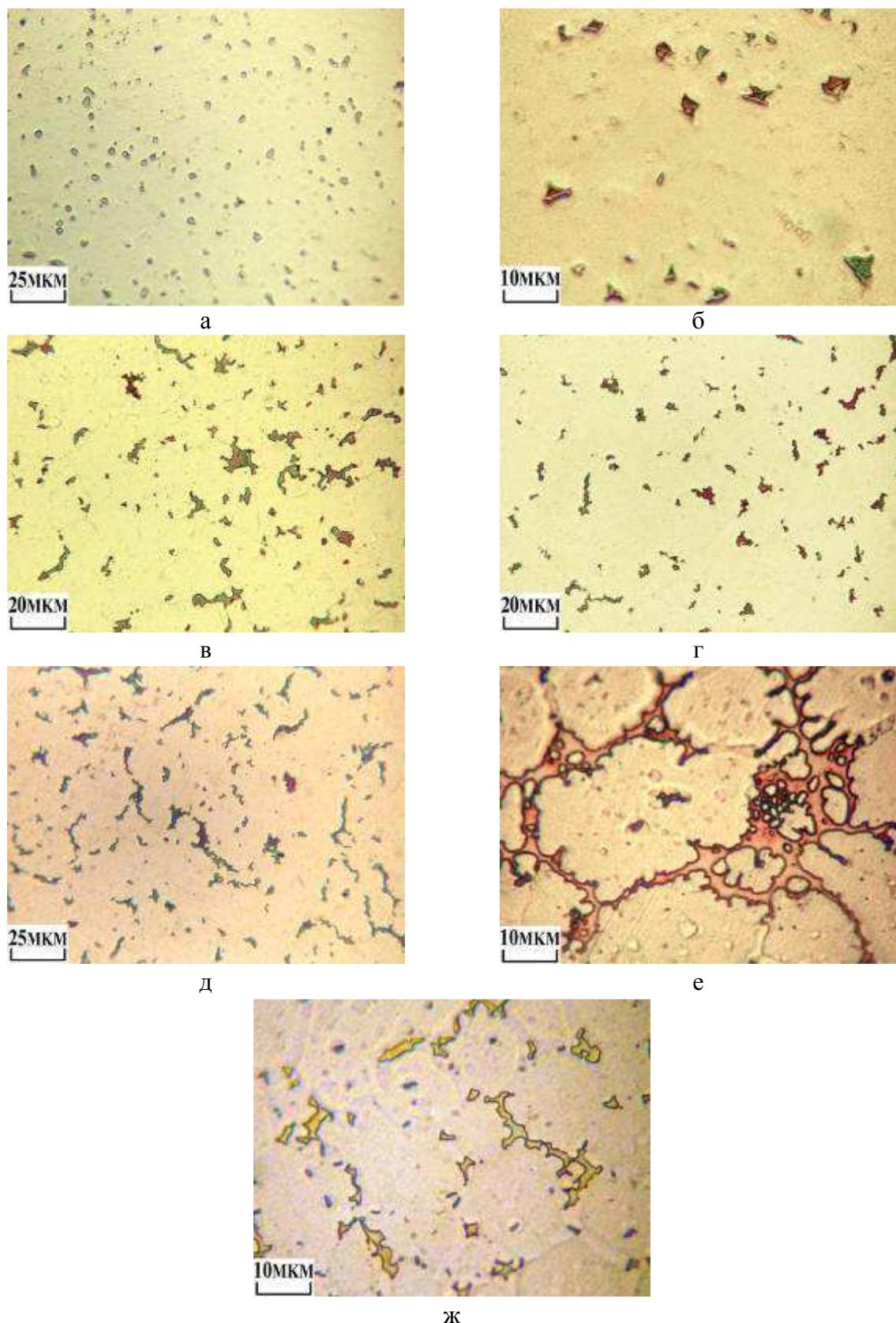
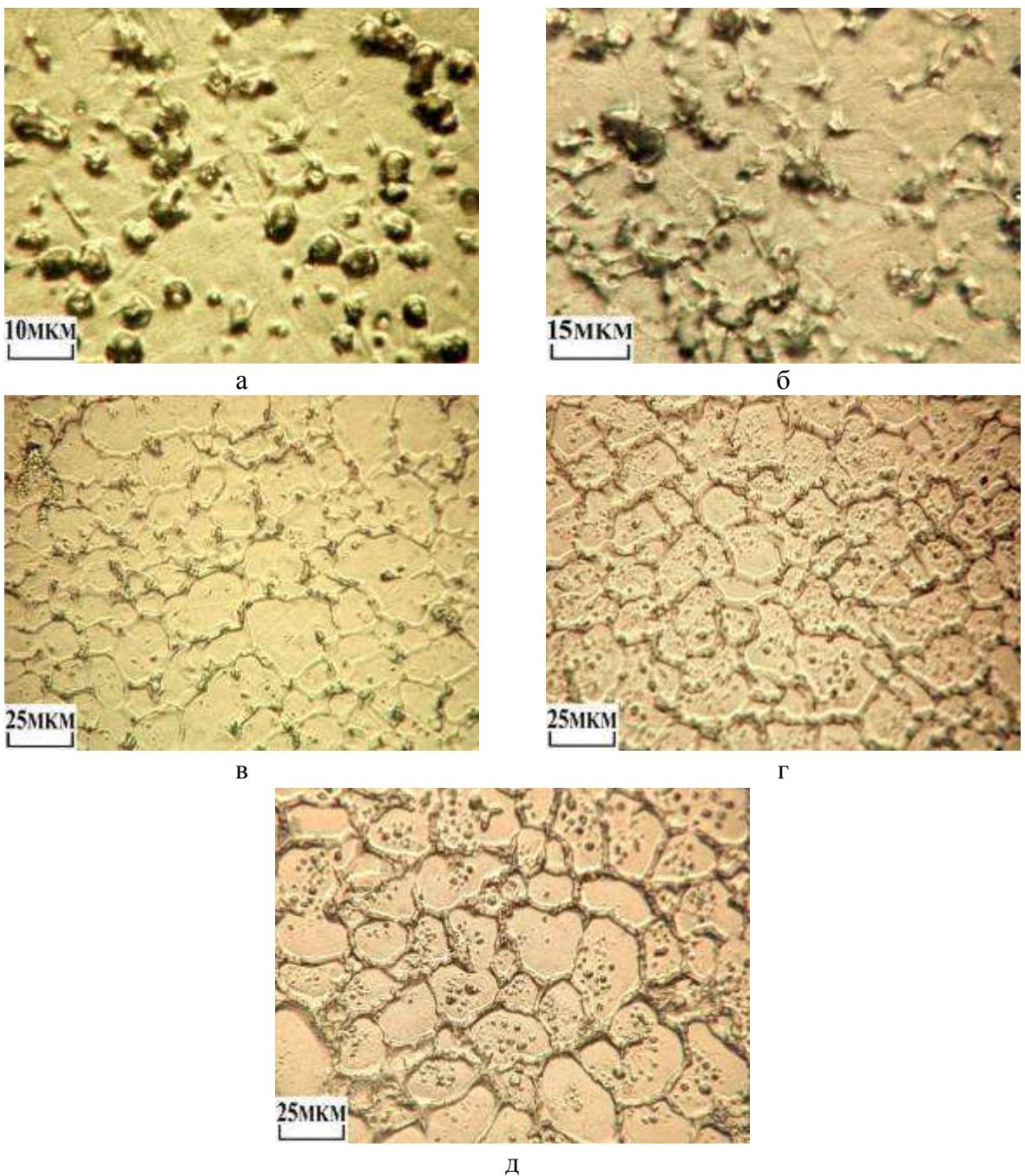


Рисунок 3.14 - Влияние длительности нагрева до заданной температуры на размер зерна



а – 1100°C, 17 с; б – 1150°C, 19 с; в, г – 1200°C, 21 с; д – 1250°C, 25 с; е, ж – 1300°C, 30 с;
в, е и г, ж - вблизи боковой поверхности и оси симметрии образца соответственно

Рисунок 3.15 – Микроструктуры, характеризующие изменение конфигурации выделений. Нагрев образцов по режиму ВЧЗ (травление реактивом № 2, см. таблицу 1.3)



а – 1100°С, 17 с; б – 1150°С, 19 с; в – 1200°С, 21 с; г – 1250°С, 25 с; д – 1300°С, 30 с
Рисунок 3.16 – Микроструктуры, характеризующие изменение размера зерен.
 Нагрев образцов по режиму ВЧЗ (травление реактивом № 7, см. таблицу 1.3)

Результатом обработки экспериментальных данных (приложение Б) стала зависимость изменения размера зерна Со—Cr—Mo-сплава от длительности нагрева до заданной температуры (3.1) и диаграмма рекристаллизации (рисунок 3.17).

$$d_{cp} = k_2(T) t^2 + k_1(T) t + k_0(T), \quad (3.1)$$

где d_{cp} – средний диаметр зерен, мкм;

$$k_2(T) = -0,4314 \times 10^{-9} T^2 - 0,8877 \times 10^{-6} T + 0,0015;$$

$$k_1(T) = 0,1144 \times 10^{-6} T^2 + 0,54961 \times 10^{-3} T - 0,7377;$$

$$k_0(T) = 0,2482 \times 10^{-3} T^2 - 0,5644 T + 330,592;$$

T – температура нагрева, °C (1100 < T < 1300);

t – продолжительность индукционного нагрева, с (15 < t < 200).

Данные о микроструктуре (см. рисунки 3.15 и 3.16) и результаты механических испытаний образцов (рисунок 3.18), нагретых с различной продолжительностью (от 15 до 200 с), подтвердили существенное ухудшение пластических свойств сплава с превышением температуры 1170 °C. Ухудшение технологической пластичности практически не зависит от продолжительности

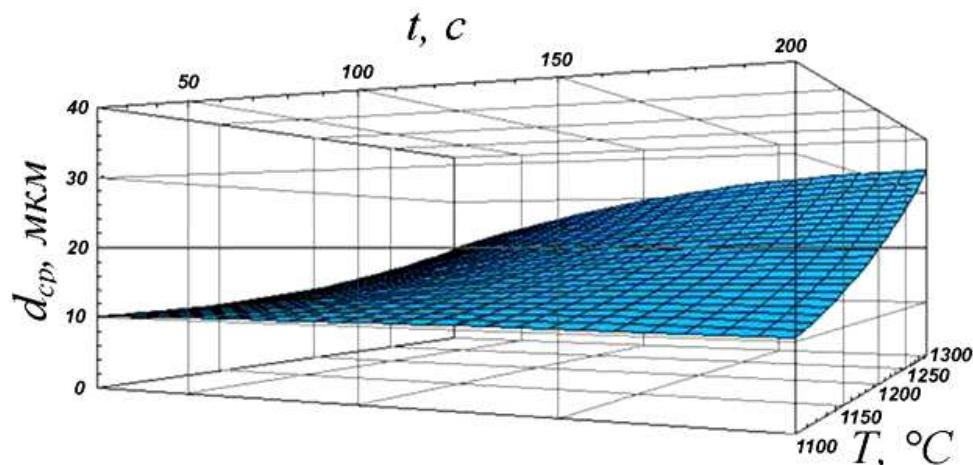
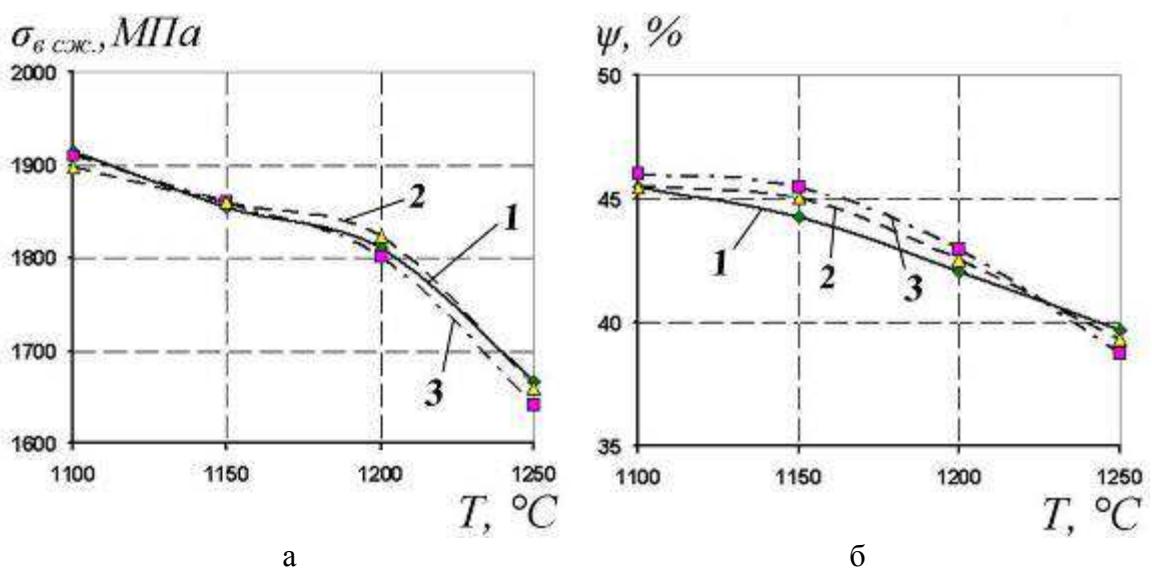


Рисунок 3.17 – Диаграмма рекристаллизации сплава при индукционном нагреве



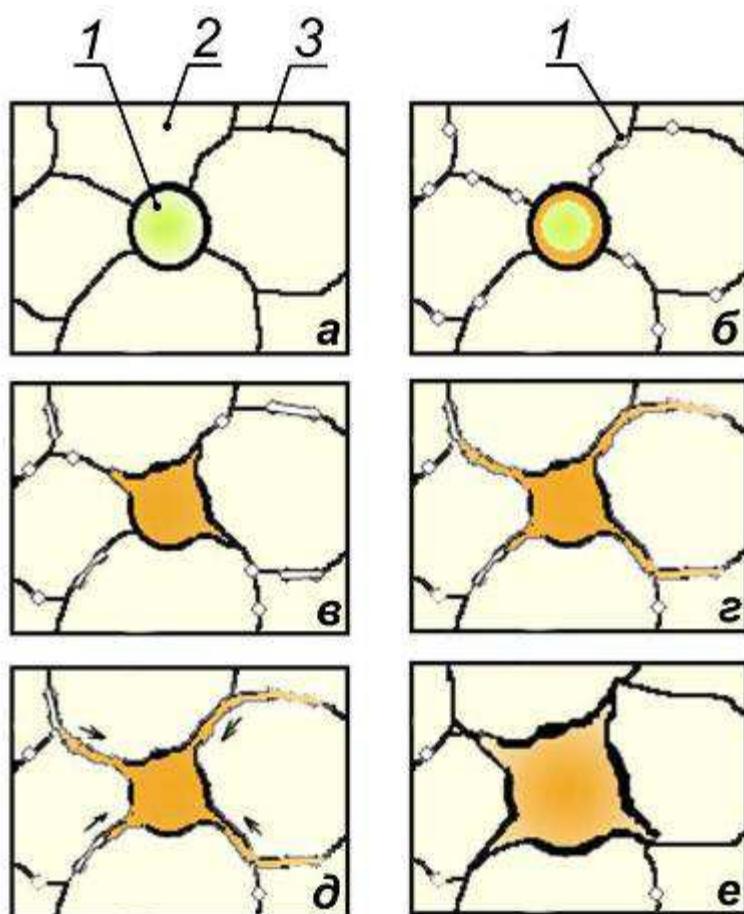
а – предел прочности на сжатие; б – относительное расширение поперечного сечения;

1 – режим ВЧ1, 60–140 с; 2 – режим ВЧ2, 26–72 с; 3 – режим ВЧ3, 17–25 с

Рисунок 3.18 – Результаты механических испытаний образцов ОД5 в состоянии поставки, нагретых до заданной температуры за определенное время

нагрева и связано, вероятно, не столько с ростом зерен, сколько с формированием по их границам сетки выделений по установленному механизму. Так, увеличение температуры индукционного нагрева (до 1150-1200°C) способствует выделению из твердого раствора упрочняющих фаз преимущественно по границам зерен (рисунок 3.19, б). Далее (до 1200-1250°C) упрочняющие фазы продолжают выделяться и одновременно сливаться друг с другом с образованием замкнутой сетки (рисунок 3.19, в, г). При продолжительном нагреве наблюдается рост частиц по механизму коалисценции (рисунок 3.19, д, е).

Установлено, что основной составляющей сетки является σ -фаза. Вследствие непродолжительности процесса нагрева, карбиды не успевают растворяться, поэтому они наблюдаются совместно с σ -фазой. При нагреве сплава вблизи температур плавления (1250-1300°C) происходят процессы гомогенизации. Граница σ -фазы и твердого раствора насыщается атомами хрома, что способствует образованию вдоль ее неравновесной эвтектики (см. рисунки 3.15, е и 3.16, д). Вогнутая форма границ σ -фазы указывает на то, что



а – исходное состояние; б – выделение фаз; в – слияние фаз; г – образование сетки; д - начало роста фазы; е - завершение роста фазы;

1 – упрочняющая частица (σ -фаза); 2 – твердый раствор; 3 – граница зерен

Рисунок 3.19 - Схема, поясняющая механизм образования сетки выделений

твердый раствор с ГЦК-решеткой зарождается внутри кристаллов σ -фазы и растет за их счет [162].

При цветном травлении (см. рисунок 3.15) наблюдаются изменения, происходящие с σ -фазой. Так, при травлении сплава в состоянии поставки частица окрашивается в зеленый цвет. Нагрев до 1100°C существенных изменений в окраске фазы не вызывает. При нагреве выше данной температуры (до 1200°C) по ее краям формируется оранжевый ободок (вероятно, это связано с началом перераспределения легирующих элементов

(хрома) между твердым раствором и частицей). Нагрев до 1300°C вызывает окрашивание всей упрочняющей фазы в оранжевый цвет.

Металлографическое исследование образцов, нагретых индукционным способом, выявило неоднородность структуры (см. рисунок 3.15, в, е и г, ж). Структурная неоднородность по сечению образцов, обусловленная низкой теплопроводностью Co—Cr—Mo-сплава, тем выше, чем меньше продолжительность нагрева. При этом дефектный слой, содержащий сетку выделений, наблюдается на расстоянии до 1 мм от боковой поверхности образцов ОД5, нагретых по режиму ВЧЗ. Кроме того, при нагреве образцов выше 1200°C с относительно высокими скоростями, в микроструктуре наблюдаются довольно глубокие трещины (свыше 1 мм от поверхности) (рисунок 3.20), образованные, вероятно, в результате совместного действия процессов межзеренного окисления и значительных напряжений, вызванных скоростным нагревом и последующей закалкой в воде.

Исследованиями подтверждено, что при индукционном нагреве происходит смещение (до 100-150 °C) температуры образования сетки вверх по температурной шкале. Величина смещения зависит от продолжительности нагрева.

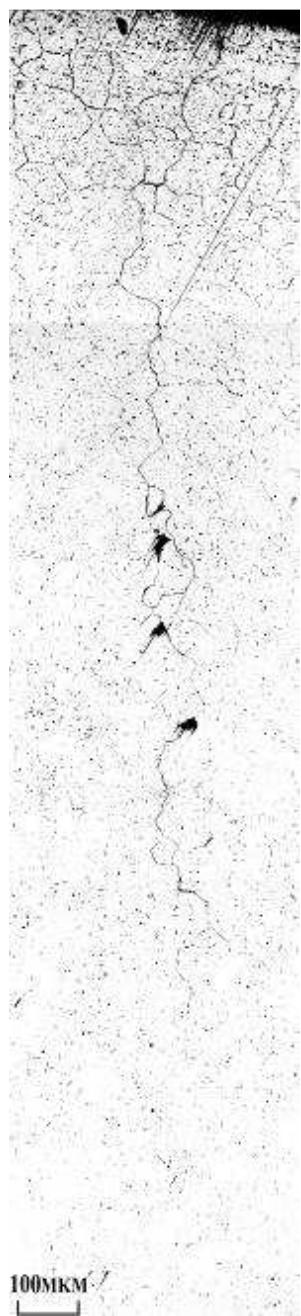
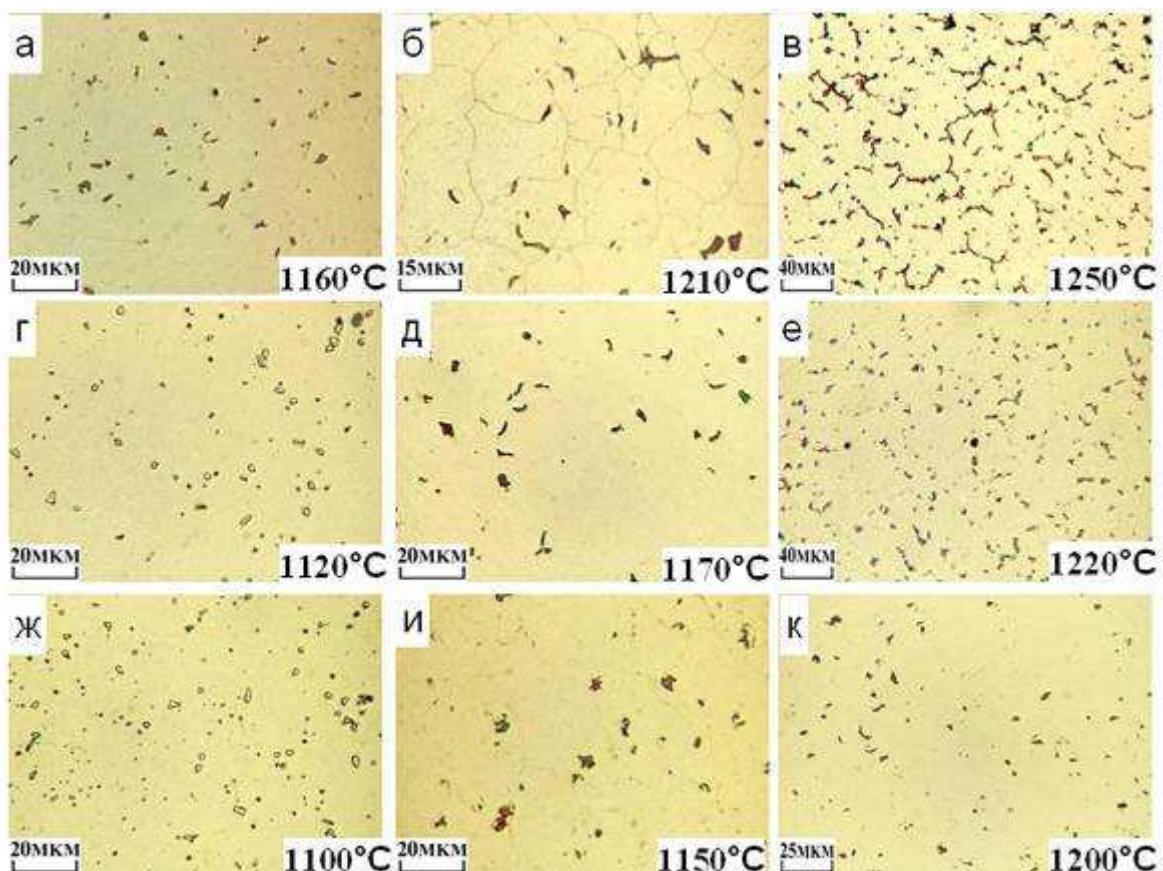


Рисунок 3.20 –
Микроструктура образца ОД5,
нагретого по режиму ВЧЗ до
1250°C за 25 с

Таким образом, интервал оптимальных температур и продолжительностей нагрева сплава под деформацию характеризуется максимально быстрым нагревом, исключающим формирование неоднородности структуры по сечению, до температур, не вызывающих образование сетки выделений по границам зерен.

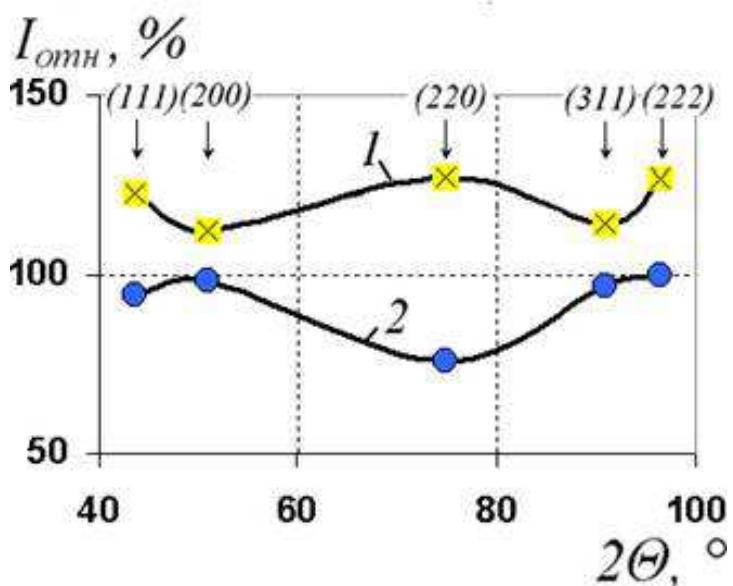
3.4 Неоднородность структуры при индукционном нагреве

При значительных скоростях нагрева (рисунок В1.2, а) перепад температур между поверхностными и осевыми слоями заготовки может достигать значительных величин, в частности, 300-350°C (рисунок Г1.1, а) в начале процесса нагрева (при температуре нагрева поверхностных слоев 500-600°C) и 150-160°C в конце процесса (при 1200°C). Результатом такого нагрева является «сморщивание» поверхностного слоя облазцов вследствие его оплавления (рисунок 3.13, г). Неравномерное распределение температуры по сечению заготовки вызывает соответствующее формирование неоднородности структуры. Так, индукционный нагрев образца ОД22 по режиму СЧЗ до 1100-1150 °C не вызывает существенных изменений в структуре сплава



а, г, жс - 35 с; б, д, е - 38 с; в, е, к- 42 с; а, б, в – поверхностные слои; г, д, е – промежуточные слои; жс, и, к – осевые слои

Рисунок 3.21 – Микроструктуры образцов ОД22, нагретых по режиму СЧЗ



1 – режим СЧЗ, 1200-1220°C; 2 - режим СЧЗ, 1100-1120°C

Рисунок 3.22 - Относительная интенсивность максимумов интерференционных линий

относительно состояния поставки (рисунок 3.21, г, ж; рисунок 3.22, кривая 2). При нагреве до 1150-1200 °C упрочняющая фаза (σ -фаза) принимает неправильную угловатую, в некоторых случаях звездообразную форму (рисунок 3.21, а, д, и, к). При температуре около 1200-1250 °C выделения сливаются с образованием сетки по границам зерен (рисунок 3.21, б, в, е) и незначительно растворяются в матрице сплава (рисунок 3.22, кривая 1). Глубина дефектного слоя у образцов ОД22, нагретых на установке частотой 8 кГц, составляет до 4 мм (рисунок 3.23). Хорошо заметно, что свыше 3 мм сетка постепенно исчезает, а глубже 4 мм уже наблюдаются отдельные упрочняющие фазы неправильной формы.

Следует отметить, что при относительно низких скоростях нагрева (рисунки В1.2, г и Г1.1, г) наблюдается обратная ситуация – поверхностные слои нагреваются медленнее промежуточных и осевых. Это происходит вследствие превышения скорости отдачи теплоты в окружающую среду скорости нагрева поверхностных слоев, в то время, как в промежуточных и осевых слоях теплота накапливается. Следствием такой обработки может быть перегрев (плавление) подповерхностных областей образца. В частности, при нагреве по режимам ВЧЗ (см. таблицу 2.3) некоторые образцы теряют свою форму (цилиндрическую) и приобретают неправильную (рисунок 3.24, в).

При относительно высоких скоростях нагрева (режим СЧЗ) распределение твердости по сечению образца ОД22 при конкретной температуре закалки также неоднородно. Так, средняя по сечению величина твердости с увеличением температуры изменяется согласно кривой 4 на рисунке 3.7, причем вблизи осевых слоев она выше на 2-4 HRC, чем в

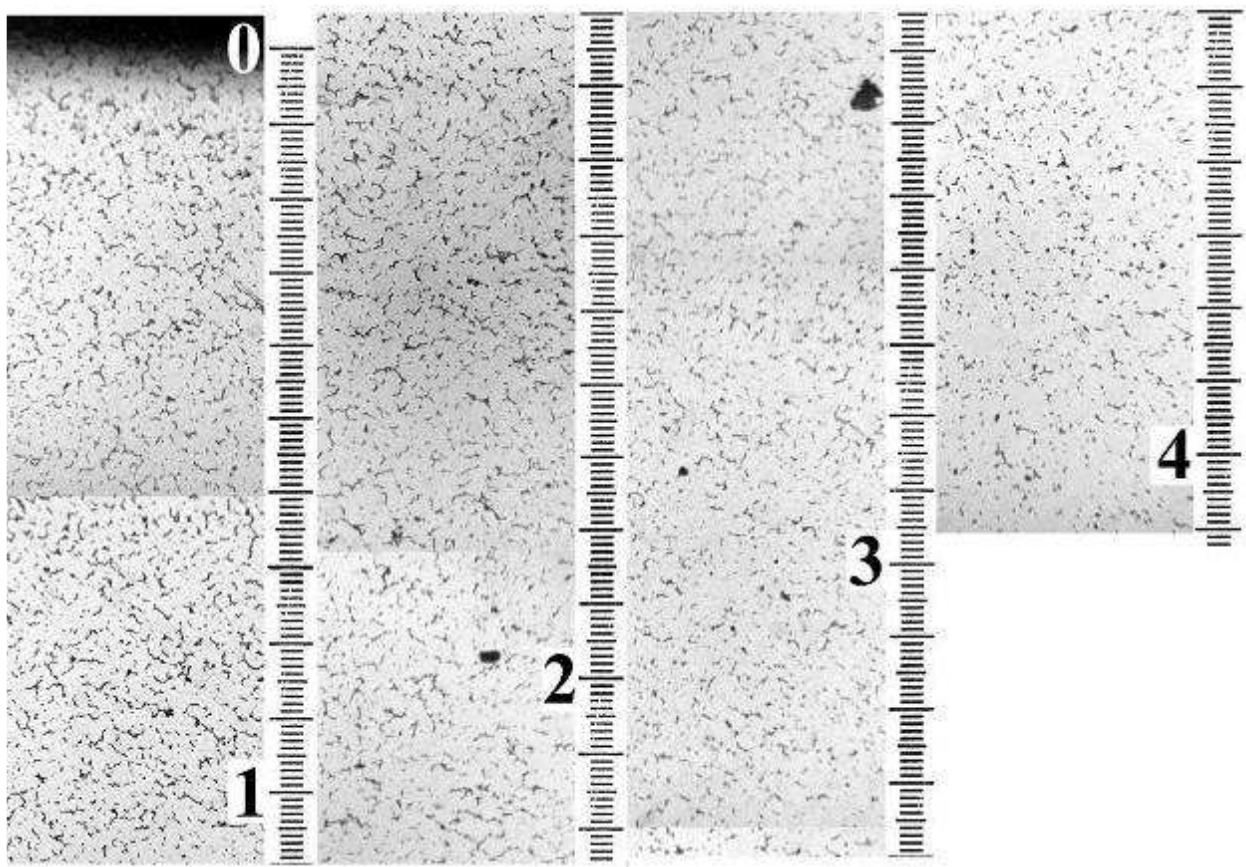


Рисунок 3.23 – Микроструктура, характеризующая неоднородность структуры образца ОД22, нагретого по режиму СЧ3 (цена деления 1 мм)



а – режим ВЧ3, 30 с; б – режим ВЧ2, 110 с; в – режим ВЧ1, 210 с

Рисунок 3.24 – Фотографии образцов, подвергнутых индукционному нагреву до температуры 1300°С (температура измерялась вдоль осевой линии)

поверхностных слоях цилиндрического образца [10-А], что подтверждает присутствие указанной выше неоднородности структуры. Очевидно, что деформирование заготовок, имеющих подобную неоднородность структуры (см. рисунок 3.23) крайне нежелательно, поскольку сетка из упрочняющих фаз способствует образованию трещин при обработке давлением.

Поскольку перегрев заготовки или отдельных ее областей за допустимый интервал температур (интервал образования сетки) обусловливает необратимое снижение технологической пластичности, поэтому установлена зависимость (3.2), позволяющая определить такую скорость нагрева, при которой перепад температур между поверхностными и осевыми слоями имеет максимально допустимое значение (приложение Г).

$$T = a_2(\Delta T) v_{\text{д.н.}} + a_1(\Delta T) \quad (3.2)$$

где T – температура нагрева заготовки, °C ($800 < T < 1200$);

$$a_2(\Delta T) = -0,7586 \times 10^{-3} \Delta T^2 - 0,6519 \Delta T + 63,7933;$$

$$a_1(\Delta T) = 0,1240 \Delta T^2 + 0,0795 \Delta T - 304,8787;$$

ΔT – разность температур по сечению заготовки, °C ($0 < \Delta T < 50$);

$v_{\text{д.н.}}$ – действительная скорость нагрева поверхностных слоев заготовки диаметром 22,2 мм в начальный момент времени, °C/с ($17 < v_{\text{д.н.}} < 41$).

На практике при нагреве заготовок под деформацию вместо скорости, которую довольно сложно замерить, как правило, используют продолжительность нагрева. Из предложенной зависимости (3.3) при известной температуре и скорости можно определить продолжительность нагрева заготовки, обеспечивающую равномерный ее прогрев (приложение В).

$$T = k_2(v_{\text{д.н.}}) t^2 + k_1(v_{\text{д.н.}}) t \quad (3.3)$$

где T – температура нагрева заготовки, °C ($800 < T < 1200$);

$$k_2(v_{\text{д.н.}}) = -0,3561 \times 10^{-6} v_{\text{д.н.}}^3 + 0,1084 \times 10^{-4} v_{\text{д.н.}}^2 - 0,7091 \times 10^{-2} v_{\text{д.н.}} + 0,0692;$$

$$k_1(v_{\text{д.н.}}) = 0,3058 \times 10^{-4} v_{\text{д.н.}}^3 - 0,00738 v_{\text{д.н.}}^2 + 1,1156 v_{\text{д.н.}} - 1,22;$$

$v_{\text{д.н.}}$ – действительная скорость нагрева поверхностных слоев заготовки диаметром 22,2 мм в начальный момент времени, °C/с ($17 < v_{\text{д.н.}} < 41$);

t – продолжительность нагрева заготовки, с.

Интервал оптимальных скоростей нагрева, при которых перепад температур между поверхностными и промежуточными слоями равен нулю (рисунок Г1.3, кривая 1), является наиболее предпочтительным с точки зрения получения относительно однородной по сечению структуры, но не является практическим с точки зрения технико-экономических показателей процесса нагрева. Оптимальный интервал скоростей нагрева должен обеспечивать относительную однородность структуры по сечению заготовки с достаточным уровнем ее технологических характеристик. Результаты металлографических исследований показали, что допустимый перепад температур составляет 50°C в интервале температур 1120-1170°C (рисунок Г1.3, кривая 3) [18-А]. Установленные зависимости (3.2) и (3.3) справедливы только для заготовок

диаметром 22,2 мм. Для определения параметров нагрева заготовок иного диаметра можно воспользоваться известными зависимостями, в частности, описанными в приложении Д.

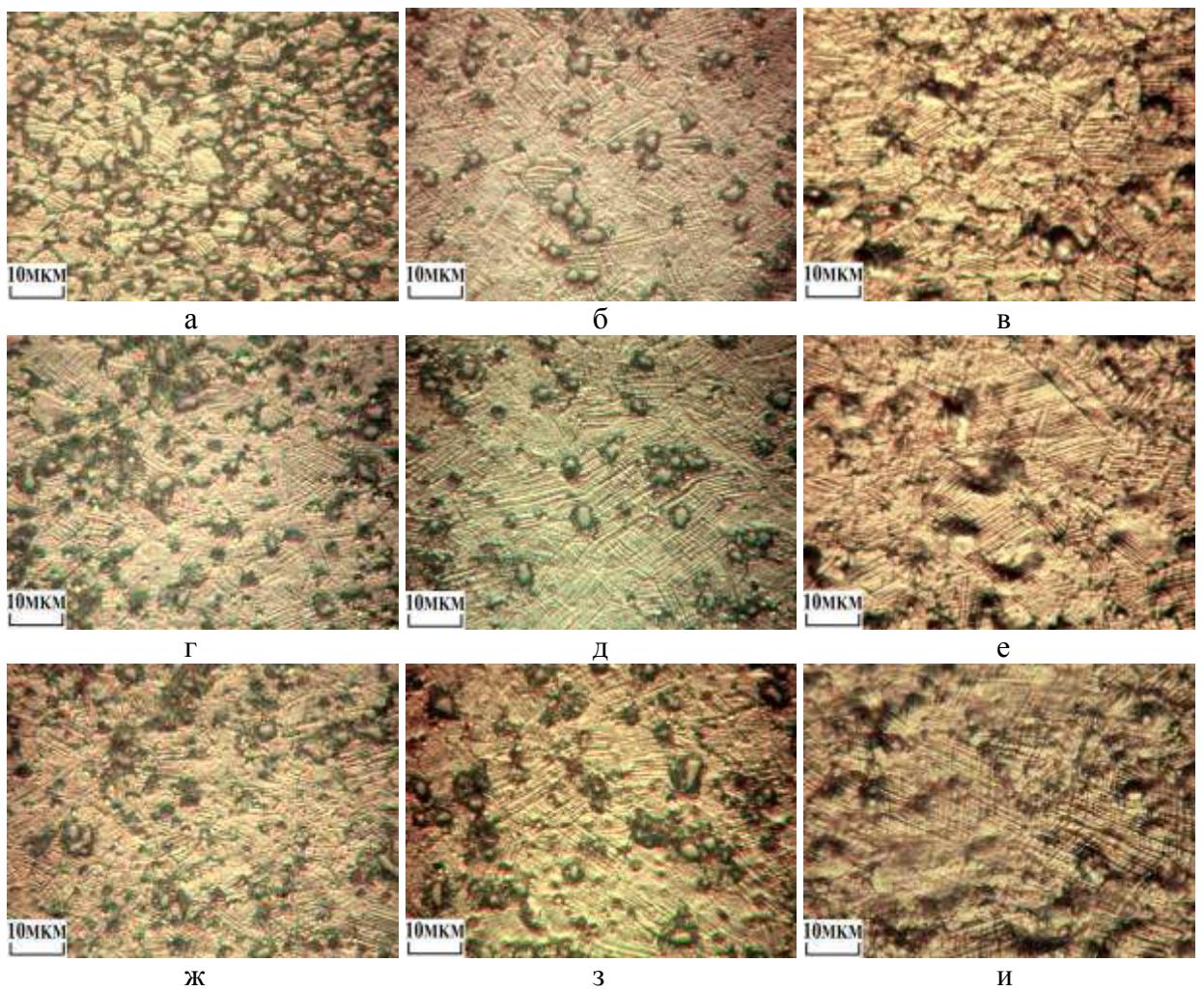
Учитывая жесткие требования к температурно-временным условиям нагрева заготовок (перепад температур по сечению не более 50°C, нагрев с максимально возможной скоростью для подавления роста зерна), а также особенности индукционного нагрева сплава (очень низкая теплопроводность и незначительная глубина проникновения тока в заготовку), становится очевидно, что для индукционного нагрева следует выбирать заготовки наименьшего возможного диаметра.

3.5 Изменение характеристик после температурно-деформационного воздействия

При всех исследованных температурно-деформационных условиях обработки в структуре сплава наблюдались линии скольжения (рисунок 3.25), имеющие характерное строение корзиночного плетения и пересекающиеся под углом, близким к 60—70°. Съемкой микроструктур, имеющих линии скольжения, при помощи прибора DIC (рисунок 3.26) показано, а фазовым микрорентгеноструктурным анализом (рисунок 3.27) доказано отсутствие мартенситной фазы. Результаты анализа геометрических размеров линий скольжения в некоторых случаях использовались при определении размера зерен. После пластической деформации истинные границы зерен выявить относительно сложно, поскольку интенсивно растратывается область вокруг упрочняющих фаз (зона с повышенной плотностью дефектов и напряжений) (рисунок 3.28, а), поэтому размер зерна, как правило, определялся косвенно по границам, декорированным выделениями.

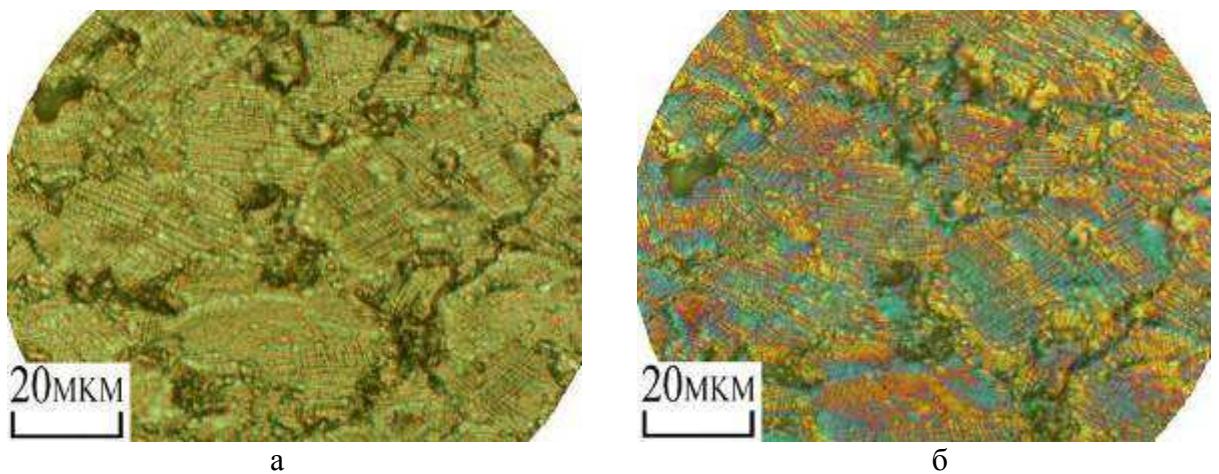
При температуре нагрева 1050 °C и последующей деформации зерно измельчается в среднем в 2 раза (рисунок 3.29), в зонах с большой интенсивностью локальных деформаций (около 0,7 и выше) образуется характерная текстура (рисунок 3.30, а). Количество упрочняющей фазы, выделяющейся в основном по границам зерен, увеличивается относительно состояния поставки (см. рисунок 3.27, а). Дополнительно с деформационным воздействием при величине интенсивности локальных деформаций до 0,1 сплав упрочняется (рисунок 3.31, кривая 1). Деформирование с величиной интенсивности локальных деформаций выше 0,1 при данной температуре обусловливает пересыщение сплава наклепом, что способствует образованию микротрещин (рисунок 3.28, б) и, соответственно, значительному снижению механических характеристик (рисунок 3.31, кривая 1).

Деформирование после нагрева до 1120 °С интенсифицирует процессы динамической рекристаллизации (рисунок 3.28, в), на границах «старых» зерен

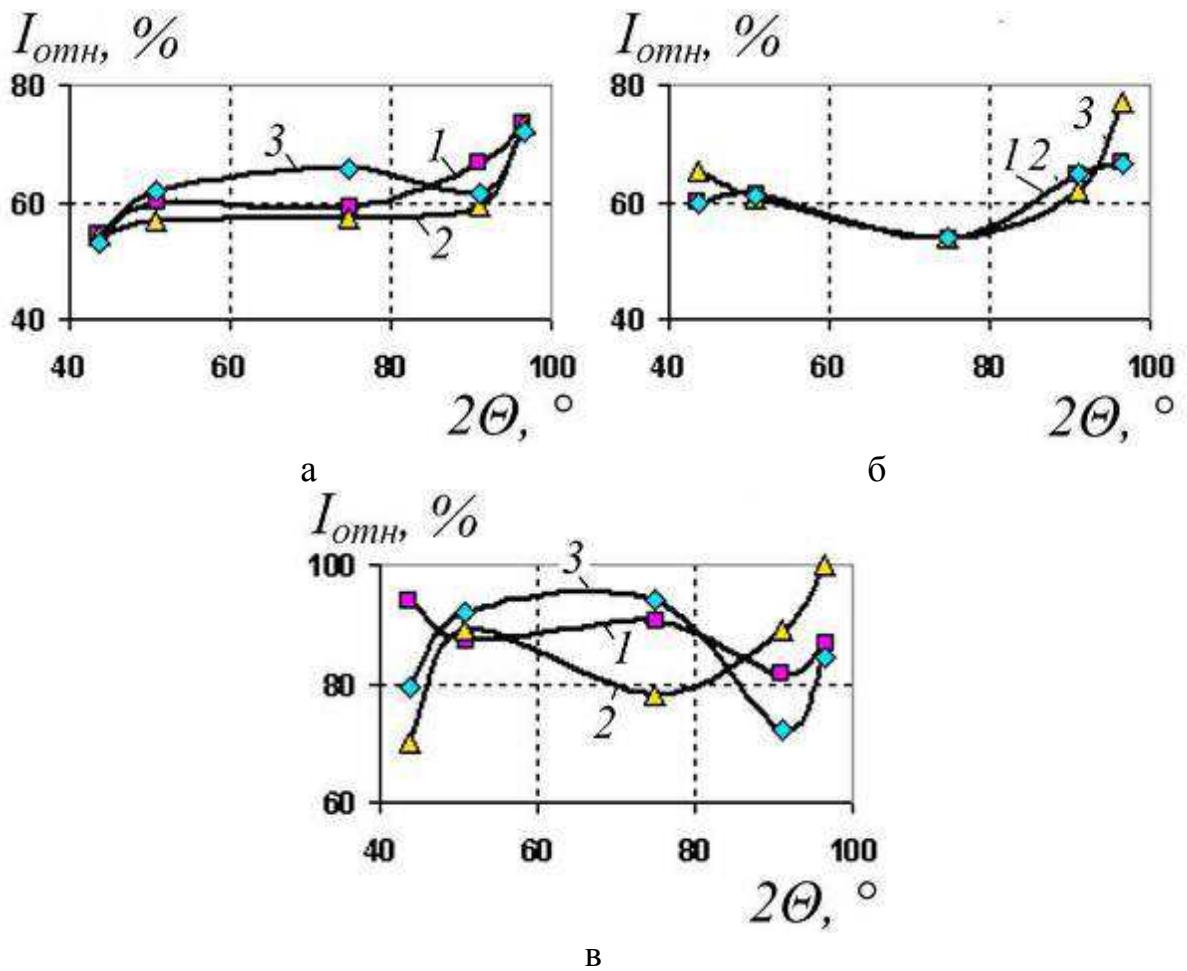


а, б, в – $e_u=0,21$; г, д, е - $e_u=0,16$; ж, з, и – $e_u=0,06$; а, г, ж - 1050°С; б, д, з - 1120°С; в, е, и - 1200°С;

Рисунок 3.25 – Изменение микроструктуры Co-Cr-Mo сплава после нагрева до определенных температур и деформирования с различными интенсивностями локальных деформаций (травление реактивом №12, см. таблицу 1.3)



а – травление реактивом №12; б – а + съемка при помощи прибора DIC
Рисунок 3.26 – Микроструктуры Co-Cr-Mo сплава, 1200°С, $e_u=0,05$



а – 1050°C; б - 1120°C; в - 1200°C;

1, 2, 3 - степень деформации 10, 25, 40% соответственно

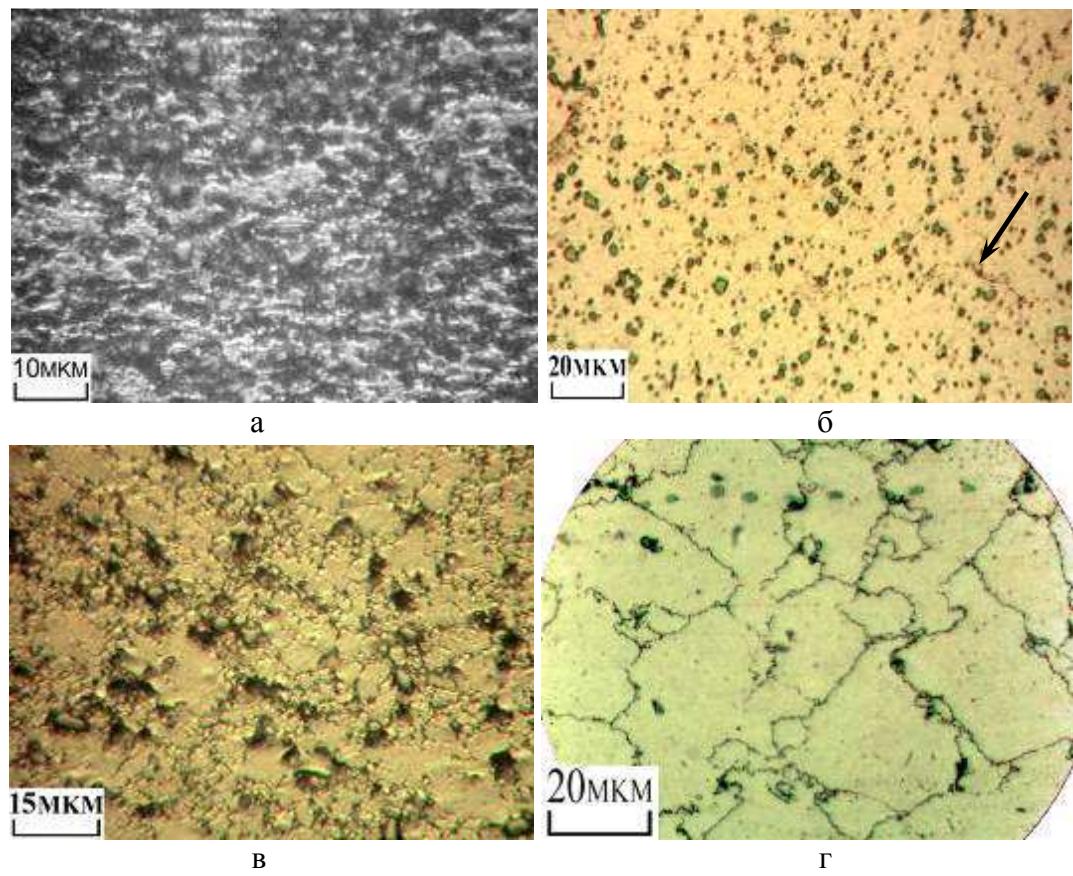
Рисунок 3.27 - Относительная интенсивность максимумов интерференционных линий

образуются рекристаллизованные, размер отдельных из них достигает 1 мкм. Образование новых мелких зерен, свободных от напряжений, благоприятно влияет на механические свойства: повышается их однородность, мало зависимая от интенсивности локальных деформаций (рисунок 3.31, кривая 2).

При 1200 °С процессы собирательной рекристаллизации преобладают над процессами динамической рекристаллизации, следствием чего является рост зерна (рисунки 3.29 и 3.30). Количество упрочняющей фазы находится на уровне состояния поставки (см. рисунок 3.27, в), а по границам зерен образуется непрерывная сетка из упрочняющих фаз (рисунок 3.30), вследствие чего прочность сплава существенно уменьшается (рисунок 3.31, кривая 3). При наличии концентраторов напряжений в областях с относительно высокой интенсивностью локальных деформаций (свыше 0,7) образующиеся трещины значительно больше по сравнению с образцами, обработанными при более низких температурах (рисунок 3.32). Пластические свойства сплава снижаются с уменьшением интенсивности локальных деформаций (менее 0,1), вероятно, не

столько с формированием крупнозернистой структуры, сколько с образованием зубчатых границ зерен (рисунок 3.28, г), препятствующих во время деформации свободному относительному перемещению зерен.

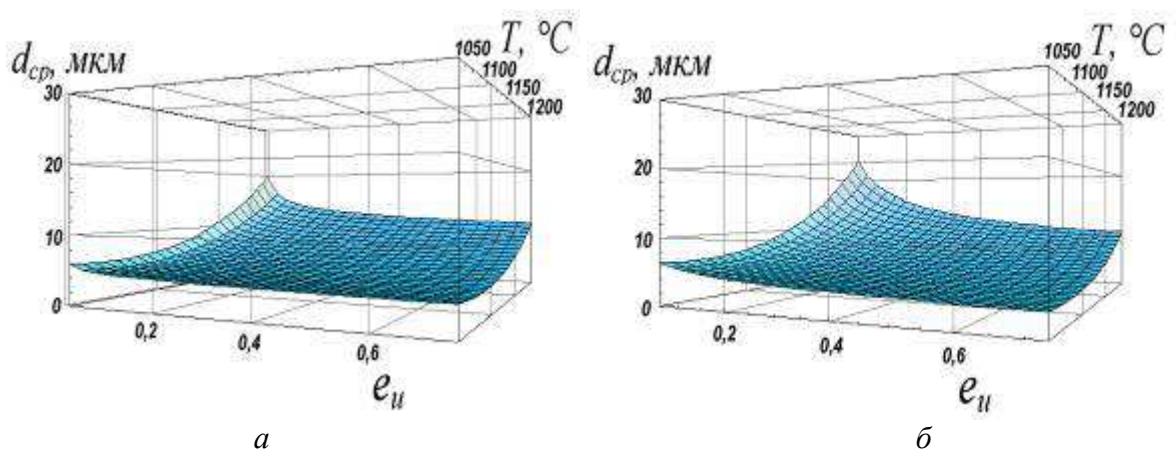
Установленная зависимость (3.4) позволяет определить величину среднего диаметра зерна при любой температуре нагрева в интервале 1050-1200°C и заданной интенсивности локальных деформаций (приложение Е).



а – 1050°C, $e_u=0,77$; б - 1050°C, $e_u=0,5$ (стрелкой указана микротрещина); в - 1120°C, $e_u=0,45$; г - 1200°C, $e_u<0,1$;

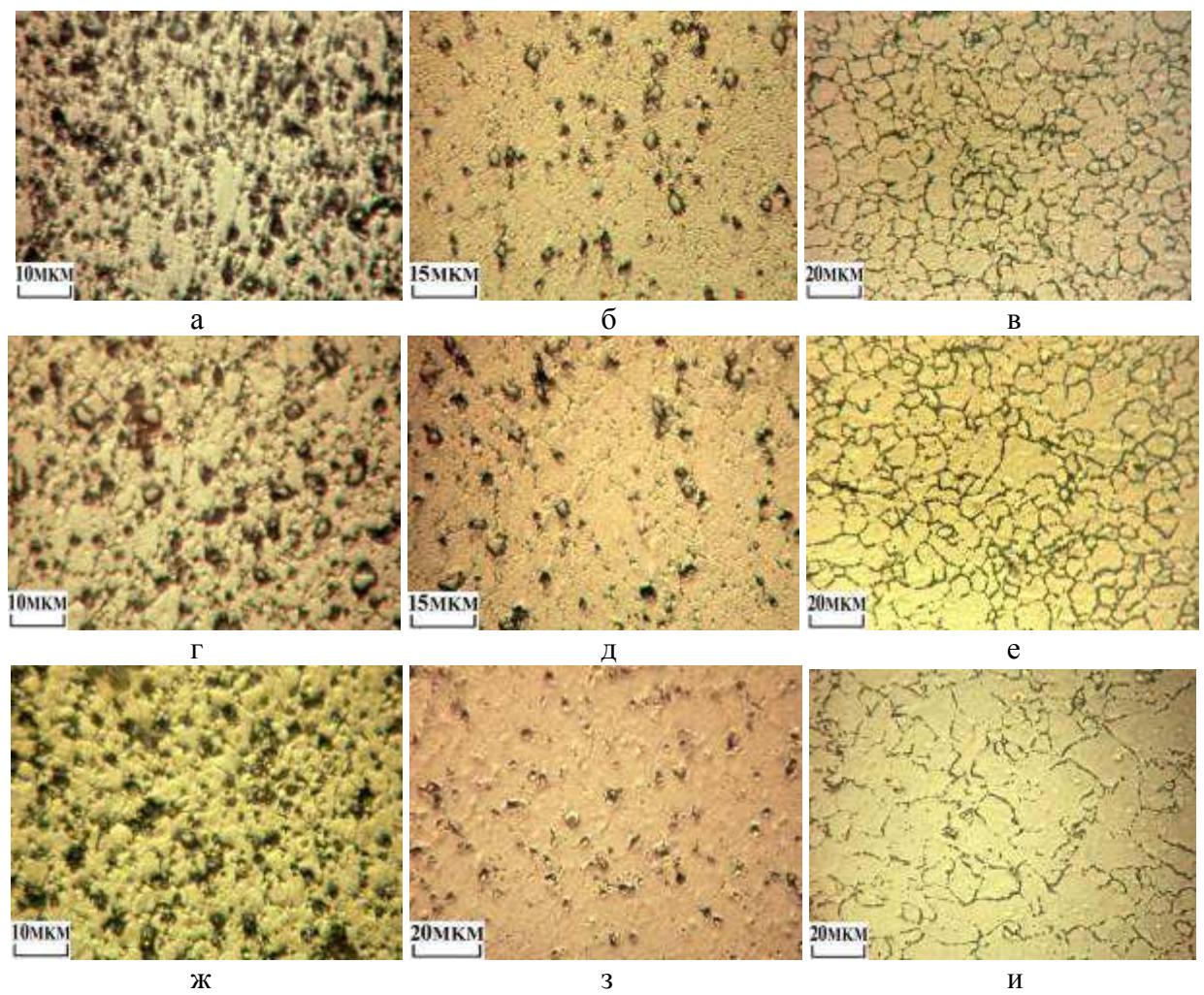
а, в, г – травление реактивом №7, б – реактивом №2 (см. таблицу 1.3)

Рисунок 3.28 – Микроструктуры деформированного Co-Cr-Mo сплава



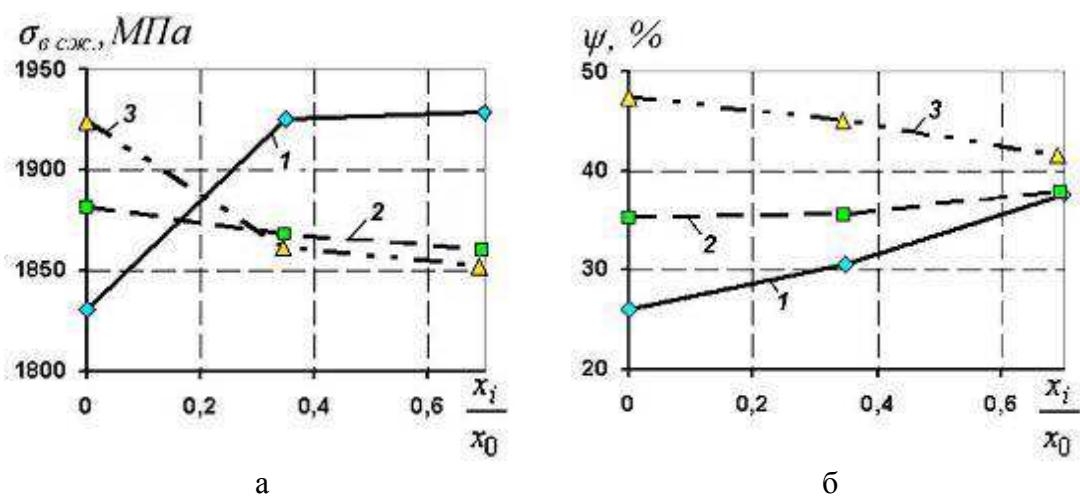
а и б – вдоль осей Z и X соответственно (см. рисунок 2.2)

Рисунок 3.29 – Диаграмма динамической рекристаллизации Co-Cr-Mo сплава



а, б, в – $e_u=0,77$; г, д, е – $e_u=0,29$; ж, з, и – $e_u=0,1$;
а, г, ж - 1050°C; б, д, з - 1120°C; в, е, и - 1200°C;

Рисунок 3.30 – Изменение зеренной структуры Со-Cr-Mо сплава после нагрева до определенных температур и деформирования с различными интенсивностями локальных деформаций (травление реактивом №7, см. таблицу 1.3)



а – предел прочности на сжатие; б – относительное расширение поперечного сечения;
1, 2 и 3 – температура нагрева под деформацию 1050, 1120 и 1200°C соответственно
Рисунок 3.31 – Распределение механических характеристик сплава вдоль оси Х (см. рисунок 2.4)



а

б

в

а - 1050°C; б - 1120°C; в - 1200°C

Рисунок 3.32 – Фотографии образцов, промеформированных со степенью осадки 40% при различных температурах. Интенсивность локальных деформаций осевых слоев образцов составляет около 0,77

$$d_{cp} = k_1(T) \cdot (e_u)^{k_2(T)}, \quad (3.4)$$

где d_{cp} – средний диаметр зерен, мкм;

T – температура нагрева образцов, °C ($1050 < T < 1200$);

e_u – интенсивность локальных деформаций ($0,01 < e_u < 0,8$);

$k_1(T)$, $k_2(T)$ – коэффициенты, зависящие от направления изучения изменения размера зерен (см. рисунок 2.2). Так, вдоль оси Z: $k_1(T) = 0,4813 \times 10^{-3} T^2 - 1,04 T + 565,3349$, $k_2(T) = 0,2751 \times 10^{-5} T^2 - 0,0065 T + 3,6992$. Вдоль оси X: $k_1(T) = 0,3608 \times 10^{-3} T^2 - 0,775 T + 418,971$; $k_2(T) = -0,1256 \times 10^{-6} T^2 - 0,3679 \times 10^{-3} T + 0,2461$.

Средний размер зерен и средняя твердость по сечению образцов понижаются с ростом температуры (таблица 3.1) вследствие уменьшения плотности дефектов, снятия напряжений, растворения упрочняющей фазы и прямоопропорционально степени деформации. При деформировании на нижней границе оптимального температурного интервала пластической деформации (1050°C) значение твердости прямоопропорционально интенсивности локальных деформаций (рисунок 3.33, а, б). Изменение твердости при пластической деформации на верхней температурной границе (1200°C) связано, вероятно, с дополнительными тепловыделениями в областях с высокой интенсивностью локальных деформаций, снижающими наклеп и способствующими частичному

Таблица 3.1 - Влияние температуры и степени деформаций на средний размер зерен и среднюю твердость по объему образца

Степень деформации δ_i	Средний размер зерна			Средняя твердость		
	температура нагрева, °C			температура нагрева, °C		
	1050	1120	1200	1050	1120	1200
0,1	6	7	18	49	46	44
0,25	4	7	9	50	47	44
0,4	4	4	9	51	47	44

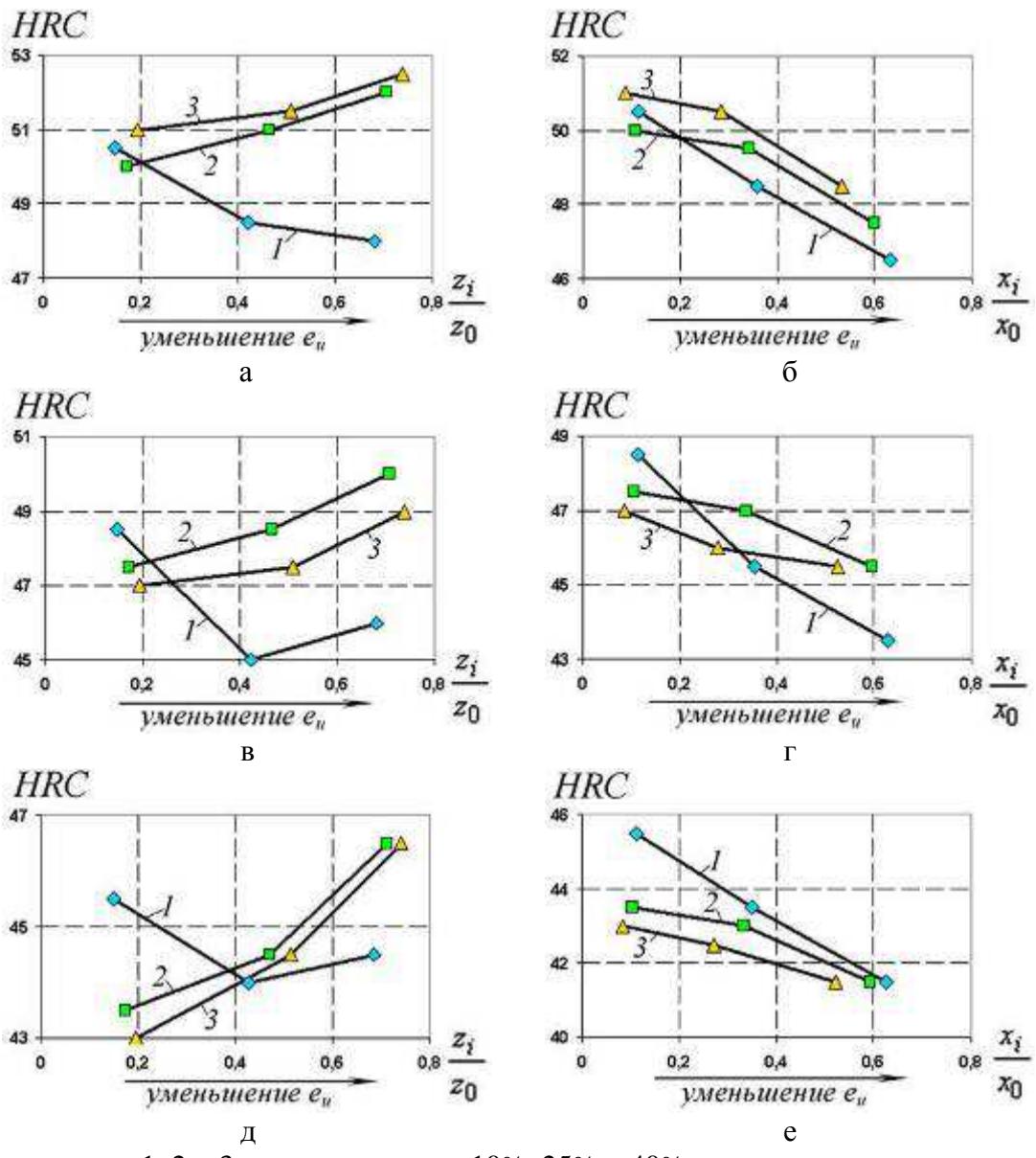


Рисунок 3.33 - Распределение твердости по объему деформированного образца в зависимости от температуры и степени осадки

растворению упрочняющих фаз (рисунок 3.33, д, е). Большое значение на величину твердости (рисунок 3.33, а, в, д) и размер зерна (см. рисунок 3.29) также оказывает охлаждение слоев образца, примыкающих к более холодному бойку. Деформирование более охлажденных указанных слоев вызывает их упрочнение, в результате чего прямая пропорциональность между величиной интенсивности локальных деформаций и значением твердости сменяется на обратную.

3.6 Выводы по главе 3

1) В состоянии поставки безникелевый Со—Cr—Mo-сплав с пониженным количественным содержанием примесей имеет трехфазную структуру: метастабильный твердый раствор с ГЦК-решеткой и равномерно распределенные в нем упрочняющие частицы. Средний размер зерна составляет 10—15 мкм, σ -фазы — 2—3 мкм, а карбидов типа $Me_{23}C_6$, расположенных преимущественно по границам зерен — менее 1 мкм.

2) Технологическая пластичность сплава при индукционном нагреве ухудшается на всем исследованном температурном интервале (1100-1300°C). Ухудшение практически не зависит от продолжительности нагрева и обусловлено выделением упрочняющих фаз преимущественно по границам зерен с последующим образованием сетки. Пластичность, приданная сплаву предварительной термической обработкой, находится на достаточном для последующего деформирования уровне при индукционном нагреве до 1170°C.

3) Установлена зависимость среднего диаметра зерна Со-Cr-Mo сплава от длительности нагрева до заданной температуры). Рост зерна (в 1,5 – 2 раза) незначителен при существенном увеличении продолжительности нагрева (в 2 - 4 раза) вследствие выделения по границам зерен вторичных фаз. Предложен механизм образования сетки. Установлено, что относительно печного нагрева при индукционном нагреве происходит смещение температуры образования сетки вверх по температурной шкале, величина которого зависит от продолжительности нагрева.

4) Вследствие значительного перепада температур (до 300-350°C) по сечению заготовки (перегретой за допустимый интервал температур - 1170°C) при малых продолжительностях нагрева (до 30-40 с) у заготовок формируется дефектный поверхностный слой, содержащий сетку из упрочняющих фаз. Формирование такого слоя неблагоприятно влияет на последующий процесс пластической деформации.

5) Определены зависимости, устанавливающие взаимосвязь между разностью температур поверхностных и осевых слоев образца диаметром 22,2 мм и скоростью (продолжительностью) его нагрева до заданной температуры и позволяющие подобрать такую скорость нагрева, при которой перепад температур между поверхностными и осевыми слоями имел оптимальное значение.

6) Построены модели, позволяющие определить средний диаметр зерна сплава в объеме с конкретным значением интенсивности локальных деформаций при определенной температуре. Предложенные зависимости показывают также, какая величина интенсивности локальных деформаций

должна существовать в объеме поковки при определенной температуре, чтобы обеспечить относительно высокую структурную однородность.

7) Подстуживание слоев заготовки, примыкающих к более холодным бойкам прессовой оснастки, обуславливает торможение процессов собирательной рекристаллизации и упрочнение сплава в зонах с относительно малыми величинами интенсивности локальных деформаций, а, следовательно, и возникновение неоднородности структуры и механических характеристик по сечению поковки.

ГЛАВА 4 ПРАКТИЧЕСКАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ

4.1 Разработка практических рекомендаций по использованию результатов исследований

В настоящей работе показано, что высокий комплекс эксплуатационных свойств (восоко- и низкотемпературную прочность, коррозионную стойкость, износстойкость, биосовместимость) сплавы на основе кобальта приобретают благодаря легированию кобальта (мас. %): хромом (25-31%), молибденом (4-7%), углеродом и азотом (до 0,4% каждого), - которое обуславливает формирование в структуре сплавов твердых растворов внедрения и замещения, термически стабильных упрочняющих фаз (интерметаллидов и карбидов). В то же время указанные структурные особенности вызывают при обработке сплавов давлением определенные трудности, связанные, в основном, с их низкой технологической пластичностью, узким интервалом температур деформации и высоким сопротивлением сплава деформированию, что обуславливает необходимость осуществления обработки преимущественно в условиях всестороннего неравномерного сжатия. Таким образом, можно сформулировать первую рекомендацию:

1. Изготовление полуфабрикатов из Со-Сr-Мо сплава пластическим деформированием необходимо осуществлять в условиях всестороннего неравномерного сжатия заготовки.

Значительное влияние на склонность сплава к деформированию оказывают примеси (оксиды и т.п.). Так, при концентрации примесных элементов выше 0,01 мас. % внутри зерен мягкой матрицы сплава и/или по их границам образуются некогерентные фазы, которые при пластической деформации вызывают интер- и/или транскристаллитное растрескивание сплава. Поэтому

2. для успешного формообразования поковок необходимо применять сплавы с ограниченным содержанием примесных элементов (до 0,01 мас. %).

Деформируемость сплавов ухудшается с увеличением размера зерен заготовки. Крупнозернистые отливки (270-1400 мкм) с эвтектической структурой, полученные традиционными способами литья, не рекомендуется использовать для обработки давлением вследствие их неудовлетворительной технологической пластичности. Удовлетворительными технологическими свойствами обладают сплавы с размером зерна 10-80 мкм и отсутствием расположенных в объеме зерен и по их границам мелкодисперсных упрочняющих фаз, препятствующих свободному перемещению дислокаций при

пластическом деформировании. Заготовку с указанными характеристиками получают, например, литьем под давлением с ускоренным отводом теплоты из отливки или методами порошковой металлургии. Таким образом, следующую рекомендацию можно сформулировать так:

3. Заготовка, предназначенная для горячей пластической деформации, должна обладать удовлетворительной технологической пластичностью, обусловленной мелкозернистой структурой (10-80 мкм) и отсутствием мелкодисперсных упрочняющих фаз по объему и границам зерен.

Относительно продолжительный по времени традиционный печной нагрев заготовок под деформирование в интервал температур деформаций, находящийся выше 0,8 от температуры плавления, способствует окислению и газонасыщению поверхности заготовок, значительному росту зерна, а, значит, и ухудшению склонности сплавов к деформированию. Поэтому, с точки зрения уменьшения времени воздействия факторов, ухудшающих технологические свойства сплава,

4. нагрев заготовок под деформирование целесообразно осуществлять с использованием скоростных способов, в частности, индукционного нагрева.

Деформирование сплава, нагретого ниже 1120°C способствует интенсивному его упрочнению, пропорциональному степени деформации. Ниже 1050°C существенно повышается сопротивление сплава деформированию и процесс обработки давлением становится практически невозможным. Деформирование со степенями выше 10% после нагрева заготовки в интервал 1050-1120°C не рекомендуется в связи с повышенной вероятностью образования микротрещин и, следовательно, резким ухудшением механических свойств изделия.

5. Нагрев заготовки в интервал температур 1050-1120°C целесообразно осуществлять лишь для последующего деформирования с малыми (до 10%) степенями с целью повышения механических характеристик изделий.

Индукционный нагрев выше 1170°C вызывает в микроструктуре сплава необратимые изменения: образование сетки из упрочняющих фаз по границам зерен, формирование неравновесной эвтектики, окисление границ зерен, значительно ухудшающие его технологическую пластичность. В связи с этим, нагрев заготовки или отдельных ее областей выше данной температуры не рекомендуется. Деформирование сплава после нагрева в интервал температур 1120-1170°C не вызывает значительного ухудшения технологической пластичности заготовки, обуславливает протекание процесса динамической

рекристаллизации и обеспечивает относительно однородные структурные и механические характеристики по сечению поковки.

6. Оптимальным температурным интервалом индукционного нагрева сплава под горячую пластическую деформацию является 1120-1170°C.

Нагрев заготовки с неконтролируемой или высокой скоростью (продолжительностью) обуславливает достижение в отдельных ее областях температур, выходящих за пределы оптимального интервала (1120-1170°C). Указанный нагрев (с расчетом на выравнивание температуры по сечению перед деформированием до заданного перепада) обуславливает в поверхностном слое заготовки структурные изменения, которые необратимо ухудшают технологические свойства сплава.

7. Продолжительность индукционного нагрева заготовки должна обеспечивать относительно равномерный ее прогрев по сечению с заданным перепадом температур 50°C в области температур 1120-1170°C. Такую продолжительность можно найти из зависимостей (Б1.33) или (Г2.3).

Учитывая жесткие требования к температурно-скоростным условиям нагрева заготовок, а также особенности индукционного нагрева сплава, очевидно, что

8. для нагрева следует выбирать заготовки наименьшего возможного диаметра.

Однородность структуры и механических свойств по сечению поковки существенно зависит от величины интенсивности локальных деформаций (степени деформации локальных областей поковки). Значения интенсивности локальных деформаций менее 0,1 при деформировании заготовки, нагретой до 1120-1170°C, обуславливают значительный рост зерна (в среднем в 1,5-2 раза) и формирование разнозернистости. Величины интенсивности локальных деформаций более 0,7 могут стать причиной возникновения макротрешин, особенно при наличии концентраторов напряжений. Поэтому

9. при изготовлении полуфабрикатов необходимо гарантировать, чтобы интенсивность локальных деформаций в объеме нагретой до 1120-1170°C поковки находилась в интервале 0,1-0,7.

Значительный вклад в формирование неоднородности структурных и механических характеристик по сечению поковки вносит подстуживание слоев заготовки, примыкающих к более холодной оснастке. Температура нагрева штамповой оснастки при деформировании, ограничивается способностью материала инструмента сохранять свои функциональные свойства и для быстрорежущих сталей составляет, как правило, 300-400°C.

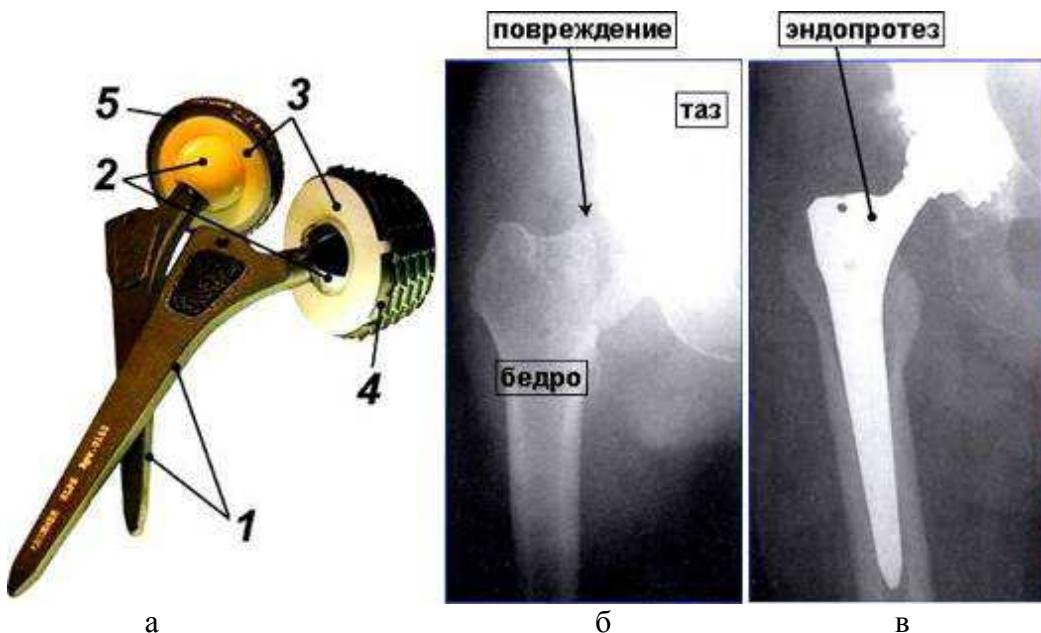
10. Для повышения однородности структурных и механических свойств по сечению поковки штамповую оснастку необходимо подогревать до максимально возможной температуры.

Результаты исследований, проводившихся сотрудниками ГНУ «ФТИ НАН Беларусь» 20-30 лет назад, показали, что использование некачественной смазки обуславливает увеличение усилия деформации до 2 раз, поэтому

11. особое внимание необходимо уделять применению высоконесущих консистентных технологических смазок на основе битума, графита, талька и машинного масла.

Рекомендации, разработанные с учетом результатов анализа мировой практики обработки сплавов на основе кобальта и выполненных экспериментальных исследований [приложение Ж], послужили основой для создания технологии изготовления точных поковок деталей эндопротеза тазобедренного сустава системы SLPS (рисунок 4.1, а) из Co-Cr-Mo сплава способами горячей обработки давлением [15-А, 19-А]. При этом применена технология, основанная на получении методами пластического деформирования полуфабрикатов, приближающихся по форме и размерам к готовым изделиям. Такая малоотходная и высокопроизводительная технология сводит до минимума обработку резанием и позволяет дополнительно упрочнить детали эндопротеза. Указанные работы проведены на базе ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларусь» сотрудниками лаборатории точной штамповки. После выбора наиболее благоприятной схемы деформации, обеспечивающей объемное неравномерное сжатие, спроектирована и изготовлена оснастка, штампы. При разработке технологии учитывались также конструктивные особенности деталей эндопротеза.

Ножка 1 (рисунок 4.1, а) эндопротеза имеет клиновидную форму в трех плоскостях (триклини) для гарантии ее стабильной пресс-фиксации в проксимальной части бедра (рисунок 4.1, б, в) и повышенной ротационной устойчивости по сравнению с круглыми или коническими ножками. Ножка, предназначенная для бесцементной фиксации в бедренной кости, изготавливается из сплава Ti-6Al-4V (ВТ-6), при цементной фиксации - из Co-Cr-Mo сплава.



1 – ножка с пористым вкладышем; 2 – головка; 3 – вкладыш чашки с наружным пористым вкладышем; 4 – чашка; 5 – корпус головки

Рисунок 4.1 - Эндопротезы тазобедренного сустава системы SLPS (а) [163].

Рентгеновские снимки тазобедренного сустава до (б) и после имплантации (в) эндопротезом [24, 25]

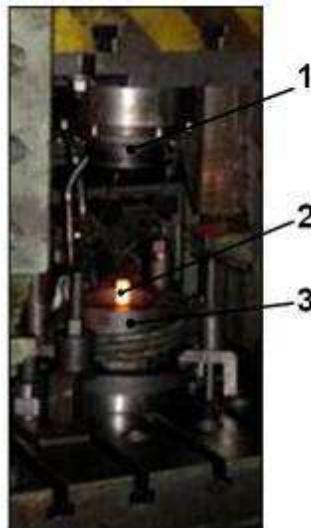
Головка 2 (рисунок 4.1, а) может быть металлической (Co-Cr-Mo сплав) или керамической. Благодаря высоким прочностным свойствам при производстве головок предпочтение отдают металлическим материалам. Из-за неудовлетворительных трибологических характеристик титановые сплавы не используют для изготовления деталей подобного типа. Вкладыш чашки 3, образующий с головкой 1 пару трения, изготавливают из сверхвысокомолекулярного полиэтилена или керамики.

Чашка 4 (рисунок 4.1, а) эндопротеза имеет форму усеченного конуса со сферическим сегментом на ее вершине. Самонарезающая резьба чашки гарантирует надежную первичную фиксацию в кости таза (рисунок 4.1, б, в). Чашку изготавливают, как правило, из чистого титана (ВТ1-0) и применяют при бесцементной фиксации в тазовой кости (на месте вертлюжной впадины). В случае цементной фиксации применяют корпус головки 5, изготавливаемый из Co-Cr-Mo сплава.

Выбор той или иной разновидности горячей обработки давлением и количество переходов по операциям определялись, в основном, формой готовой детали и физико-механическими свойствами обрабатываемого материала.

4.2 Технологические особенности процесса формообразования изделий типа тел вращения

Головка и корпус головки эндопротеза (рисунок 4.1, а) представляют собой детали типа тел вращения и относятся по сложности к простейшим по



- 1 – верхняя пресс-форма;
- 2 – заготовка;
- 3 – нижняя пресс-форма

Рисунок 4.2 Фотография процесса штамповки поковки головки

форме с точки зрения изготовления их за один переход штамповки выдавливанием. Способ штамповки выдавливанием с применением в процессе деформации противодавления (рисунок 4.2) использован для формирования поковок таких деталей с относительно однородной структурой за один переход с минимальными припусками на механическую обработку. Специальное пневматическое устройство использовалось в качестве механизма для создания регулируемого противодавления.

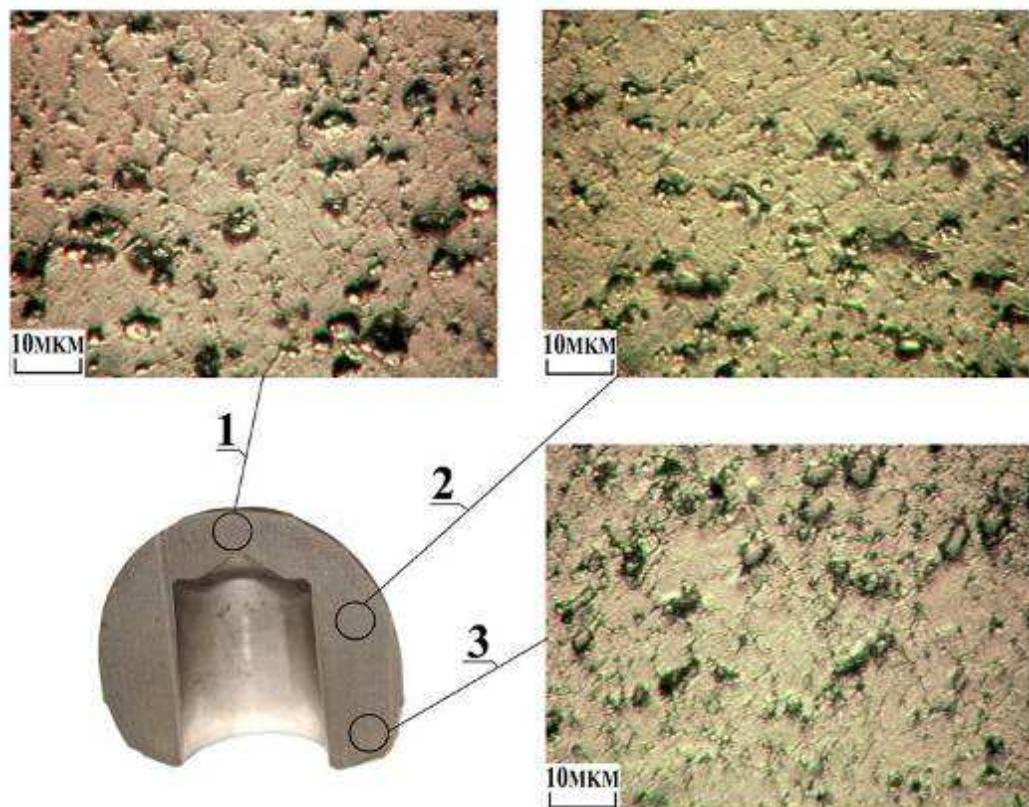
Противодавление, возникающее в процессе истечения материала, способствует созданию схемы объемного неравномерного сжатия. В результате ресурс деформируемого сплава увеличивается, а также появляются условия для снижения

неоднородности деформации и, следовательно, анизотропии механических свойств готового изделия.

При температуре нагрева заготовки под штамповку выдавливанием 1120-1170 °С и интенсивности локальных деформаций 0,1-0,7 структурные и механические характеристики по объему поковки головки (рисунок 4.3, а) относительно однородные и изменяются в следующих интервалах: диаметр зерна - 4-6 мкм (рисунок 4.4), твердость - 45-50 HRC.



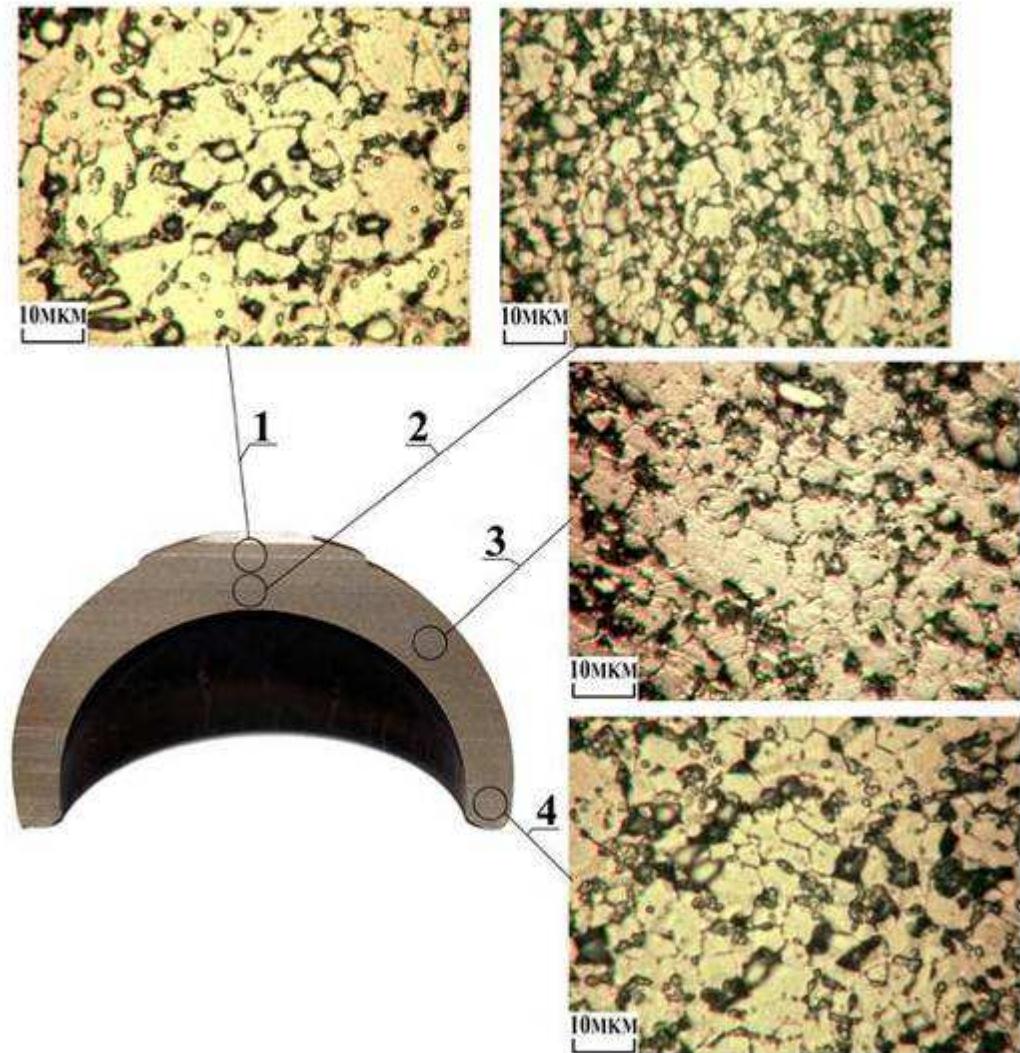
Рисунок 4.3 - Фотографии поковок головки (а) и корпуса головки (б) эндопротеза тазобедренного сустава системы SLPS



1 – верхняя область поковки; 2 – средняя область поковки; 3 - нижняя область поковки

Рисунок 4.4 – Микроструктуры, характеризующие структурную однородность по объему поковки головки из Со-Cr-Мо сплава

Микроструктура поковки корпуса головки (рисунок 4.3, б) относительно однородная и характеризуется более крупным зерном - 6-10 мкм (рисунок 4.5). Крупнозернистость связана с технологическими особенностями изготовления поковки, обусловленными ее более сложной конфигурацией по сравнению с поковкой головки. Верхняя область 1 поковки (рисунок 4.5) имеет более крупное зерно (10-12 мкм) по сравнению с областью 2 (6-8 мкм), что объясняется образованием в области 1 «застойной зоны», в которой отсутствует деформационное воздействие на сплав. Наличие этой зоны не ухудшает качество поковки в целом, поскольку на стадии последующей механической обработки она полностью удаляется.

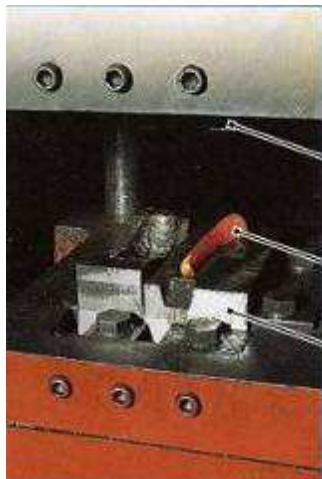


1, 2 – верхняя область поковки; 3 - средняя область поковки; 4 - нижняя область поковки

Рисунок 4.5 – Фотографии, характеризующие однородность микроструктуры по объему поковки головки из Co-Cr-Mo сплава

4.3 Технологические особенности процесса формообразования изделий сложной конфигурации

Технология горячей штамповки ножек эндопротеза, в силу относительно сложной конфигурации деталей (рисунок 4.1, а) и жестких требований по точности, имеет ряд особенностей, отличающих ее от технологии точной штамповки осесимметричных деталей, каковыми являются головка и корпус головки эндопротеза. Ввиду специфичной конфигурации (удлиненная и несимметричная в двух взаимно перпендикулярных направлениях форма ножки) и требований максимальной проработки структуры исходной заготовки, получить поковку за один переход не представляется возможным. Кроме того, возникают большие технические сложности применения метода безблойной штамповки. Необходимость проведения штамповки в несколько переходов



1 – верхняя пресс-форма;
2 – заготовка;
3 – нижняя пресс-форма

Рисунок 4.6 Фотография процесса штамповки поковки ножки на стадии гибка-окончательная штамповка [72]

обусловливают также требования максимальной экономии дорогостоящих сплавов: форма заготовки на окончательной операции штамповки (в окончательном ручье штампа) должна быть близкой к форме готовой поковки. Расчетно-экспериментальным путем было определено количество необходимых переходов и, после проработки ряда вариантов, принята следующая технологическая схема: отрезка исходной заготовки из прутка → горячая высадка поковки переменного сечения → гибка заготовки → штамповка окончательная с вытеснением избытка металла в облой → обрезка облоя (рисунок 4.6). Гарантийный припуск установлен не менее двукратной величины дефектного поверхностного слоя поковки (0,05 – 0,1 мм). Объем металла, уходящего в облой, не превышает 10-15% от объема деформируемого

металла (рисунок 4.7). По такой же схеме формообразования полуфабрикатов осуществляется штамповка из сплава ВТ-6. Единственное отличие состоит в режимах обработки Co-Cr-Mo сплава и сплава ВТ-6 [15-А].



Рисунок 4.7 – Фотографии точной поковки ножки (а), облоя (б) и ножки (в) эндопротеза тазобедренного сустава системы SLPS

4.4 Выводы по главе 4

1) На основании проведенных исследований сформулированы технологические рекомендации [приложение Ж], учитывающие предварительную обработку заготовки, допустимые интервалы температур и скоростей нагрева сплава под деформацию, а также деформационных условий, обеспечивающих относительную однородность структурных и механических характеристик.

2) Опытная [приложение И] и промышленная [приложение К] партии поковок головок в количестве 20 и 800 шт. соответственно подтвердили работоспособность предложенных рекомендаций. Изготовленные головки ЗАО «Алтимед» из поковок [приложение Л] успешно прошли испытания на соответствие ISO7206-2 [приложение М], переданы БелМАПО для проведения клинических испытаний [приложение Н] и на реализацию клиническим учреждениям Республики Беларусь.

3) Разработанные технологические процессы (ФТИ01021.00039, ФТИ01221.00024, ФТИ01221.00033) освоены [приложение П] и внедрены [приложение Р] в производстве, что позволяет сэкономить в среднем 30-35% денежных средств только за счет снижения потерь дорогостоящего импортного материала в стружечные отходы [приложение С], например, при производстве поковок головок - около 15 €/шт, поковок корпуса головки - 122 €/шт, поковок ножек - 236 €/шт. В результате себестоимость продукции снижается на 45-50%, а продажная цена эндопротезов - на 50-55% [15-А].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные научные результаты диссертации

1. Проведена комплексная оценка технологических параметров, обеспечивающих оптимальные условия формообразования поковок деталей ответственного назначения из Co-Cr-Mo сплава [1-А, 13-А, 11-А, 16-А, 17-А, 18-А]. Установлены температурные и скоростные условия нагрева, которые способствуют созданию структуры, обеспечивающей максимальную технологическую пластичность сплава для последующего деформирования [20-А]. Определены оптимальные деформационные условия, обеспечивающие максимальные и однородные свойства по сечению полуфабрикатов [13-А].

2. Разработан способ выявления структуры Co-Cr-Mo сплавов, подверженных термической обработке и пластической деформации: предложен нейтральный реагент (водный раствор поваренной соли) и режимы травления для выявления границ зерен, фаз [6-А, 7-А]. Применение данного реагента позволило существенно улучшить условия процесса выявления микроструктуры.

3. Установлены механизмы выделения, взаимодействия и растворения упрочняющих фаз при нагреве [10-А, 13-А, 14-А, 17-А]. При индукционном нагреве происходит интенсивное выделение упрочняющих частиц по границам зерен, последующее их слияние с образованием сетки и формирование неравновесной эвтектики.

4. Установлены основные закономерности изменения размера зерна при индукционном нагреве и горячей пластической деформации [10-А]. Разработаны модели зависимости среднего диаметра зерна от продолжительности и температуры индукционного нагрева; от интенсивности локальных деформаций и температуры нагрева под деформацию. Существенный рост зерен сдерживается выделением по их границам при нагреве вторичных фаз [13-А].

5. В ГНУ «ФТИ НАН Беларусь» на основе результатов проведенных исследований организовано производство поковок деталей тазобедренного сустава системы SLPS из Co-Cr-Mo сплава [15-А, 19-А]. Расчетный эффект экономии материалов составляет для полуфабрикатов: головки - около 15 €/шт, корпуса головки - 122 €/шт, ножки - 236 €/шт. Совокупный эффект от экономии материалов за 2007-2010 гг. согласно выполнению ГП «Белмедтехника» составляет около 225000 € только при производстве поковок головок. Экономия дорогостоящих материалов предполагает существенное снижение стоимости деталей эндопротезов, что в свою очередь является значительным шагом на пути к решению серьезных социальных и экономических проблем.

Рекомендации по практическому использованию результатов

1. Научные данные о влиянии основных параметров индукционного нагрева и последующей горячей пластической деформации на структурные изменения позволили сформулировать практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления поковок деталей ответственного назначения из Со-Cr-Мо сплава, учитывающие, в частности, структурное состояние заготовки, температурно-временные и деформационные условия обработки [13-А].

2. Перспективным направлением дальнейших исследований является замещение дорогостоящих импортных материалов отечественными, полученными переработкой литьевых и стружечных отходов с применением электронно-лучевых технологий, что внесет дополнительный вклад в снижение стоимости деталей эндопротезов [8-А, 9-А, 21-А]. Комплексное изучение повышения функциональных свойств разработанных указанным выше способом материалов – последующий этап исследований [5-А]. Актуальна также проблема разработки новых конструкций эндопротезов, обладающих существенными преимуществами по сравнению с известными [22-А].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Список использованных источников

1. Руцкий, А.В. Опыт применения эндопротеза в лечении медиальных переломов шейки бедренной кости / А.В. Руцкий, В.А. Гриб, И.И. Харкович, Р.В. Макаревич, О.П. Кезля, А.П. Маслов, В.А. Ярмолович // Актуальные вопросы травматологии и ортопедии: тез. докл. юбил. науч.-практ. конф. травматологов-ортопедов республики Беларусь.- Минск, 1995.- С. 47.
2. Руцкий, А.В. Проблемы эндопротезирования тазобедренного сустава / А.В. Руцкий // Актуальные проблемы медико-биологической науки: материалы науч. сессии БелГИУВ, посвящ. 25-летию ЦНИЛ.- Минск, 1997. С. 99-101.
3. Руцкий, А.В. К проблеме эндопротезирования тазобедренных суставов в Республике Беларусь / А.В. Руцкий, А.П. Маслов, К.Е. Хахелько // Актуальные вопросы имплантологии в травматологии и ортопедии: материалы междунар. науч.-практ. конф.- Гродно, 2000.- С. 153-157.
4. Данильчик, И.К. Технологические особенности получения точных поковок деталей эндопротезов тазобедренного сустава / И.К. Данильчик, А.Д. Доста, В.Г. Кантин // Технологии Физтеха. Юбилейный сборник трудов: В 2 т. Т.2 / Общ. ред. С.А. Астапчик.- Минск, 2004. – С. 85-102.
5. Arrowsmith, D.J. Surgical implants / D.J. Arrowsmith // J. Sheffield Univ. Metallurg. Soc.- 1967.- Vol. 6.- P. 42—44.
6. Weisman, S. Metals for implantation in the human body / S. Weisman // Ann. N. Y. Acad. Sci.- 1968.- Vol. 146, № 1.- P. 80-95.
7. Lorenz, M. Dauerschwingfestigkeit von Kobaltbasislegierungen hoher Korrosionsbeständigkeit für künstliche Hüftgelenke / M. Lorenz, M. Semlitsch, B. Panic, H. Weber, H.G. Willert // Techn. Rdsch. Sulzer.- 1978.- Vol. 60, № 1.- P. 31—40.
8. Semlitsch, M. Cobalt-base alloys for human joint replacements / M. Semlitsch // Int. Conf. Cobalt: Met. and Uses, Brussels, 10—13 Nov., 1981.- Brussels, s. a., 1981.- Proc. Vol. 2.- P. 275—277.
9. Czyżowicz, S. Charakterystyka materiałów stosowanych na implantaty chirurgiczne / S. Czyżowicz, S. Zająć // Pr. Inst. met. Żelaza.- 1985.- Vol. 37, № 2.- P. 94—101.
10. Lange, G. Metallische Implantatwerkstoffe / G. Lange, M. Ungethüm // Z. Metallk.- 1986.- Vol. 77, № 8.- P. 545—552.
11. Non-precious dental alloys from Krupp /Lindigkeit Jürgen //Techn. Mitt. Krupp.- 1989.- № 2.- P. 77—84.
12. Corporate Home [Electronic resource] / Carpenter Technology Corporation.- Wyomissing, U.S.A, 1997.- Mode of access: <http://cartech.ides.com/index.html>.- Date of access: 20.06.2004.
13. Загородний, Н.В. Титановые сплавы в эндопротезировании тазобедренного сустава / Н.В. Загородний, А.А. Ильин, В.Н. Карпов, А.М.

Надежин, С.В. Скворцова, С.В. Сергеев, А.А. Плющев, Н.С. Гаврюшенко // Вестн. травматологии и ортопедии.-2000.- №2.- С. 73-76.

14. Руцкий, А.В. Выбор материалов для производства эндопротезов тазобедренного сустава / А.В. Руцкий, А.Д. Доста, А.П. Маслов // Современные технологии диагностики, лечения и реабилитации повреждений и заболеваний опорно-двигательной системы: материалы съезда.- Минск, 2002.- С. 355-358.

15. Воронович, И.Р. Развитие эндопротезирования в Республике Беларусь / И.Р. Воронович, Г.М. Никитин, А.И. Воронович // VI съезд травматологов-ортопедов Республики Беларусь: материалы съезда.- Витебск, 1996.- С. 71-73.

16. Трезубов, В.Н. Металлы и их сплавы в ортопедической стоматологии: учеб. пособие для студентов стоматол. фак. СПбГМУ/ В.Н. Трезубов, Л.М. Мишнев, М.З. Штейнгарт; под ред. В.Н. Трезубова.- СПб.: Гос. мед. ун-т им. И.П. Павлова. Каф. ортопед. стоматологии и материаловедения, 1999.- 48 с.

17. Home [Electronic resource] / Sushrut Surgicals Private Limited.- Maharashtra, India.- Mode of access: www.sushrut.com/index.html.- Date of access: 12.08.2005.

18. Медицинская аппаратура [Электронный ресурс] / ОАО "Красногорский завод имени С.А. Зверева".- Режим доступа: www.zenit-foto.ru.- Дата доступа: 13.02.2005.

19. Эндопротез головки бедренной кости "НЁМАН" [Электронный ресурс] / Гродненский государственный университет.- Гродно, 2003.- Ресурс доступа: http://www.icm.by/_private/developments/p49/indexr.html.- Дата доступа: 15.08.2006.

20. Продукция [Электронный ресурс] / ИРУП Технопарк БНТУ "Метолит".- Минск, 2005.- Режим доступа: <http://www.metolit.by/ru/dir/index.php/6>.- Дата доступа: 06.02.2006.

21. Салех Атик. К особенности имплантированных композиционных материалов для однополюсного эндопротеза тазобедренного сустава / Салех Атик // Успехи современной медицины и биологии: материалы и тезисы докладов науч.-практ. конф.- Гродно, 2002.- С. 112-114.

22. Салех Атик. Однополюсное эндопротезирование тазобедренного сустава / Салех Атик // Успехи современной медицины и биологии: материалы и тезисы докладов науч.-практ. конф.- Гродно, 2002.- С. 114-116.

23. Анищик, В.М. К проблеме организации производства точных заготовок имплантатов для травматологии и ортопедии / В.М. Анищик, И.К. Данильчик, А.Д. Доста, В.Г. Кантин, А.В. Руцкий // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 27-29 марта 2006 г.- Минск, 2006.- С. 136-145.

24. Руцкий, А.В. Эндопротезирование тазобедренного сустава эндопротезом собственной конструкции / А.В. Руцкий // Здравоохранение.- 2000.- №4.- С. 41-44.

25. Руцкий, А.В. Тотальное эндопротезирование тазобедренного сустава эндопротезом собственной конструкции / А.В. Руцкий // Вестн. травматологии и ортопедии.- 2000.- №4.- С. 34-38.
26. Чашка вертлюжной впадины полного эндопротеза тазобедренного сустава: пат. 99/66866 WO, МКИ A61F 2/34 / А.Д. Доста, Е.А. Ксеневич, В.В. Савич - Заявл. 22.06.1998; опубл. 29.12.1999.- 16 с.
27. Ножка бесцементного эндопротеза тазобедренного сустава: пат. 99/66865 WO, МКИ A61F 2/32 / А.Д. Доста, Е.А. Ксеневич, В.В. Савич.- Заявл. 22.06.1998; опубл. 29.12.1999.- 19 с.
28. Тонкопленочное покрытие костного имплантата: пат. 99/66966 WO, МКИ A61L 27/00 / А.Д. Доста, Е.А. Ксеневич, В.В. Савич.- Заявл. 22.06.1998; опубл. 29.12.1999.- 11 с.
29. Пористая структура имплантата: пат. 97/24084 WO, МКИ A61F 2/28, A61L 27/00 / А.Д. Доста, Е.А. Ксеневич, В.В. Савич.- Заявл. 28.12.1995; опубл. 10.07.1997.- 11 с.
30. Пористый протез тазобедренного сустава: пат. 2137442 C1 RU, МПК A61F 2/32, A61L 27/00 / Е.А. Ксеневич, В.В. Савич, А.В. Руцкий, А.Д. Доста.- Заявл. 27.07.1996; опубл. 20.09.1999.- 6 с.
31. Руцкий, А.В. Двустороннее эндопротезирование тазобедренного сустава / А.В. Руцкий, О.П. Кезля, А.П. Маслов // Современные технологии диагностики, лечения и реабилитации повреждений и заболеваний опорно-двигательной системы: материалы съезда.- Минск, 2002.- С. 358-360.
32. Руцкий, А.В. К проблеме хирургической реабилитации больных с заболеваниями тазобедренного сустава / А.В. Руцкий, А.П. Маслов // Современные технологии диагностики, лечения и реабилитации повреждений и заболеваний опорно-двигательной системы: материалы съезда.- Минск, 2002.- С. 360-363.
33. Руцкий, А.В. Биологическая интеграция эндопротеза тазобедренного сустава собственной конструкции / А.В. Руцкий // Избранные вопросы травматологии, ортопедии и хирургии: сб. науч. и науч.-практ. работ.- Минск, 2000.- С. 219-222.
34. Руцкий, А.В. Биологическая интеграция эндопротеза тазобедренного сустава Руцкого / А.В. Руцкий, А.П. Маслов // Медицина.- 2001.- №4.- С. 34-35.
35. Bensmann, G. Improvement of Nickel-Free CoCrMo Endoprostheses by Forging [Verbesserung der nickelfreien Cobalt-Chrom-Molybdän-Endoprotesen durch Schmieden] / G. Bensmann, J. Lindigkeit // Technische Mitteilungen Krupp. Forschungsberichte.- 1985.- Vol. 43, №1.- P. 1-8.
36. Wyte, M. Cast/Forge a new cost effective approach to the manufacture of medical implants using cobalt-28 chromium-6 molybdenum alloy / M. Wyte, S. Nootens // Medical Device Materials - Proceedings of the Materials and Processes for Medical Devices Conference 2003.- 2003.- P. 320-323.
37. Bensmann, G. Welcher Werkstoff ist für welche Endoprothese geeignet? Versuch einer Werkstoffeignung – gsbewertung am Beispiel von Hüftendoprothesen / G. Bensmann // Technische Mitteliungen Krupp.- 1992.- Vol. 1.- S. 45-60.

38. ISO 5832/1. Implants for surgery – Metallic materials – Part 1: Wrought stainless steel, 1980.
39. ISO 5832/2. Implants for surgery – Metallic materials – Part 2: Unalloyd titanium, 1978.
40. ISO 5832/3. Implants for surgery – Metallic materials – Part 3: Wrought titanium 6-aluminium 4-vanadium alloy, 1978.
41. ISO 5832/4. Implants for surgery – Metallic materials – Part 4: Cobalt-chromium-molybdenum casting alloy, 1978.
42. ISO 5832/5. Implants for surgery – Metallic materials – Part 5: Wrought cobalt-chromium-tungsten-nickel alloy, 1980.
43. ISO 5832/6. Implants for surgery – Metallic materials – Part 6: Wrought cobalt-nickel-chromium-molybdenum alloy, 1980.
44. ISO 5832/7. Implants for surgery – Metallic materials – Part 7: Forgeable and cold-formed cobalt-chromium-nickel-molybdenum-iron alloy, 1980.
45. ISO 5832/8. Implants for surgery – Metallic materials – Part 8: Wrought cobalt-nickel-chromium-molybdenum-tungsten-iron alloy, 1980.
46. ISO 5832/9. Implants for surgery – Metallic materials – Part 9: Wrought high nitrogen stainless steel, 1980.
47. ISO 5832/10. Implants for surgery – Metallic materials – Part 10: Wrought titanium 5-aluminium 2,5-iron alloy, 1980.
48. ISO 5832/11. Implants for surgery – Metallic materials – Part 11: Wrought titanium 6-aluminium 7-niobium alloy, 1980.
49. ISO 5832/12. Implants for surgery – Metallic materials – Part 12: Wrought cobalt-chromium-molybdenum alloy, 1980.
50. Иоахим, Г.Г. Выбор и исследование материалов для производства эндопротезов суставов и других ортопедических изделий: автореф. дис. ...докт. техн. наук: 05.02.01; 05.02.08 / Г.Г. Иоахим; Ин-т машиновед. Акад. наук Рос.-М., 1993.- 89 с.
51. Lorenz, M. Fatigue strength of cobalt-base alloys with high corrosion resistance for artificial hip joints / M. Lorenz, M. Semlitsch, B. Panic, et al. // Engineering in Medicine.- 1978.- Vol. 7, № 4.- P. 241-250.
52. Гордиенко, А.И. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве / А.И. Гордиенко, А.А. Шипко.– Мн.: Наука и техника, 1983.- 336 с.
53. Metal alloy: пат. 873745 US / E. Haynes.- Filed 23.04.1907; patented 17.12.1907.- 2 р.
54. Metal alloy: пат. 1057423 US / E. Haynes.- Filed 20.06.1912; patented 01.04.1913.- 4 р.
55. Metal alloy: пат. 1057828 US / E. Haynes.- Filed 20.06.1912; patented 01.04.1913.- 3 р.
56. Noble alloy: пат. 1150113 US / E. Haynes.- Filed 10.05.1915; patented 17.08.1915.- 3 р.
57. Cast metallic denture: пат. 1958446 US / C.H. Prange.- Filed 15.03.1932; patented 15.05.1934.- 3 р.

58. Denture: пат. 2135600 US / C.H. Prange.- Filed 14.03.1934; patented 08.11.1938.- 2 p.
59. Nonprecious dental alloy: пат. 4514359 US, Int. Cl. C22C 19/07 / H.L. Andrews - Filed 30.03.1983; patented 30.04.1985.- 3 p.
60. Survey of portions of the chromium-cobalt-nickel-molybdenum quaternary system at 1200°C: Technical note/ NACA; S.P. Rideout, P.A. Beck. - Washington, 1952.- 81 c. - №2683.
61. The crystal structure at room temperature of six cast heat-resisting alloys: Research memorandum / NACA; B.M. Rosenbaum.- Washington, 1947.- 6 c.- №E7D23.
62. Cyclic engine test of cast vitallium turbine buckets: Research memorandum / NACA; E. Farmer, F.N. Darmara, F.D. Poulsen.- Washington, 1948.- 45 c.- №E7J23.
63. X-ray diffraction investigation of minor phases of 20 high-temperature alloys: Technical note / NACA; B.M. Rosenbaum.- Washington, 1948.- 28 c.- №1580.
64. Effects of an aging treatment on life of small cast vitallium gas-turbine blades: Technical note / NACA; A. Hoffman, C. Yaker.- Washington, 1950.- 33 c.- №2052.
65. Effects of some solution treatments followed by an aging treatment on the life of small cast gas-turbine blades of a cobalt-chromium-base alloy. P.2. Effect of selected combinations of soaking time, temperature, and cooling rate: Technical note / NACA; A. Hoffman, C.F. Robards.- Washington, 1951.- 19 c.- №2513.
66. Effects of heat treatment upon the microstructure and hardness of a wrought cobalt-base alloy stellite 21 (AMS 5385): Technical note / NACA; F.J. Clauss, J.W. Weeton.- Washington, 1954.- 26 c.- №3107.
67. Relation of microstructure to high-temperature properties of a wrought cobalt-base alloy stellite 21 (AMS 5385): Technical note / NACA; F.J. Clauss, J.W. Weeton.- Washington, 1954.- 49 c.- №3108.
68. An investigation of lamellar structures and minor phases in eleven cobalt-base alloys before and after heat treatment: Technical note / NACA; J.W. Weeton, R.A. Signorelli.- Washington, 1954.- 50 c.- №3109.
69. Effects of some selected heat treatments on the operating life of cast HS-21 turbine blades: Technical note / NACA; F.J. Clauss, F.B. Garrett, J.W. Weeton.- Washington, 1955.- 39 c.- №3512.
70. Survey of the chromium-cobalt-nickel phase diagram at 1200°C: Technical note / NACA; W.D. Manly, P.A. Beck.- Washington, 1952.- 45 c.- №2602.
71. Influence of chemical composition on rupture test properties at 1500°F of forged chromium-cobalt-nickel-iron base alloys: Technical note / NACA; J.W. Freeman, J.F. Ewing, A.E. White.- Washington, 1952.- 69 c.- №2745.
72. Grant, N.J. The cobalt-chromium J alloy at 1350 to 1800°F / N.J. Grant // Transactions of the A.S.M.- 1948.- Vol. 40.- P. 585-610.
73. Химушин, Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф.Ф. Химушин.- 2-е изд.- М.: Металлургия, 1969.- 752 с.

74. Мровец, С. Современные жаростойкие материалы: справ. изд. / С. Мровец, Т. Вебер / пер. с польск. под ред. С.Б. Масленникова.- М.: Металлургия, 1986.- 360 с.
75. Tanaka, M. Improvement of creep-rupture properties of wrought cobalt-based HS-21alloys at high temperatures / M. Tanaka, H. Izuka, F. Ashishara // J. of Materials Science.- 1989.- Vol. 24.- P. 1623—1628.
76. Филинков, М.Д. Технология производства и свойства сплавов на основе кобальта и хрома / М.Д. Филинков, К.И. Гилевич // Металлургия машиностроения.- 2005.- №4.- С. 8-9.
77. Molnar, A. Hard-facing welding with Stellit-wires with powder core / A. Molnar, A. Balogh // Gepyartastechnologia.- 1987.- Vol. 27, № 12.- P. 538-543.
78. Kumar, P. Properties and characteristics of cast, wrought, and powder metallurgy (P/M) processed cobalt-chromium-molybdenum implant materials / P. Kumar, A.J. Hickl, A.I. Asphahani, A. Lawley // ASTM Special Technical Publication.- 1985.- P. 30-56.
79. Cobalt-based industrial cutting tool inserts and alloys therefor: пат. 6733603 B1 US, Int. Cl. C22C 19/07, B23P 15/28 / J.B.C. Wu, B. McKee, I. Purvis.- Filed 15.11.2000, patented 11.05.2004.- 3 р.
80. Бусев, А.И. Словарь химических терминов: пособие для учащихся/ А.И. Бусев, И.П. Ефимов.- М.: Просвещение, 1971.- 208 с.
81. Металловедение и термическая обработка стали: справочник: в 2 т., изд. второе, перераб. и доп. / ред. М.Л. Бернштейн, А.Г. Рахштадт.- М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит-ры по черн. и цв. металлургии, 1961.- 1656 с.
82. Silverman, R. Effect of sigma phase on Co-Cr-Mo base alloys / R. Silverman, W. Arbiter, F. Hodis // Transactions of the A.S.M.- 1957.- Vol. 49.- P. 805-822.
83. Weeton, J.W. Effect of heat treatment upon microstructures, microconstituents, and hardness of a wrought cobalt base alloy / J.W. Weeton, R.A. Signorelli // Transactions of the A.S.M.- 1955.- Vol. 47.- P. 815-845.
84. Lane, J.R. Carbide reactions in high temperature alloys / J.R. Lane, N.J. Grant // Transactions of the A.S.M.- 1952.- Vol. 44.- P. 113-134.
85. Drapal, S. Кобальтовые дентальные сплавы Co-Cr-Mo / S. Drapal // Новое в стоматологии: спец. вып.- 2003.- №5.- С. 67-74.
86. Internal nitridation of cobalt-base superalloys: пат. 4043839 US, Int. Cl. C23C 8/24 / A.G. Hartline III, L.E. Kindlimann.- Filed 24.05.1976; patented 23.08.1977.- 4 р.
87. Ductile cobalt-base alloys: пат. 4012229 US, Int. Cl. C22C 19/07 / R.B. Herchenroeder, Jr. Augustine, M. Coleman.- Filed 10.09.1972; patented 15.03.1977.- 4 р.
88. Metal alloy for cast prosthetic frames in dentistry: пат. 5227131 US, U.S. Cl. 420/436, 420/588, 433/207 / H.-H. Weigand.- Filed 11.09.1991; patented 13.07.1993.- 5 р.
89. Corrosion-and-wear-resistant cobalt-base alloy: пат. 5002731 US, Int. Cl. C22C 19/07 / P. Crook, A.I. Asphahani, S.J. Matthews.- Filed 17.04.1989; patented 26.03.1991.- 4 р.

90. Malayoglu, U. Mo and W as alloying elements in Co-based alloys—their effects on erosion-corrosion resistance / U. Malayoglu, A. Neville // Wear.- 2005.- Vol. 259.- P. 219–229.
91. Zhuang, L.Z. Effects of alloy additions on the microstructures and tensile properties of cast Co-Cr-Mo alloy used for surgical implants / L.Z. Zhuang, E.W. Langer // J. of Materials Science.- 1989.- Vol. 24, № 12.- P. 4324—4330.
92. Matković, T. Effects of Ni and Mo on the microstructure and some other properties of Co-Cr dental alloys / T. Matković, P. Matković, J. Malina // J. of Alloys and Compounds.- 2004.- Vol. 366.- P. 293–297.
93. Zhuang, L. Carbide precipitation in cast Co-Cr-Mo alloys used for surgical implants / L. Zhuang, E.W. Langer // Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques.- 1989.- Vol. 80, № 4.- P. 251-257.
94. High temperature low density cobalt alloy: пат. 3930848 US, Int. Cl. C22C 19/07 / R.J. Hecht.- Filed 20.01.1975; patented 06.01.1976.- 2 p.
95. Bensmann, G. Improvement of the mechanical properties of a nickel-free CoCrMo-alloy by forging / G. Bensmann // Transactions of the Annual Meeting of the Society for Biomaterials in conjunction with the Interna.- 1985.- Vol. 8.- P. 87.
96. Cobalt-base alloy having high strength and high toughness, production process of the same, and gas turbine nozzle: пат. 4789412 US, Int. Cl. C22C 19/07 / S. Nakamura, T. Kashimura, N. Iizuka, Y. Fukui, M. Morikawa, S. Kurosawa.- Filed 19.03.1987; patented 06.12.1988.- 5 p.
97. Пат. 4089682 US. Int. Cl. C22C 1/04. Cobalt-base sintered alloy / Saito Y., Mayama O.- Filed 24.11.1976; patented 16.05.1978.- p.
98. Cobalt base alloy: пат. 4437913 US, Int. Cl. C22C 19/07 / Y. Fukui, T. Kashimura.- Filed 24.07.1981; patented 20.03.1984.- 4 p.
99. Enhanced biocompatible implants and alloys: пат. 6773520 US, U.S. Cl. 148/425, 420/436, 420/437, 420/440 / T.K. Fehring, J.H. Chaffin III, R.L. Kennedy.- Filed 13.09.2000; patented 10.08.2004.- 4 p.
100. Kilner, T. The effects of nitrogen additions to a cobalt-chromium surgical implant alloy. Part I: Processing and microstructure / T. Kilner, A.J. Dempsey, R.M. Pilliar, G.C. Weatherly // J. of Materials Science.- 1987.- Vol. 22, № 2.- P. 565—574.
101. Dempsey, A.J. The effects of nitrogen additions to a cobalt-chromium surgical implant alloy. Part II: Mechanical properties / A.J. Dempsey, R.M. Pilliar, G.C. Weatherly // J. of Materials Science.- 1987.- Vol. 22, № 2.- P. 575—580.
102. Cobalt base alloy: пат. 4080202 US, Int. Cl. C22C 19/07 / Y. Fukui, T. Kashimura, F. Hataya.- Filed 12.03.1976; patented 21.03.1978.- 4 p.
103. Fine grained cobalt-chromium alloys containing carbides made by consolidation of amorphous powders: пат. 4473402 US, U.S. Cl. 75/238, 148/403, 148/425, 148/442, 419/16, 419/30, 419/33, 419/48, 75/241, 75/246 / R. Ray, V. Panchanathan.- Filed 11.04.1983; patented 25.09.1984.- 4 p.
104. Cobalt superalloy: пат. 4415532 US, Int. Cl. C22C 30/00 / P. Crook.- Filed 05.03.1981; patented 15.11.1983.- 5 p.

105. Cobalt alloy for build-up welding having improved resistance to weld crack: пат. 4659632 US, U.S. Cl. 428/679, 420/440 / M. Morikawa, J. Ohe, A. Mishima, S. Saitoh.- Filed 07.12.1984; patented 21.04.1987.- 6 p.
106. Cobalt alloy: пат. 3960552 US, Int. Cl. C22C 19/07 / M.J. Woulds.- Filed 21.10.1974; patented 01.06.1976.- 2 p.
107. Heat treatment of cobalt base alloys: пат. 4003765 US, Int. Cl. C22C 19/07 / J. H. Davidson.- Filed 01.10.1974; patented 18.01.1977.- 4 p.
108. Oxidation resistant cobalt base alloy: пат. 4078922 US, U.S. Cl. 420/437, 148/408, 148/557, 420/438, 420/440 / S.T. Magyar, E.C. Hirakis, M.L. Gell, E. J. Felten.- Filed 08.12.1978; patented 14.03.1978.- 4 p.
109. Cobalt-base alloy and article: пат. 4115112 US, U.S. Cl. 420/436, 148/404, 420/437, 420/440 / R.W. Smashey, E.L. Frey, G.V. Cash, G.S. Irons.- Filed 21.07.1977; patented 19.09.1978.- 4 p.
110. Cobalt-palladium-silicon-boron brazing alloy: пат. 4396577 US, U.S. Cl. 420/580, 420/435, 420/463 / Jr. Smith, S. Murray, M.S. Hilboldt, P.S. Mathur.- Filed 09.10.1981; patented 02.08.1973.- 4 p.
111. Cobalt-chromium dental alloys: пат. 4483821 US, U.S. Cl. 420/437, 420/588 / A. Prasad.- Filed 27.12.1982; patented 20.11.1984.- 4 p.
112. Cobalt-chromium alloys: пат. 4530664 US, U.S. Cl. 433/207, 420/436, 420/437 / A. Prasad, G.P. Day.- Filed 24.03.1983; patented 23.07.1985.- 4 p.
113. Cobalt-base composition: пат. 5916518 US, U.S. Cl. 420/438, 148/408, 148/425, 228/262.31, 420/435, 420/436, 420/437, 420/439 / R.P. Chesnes.- Filed 08.04.1997; patented 29.06.1999.- 4 p.
114. Cobalt-based heat-resisting composition: пат. 6068814 US, U.S. Cl. 420/438, 420/436 / H.S. Kang, K.J. Park.- Filed 22.12.1997; patented 30.05.2000.- 5 p.
115. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. / Под общ. ред. Н.П. Лякишева.- Т.2.- М.: Машиностроение, 1997.- 1024 с.
116. Гуринович, В.И. Новый высокотехнологичный зубопротезный сплав / В.И. Гуринович, В.Ф. Лисицын // Технологии Физтех / Под редакцией акад. С.А. Астапчика.- Минск, 1999.- С. 189-202.
117. Dispersion strengthened cobalt-chromium-molybdenum alloy produced by gas atomization: пат. 4668290 US, Int. Cl. B22F 1/00, C22C 19/07, C22C 29/12 / K.K. Wang, L.J. Gustavson, J.H. Dumbleton.- Filed 13.08.1985; patented 26.05.1987.- 9 p.
118. Cobalt-chromium-molybdenum alloy stent and stent-graft: пат. 5891191 US, U.S. Cl. 623/12, 606/194. / J.S. Stinson.- Filed 30.04.1996; patented 06.04.1999.- 6 p.
119. Хансен, М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко / Перев. с англ. П.К. Новика, М.Б. Гутермана, Л.Б. Вульф и Г.В. Инденбаум. Под ред. И.И. Новикова и И.Л. Рогельберга.- М.: Металлургиздат, 1962.- 608 с.
120. Лисицын В.Ф. Безникелевые коррозионностойкие сплавы. Разработка и применение: дис. ...канд. техн. наук: 05.03.01 / В.Ф. Лисицын.- Минск, 2005. – 195 л.

121. ALLOY Data. BioDur Carpenter CCM Alloy [Electronic resource] / Carpenter Technology Corporation.- 2005.- Mode of access: <http://cartech.ides.com/datasheet.aspx?&E=8&CK255553&FMT=PRINT>.- Date of access: 05.06.2006.
122. ALLOY Data. BioDur CCM Plus Alloy [Electronic resource] / Carpenter Technology Corporation.- 2005.- Mode of access: <http://cartech.ides.com/datasheet.aspx?&E=9&CK4449&FMT=PRINT>.- Date of access: 05.06.2006.
123. Grant, N.J. The stress rupture and creep properties of heat resistant gas turbine alloys/ N.J. Grant // Transactions of the A.S.M.- 1947.- Vol. 39.- P. 280-325.
124. Huang, P. Effects of grain size on development of athermal and strain induced ε -martensite in Co–Cr–Mo implant alloy / P. Huang, H.F. López // Materials Science and Technology.- 1999.- Vol. 15.- P. 157-164.
125. Коваленко, В.С. Металлографические реактивы: справочник / В.С. Коваленко.– 3-е изд., перераб. и доп.– М.: Металлургия, 1981.- 120 с.
126. Klimek, L. Electron backscatter diffraction as a useful method for alloys microstructure characterization / L. Klimek, B. Pietrzyk // J. of Alloys and Compounds.- 2004.- Vol. 382.- P. 17–23.
127. Hiromoto, S. Microstructure and corrosion behaviour in biological environments of the new forged low-Ni Co–Cr–Mo alloys / S. Hiromoto, E. Onodera, A. Chiba, K. Asami, T. Hanawa // Biomaterials.- 2005.- Vol. 26.- P. 4912–4923.
128. Grant, N.J. Aging in gas turbine-type alloys / N.J. Grant, J.R. Lane // Transactions of the A.S.M.- 1949.- Vol. 41.- P. 95-122.
129. Saldívar, A.J. Role of aging on the martensitic transformation in a cast cobalt alloy / A.J. Saldívar, H.F. López // Scripta Materialia.- 2001.- Vol. 45.-P. 427-433.
130. Garcia, A. de J.S. Formation of Hcp martensite during the isothermal aging of an Fcc Co-27Cr-5Mo-0.05C orthopedic implant alloy / A. de J.S. Garcia, A.M. Medrano, A.S. Rodriguez // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science.- 1999.- Vol. 30, № 5.- P. 1177-1184.
131. Zhao, J.-C. Kinetics of the fcc to hcp phase transformation and the formation of martensite in pure cobalt / J.-C. Zhao, M. R. Notis // Scripta metallurgica et materialia.- 1995.- Vol. 32, № 10.- P. 1671-1676.
132. Kulesko, G.I. Geometrical shape of martensite plates in cobalt / G.I. Kulesko, A.L. Seryugin // Fizika Metallov i Metallovedenie.- 1968.- Vol. 26, № 2.- P. 327-330.
133. Taylor, R.N.J. A study of the ageing behaviour of a cobalt based implant alloy / R.N.J. Taylor, R.B. Waterhouse // J. of Materials Science.- 1983.- Vol. 18, № 11.- P. 3265 – 3280.
134. Iizuka, H. Effect of heat treatment on precipitation behaviour and high temperature strength in a wrought Co-base superalloy / H. Iizuka, M. Tanaka // J. of Materials Science.- 1986.- Vol. 21, № 8.- P. 2803 – 2811.
135. Rajan, K. Phase transformation in a wrought Co-Cr-Mo-C alloy / K. Rajan // Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science.- 1982.- Vol. 13 A, № 7.- P. 1161-1166.

136. Tanaka, M. Grain refinement by utilizing grain-boundary reaction in heat-resistant alloys / M. Tanaka // J. of Materials Science.- 1994.- Vol. 29, № 15.- P. 4093 – 4098.
137. Iizuka, H. Grain boundary reaction and creep rupture properties of a Co-base superalloy HS-21 / H. Iizuka, M. Tanaka // Tetsu-To-Hagane / J. of the Iron and Steel Institute of Japan.- 1985.-Vol. 71, № 6.- P. 727-734.
138. Tanaka, M. Creep-rupture properties and grain-boundary sliding in wrought cobalt-base HS-21 alloys at high temperatures / M. Tanaka, H. Iizuka, F. Ashihara // J. of Materials Science.- 1992.- Vol. 27, № 10.- P. 2636 – 2640.
139. Tanaka, M. The creep-rupture properties and the initiation and growth of the grain-boundary cracks in the cobalt-base HS-21 alloy / M. Tanaka // J. of Materials Science.- 1997.- Vol. 32, № 2.- P. 1781—1788.
140. Aizaz, A. Properties of stellite alloy No. 21 made via pliable powder technology / A. Aizaz, P. Kumar // Metal Powder Report.- 1985.- Vol. 40, № 9.- P. 507-510.
141. Aizaz, A. Properties of 'Stellite' alloy No. 21 made via pliable powder technology / A. Aizaz, P. Kumar // Modern Developments in Powder Metallurgy.- 1985.- Vol. 16.- P. 675-693.
142. Bayer, E. Hot Isostatic Pressing (HIP) - Part IX. Properties and Uses of HIP Stellite 21 / E. Bayer, H. Seilstorfer // Metall.- 1985.- Vol. 39, № 2.- P. 144-150.
143. Boeck, B.A. Relationships between processing, microstructure, and tensile properties of Co-Cr-Mo alloy / B.A. Boeck, Jr. T.H. Sanders, V. Anand, A.J. Hickl, P. Kumar // Powder Metallurgy.- 1985.- Vol. 28, № 2.- P. 97-104.
144. Walter, M.J. Benefits of P/M Processed Cobalt-Based Alloy for Orthopaedic Medical Implants [Electronic resource] / M.J. Walter// Carpenter Technology Corporation.- Wyomissing, PA, USA, November, 2006.- Mode of access: <http://cartech.com/news/pmfororthonov2006.html>.- Date of access: 27.03.2007.
145. Chiba, A. Mechanical properties of forged low Ni and C-containing Co-Cr-Mo biomedical implant alloy / A. Chiba, K. Kumagai, H. Takeda, N. Nomura // Materials Science Forum.- 2005.- Vol. 475-479, № III.- P. 2317-2322.
146. DeBarbadillo, J.J. Heat-resistant materials/superalloys / J.J. DeBarbadillo // Advanced Materials and Processes.- 1990.- Vol. 137, № 1.- P. 21, 86.
147. Wu, X. $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensite transformation and twinning deformation in fcc cobalt during surface mechanical attrition treatment / X. Wu, N. Tao, Y. Hong, J. Lu, K. Lu // Scripta Materialia.- 2005.- Vol. 52.- P. 547–551.
148. Huang, P. Strain induced ϵ -martensite in a Co—Cr—Mo alloy: grain size effects / P. Huang, H.F. López // Materials Letters.— 1999.— Vol. 39, № 4.— P. 244-248.
149. Cong Dahn, N. Kinetics of the martensitic F.C.C.-H.C.P. transformation in Co—Cr-Mo alloy powders / N. Cong Dahn, D. Morphy, K. Rajan // Acta metall.- 1984.- Vol. 32, № 9.- P. 1317—1322.
150. Tsai, J.-C. The evaluation of hot-working characteristics of cobalt-based implant alloys / J.-C. Tsai, J.-B. Duh, S.-C. Chueh // J. of Materials Science.- 1994.- Vol. 29, №15.- P. 4086 – 4092.

151. Rajan, K. Nucleation of recrystallization in a Co-Cr-Mo alloy / K. Rajan // Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science.- 1984.- Vol. 15 A, № 7.- P. 1335-1338.
152. Tsai, J.-C. Flow stress behavior of cast Co-Cr-Mo alloy evaluated by high strain rate of compression tests / J.-C. Tsai, J.-B. Duh, S.-C. Cheuh // Materials Science and Engineering A.- 1993.- Vol. A168, № 1.- P. 1-3.
153. Manufacture of fine grained material for use in medical devices: пат. 03/035130 A1 WO, Int. Cl. A61L 31/02, A61L 29/02, A61F 2/06 / P.A. Kramer, J.W. Morris.- Filed 17.09.2002, patented 01.05.2003.- 26 р.
154. Безручко, И.И. Индукционный нагрев для объемной штамповки / И.И. Безручко.- Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1987.- 126 с.
155. James, K.S. Forging difficult alloys. How to Get Better Results, Consistently [Electronic resource] / K.S. James, J.M. Travis // Carpenter Technology Corporation.- July, 1997.- Mode of access: <http://crswnew.cartech.com/wnew/techarticles/TA00015.html>.- Date of access: 22.12.2006.
156. The GLENIS Software Package for Simulation of Time-Temperature Characteristics in Gleble Specimens/ The gleeble newsletters.- Winter 1996-1997.- 4 p.
157. Co-Cr-Mo powder metallurgy articles and process for their manufacture: пат. 5462575 US, Int. Cl. C22C 19/07, B22F 3/14 / G.J. Del Corso.- Filed 23.12.1993; patented 31.10.1995.- 6 р.
158. Металлы. Метод испытания на осадку: ГОСТ 8817-82.- Введ.01.01.84.- Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1982.- 3 с.
159. Бодяко, М.Н. Электротермообработка сплавов с особыми свойствами / М.Н. Бодяко, С.А. Астапчик.- Мн.: Наука и техника, 1977.- 256 с.
160. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик.- 2-е изд.- М.: Металлургия, 1978.- 568 с.
161. Шапошников, Н.А. Механические испытания металлов / Н.А. Шапошников.- М.: МАШГИЗ, 1951.- 384 с.
162. Металлография железа: в 3 т. / Перев. с англ. под ред. Ф.Н. Тавадзе.- М.:Металлургия, 1972.- Т. 1: Основы металлографии (с атласом микрофотографий).- 240 с.
163. Система эндопротезов тазобедренного сустава: каталог / АЛТИМЕД®.- Минск, 2006.- 20 с.

Список публикаций соискателя

- 1-А Ивашко, В.В. Имплантанты из титана и его сплавов / В.В. Ивашко, В.Л. Красиков // «Инженер-механик». - 2004.- № 2(23).- С. 33-36.
- 2-А Кантин, В.Г. Упрочнение нержавеющих сталей способами обработки давлением / В.Г. Кантин, И.К. Данильчик, Г.П. Горецкий, В.Л. Красиков // Современные технологии металлообработки: материалы междунар.

науч.-техн. конф., Минск, 14-17 июня 2005 г. / редкол.: С.А. Астапчик [и др.].—Мн.: Экоперспектива, 2005.— С. 228-231.

3-А Красиков, В.Л. Влияние режимов термомеханической обработки на электрохимические характеристики аустенитных коррозионно-стойких нержавеющих сталей / В.Л. Красиков // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук.- №5.- Мн.: Беларуская навука, 2005.- С.89-91.

4-А Кантин, В.Г. Определение напряжений и деформаций при упруго-пластическом изгибе плоских образцов / В.Г. Кантин, А.Н. Чмеренко, В.Л. Красиков // Современные технологии металлообработки: материалы междунар. науч.-техн. конф., Минск, 14-17 июня 2005 г. / редкол.: С.А. Астапчик [и др.].—Мн.: Экоперспектива, 2005.— С. 232-237.

5-А Латушкина, С.Д. Электрохимические испытания сталей и сплавов медицинского назначения / С.Д. Латушкина, В.Л. Красиков // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: матер. Междунар. науч.-техн. конф. 27-29 марта 2006 г.— Минск: УП «Экоперспектива», 2006.— С .

6-А Красиков, В.Л. Особенности выявления структуры у закаленного в воду Co-Cr-Mo сплава после индукционного нагрева и термомеханической обработки / В.Л. Красиков // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 200.- №.- Мн.: Беларуская навука 200.- С. — .

7-А Реактив для травления сплавов. Заявка №A 2005 0703 от 12.07.2005, МПК C 23 F 1/14; G 01 N 1/32 / А.И. Гордиенко, В.Л. Красиков.

8-А Красиков, В.Л. Переработка отходов штамповки для повторного получения поковок деталей медицинских имплантатов / В.Л. Красиков, И.Л. Поболь, И.К. Данильчик // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: матер. Междунар. науч.-техн. конф. 27-29 марта 2006 г.— Минск: УП «Экоперспектива», 2006.— С. 106-109.

9-А Поболь, И.Л. Электронно-лучевая обработка Co-Cr-Mo сплава / И.Л. Поболь, В.Л. Красиков // Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение»: матер. Междунар. науч.-техн. конф. 25-26 апреля 2006.- М.: ВИАМ, 2006.- С.353-355.

10-А Красиков, В.Л. Влияние индукционного нагрева на структурные и механические характеристики кобальт-хром-молибденового сплава / В.Л. Красиков // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2005.- №5.- Мн.: Беларуская навука, 2005.- С. 86—88.

11-А Красиков, В.Л. Структурные изменения в Co-Cr-Mo сплаве после термической и термомеханической обработки (литературный обзор) / В.Л. Красиков // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук, 200.- №.- Мн.: Беларуская навука, 200.- С. — .

12-А Гордиенко, А.И. Влияние режимов термической обработки на механические и структурные характеристики Co-Cr-Mo сплава / А.И. Гордиенко, В.Л. Красиков // Вестник ПГУ. Сер. В прикладные науки, 2005.- Том 1, № 6.— С. 24 - 27.

13-А Гордиенко, А. И. Горячая пластическая деформация Со—Cr—Мо сплава с применением индукционного нагрева / А. И. Гордиенко, В. Г. Кантин, А. Н. Чмеренко, В. Л. Красиков // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук, 200.- №.- Мн.: Беларуская навука 200.- С.—.

14-А Гордиенко, А.И. Обработка кобальт-хром-молибденового сплава токами высокой частоты / А.И. Гордиенко, В.Л. Красиков // Технология, оборудование, автоматизация, неразрушающий контроль термических процессов на машиностроительных предприятиях: сб. науч. трудов под ред. П.С. Гурченко.- Мн.: РДУП «Издательство ОСПИ», 2005.- С. 80-81.

15-А Гордиенко, А.И. Материалосберегающая технология изготовления деталей медицинских имплантатов из металлических материалов / А.И. Гордиенко, В.М. Анищик, В.Л. Красиков // Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии: матер. VI Междунар. науч.-техн. конф.: В 2 ч. Ч.2/ редкол.: А.И. Свириденок (отв. ред.) [и др].- Гродно: ГрГУ, 2006.— С. 3—7.

16-А Кантин, В.Г. Оценка деформированного состояния поковок ортопедических имплантатов осадкой цилиндрических образцов / В.Г. Кантин, И.К. Данильчик, В.Л. Красиков // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: матер. Междунар. науч.-техн. конф. 27-29 марта 2006 г.– Минск: УП «Экоперспектива», 2006.- С. - .

17-А Гордиенко, А.И. Термическая обработка Со-Cr-Mo сплава с применением печного и индукционного нагрева / А.И. Гордиенко, В.Л. Красиков // Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение»: матер. Междунар. науч.-техн. конф. 25-26 апреля 2006.- М.: ВИАМ, 2006.- С.350-353.

18-А Кантин, В.Г. Исследование температурных полей в Со-Cr-Mo сплаве при индукционном нагреве / В.Г.Кантин, А.Н.Чмеренко, В.Л. Красиков // Машиностроение и техносфера XXI века: сб. трудов XIII междунар. науч.-техн. конф. в г. Севастополе 11-16 сентября 2006 г. В 5-ти томах.- Донецк: ДонНТУ, 2006.- Т.-2.- С. 93-98.

19-А Гордиенко, А.И. Материалосберегающая технология изготовления деталей медицинских имплантатов из металлических материалов / А.И. Гордиенко, В.М. Анищик, В.Л. Красиков // Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии: тез. докл. 6-й Междунар. науч.-техн. конф. / под. ред. А.И. Свириденка и В.А. Бородули.- Гродно: ГрГУ, 2005.— С. 36.

20-А Красиков, В.Л. Повышение технологической пластичности кобальт-хром-молибденового сплава / В.Л. Красиков // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности: матер. респ. науч.-техн. конф. / М-во образования Респ. Беларусь, М-во образования и науки Рос. Федерации, Бел.-Рос. ун-т; редкол.: И.С. Сазонов (гл. ред.) [и др].– Могилев: Бел.-Рос. ун-т, 2006.– С. 48.

21-А Gordienko, A.I. Reprocessing of Punching Waste Products for Producing of Medical Implants / A.I. Gordienko, I.L. Pobol, V.L. Krasikov // Metalurgija.- Vol 45, № 3.- P. 197.

22-А Чашка вертлюжной впадины полного эндопротеза тазобедренного сустава. Заявка №И 2006 0325 от 23.05.2006, МПК A61F 2/34 / И.К. Данильчик, В.Г. Кантин, В.Л. Красиков.

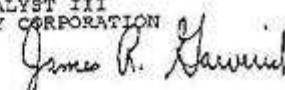
ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение А

Сертификат качества Co-Cr-Mo сплава

FROM : JSC ALTIMED

PHX NO. 1041

CERTIFICATE OF TESTS		ABNAHMEPRUEFZEUGNIS CERTIFICAT DE CONTROLE																																							
CERT SERIAL# 000266347																																									
 CARPENTER Carpenter Technology Corporation P.O. Box 14662, Reading, PA 19612-4662		<ul style="list-style-type: none"> • THE RECORDING OF FALSE, FICTITIOUS OR FRAUDULENT STATEMENTS OR FALSIFICATION OF DOCUMENTS IS PROHIBITED AS PROVIDED UNDER FEDERAL STATUTES INCLUDING FEDERAL LAW, TITLE 18, CHAPTER 47. • THE VALUES AND OTHER TECHNICAL DATA REPRESENT THE RESULTS OF ANALYSIS AND TESTS MADE ON SAMPLES DRAWN FROM THE TOTAL LOT. ORIGINAL TEST RECORDS CAN BE TRACED BY REFERENCE TO THE CARPENTER ORDER NUMBER. • MATERIAL IS MANUFACTURED FREE FROM MERCURY, RADIUM AND ALPHA SOURCE CONTAMINATION. • THIS DOCUMENT SHALL NOT BE REPRODUCED, EXCEPT IN FULL, WITHOUT THE WRITTEN CONSENT OF CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION. 																																							
04/10/03		PAGE - 1																																							
<u>CUSTOMER / BESTELLER / CLIENT</u> JSC ALTIMED TANYA SOKIRKO URALSKAIA STREET 5 MINSK 220037, BELARUS		<u>SELLER / VERKAUFER / VENDEUR</u> CARPENTER TECHNOLOGY EUROPE SA CHEZ DE HAECHT 1465 1130 BRUSSELS, BELGIUM																																							
CUSTOMER ORDER NO./BESTELL-NR./N° DE COMMANDE		CARPENTER NO./WERKS-NR./ N° DE REFERENCE INTERNE		DATE/DAIUN/DATE	WEIGHT/GEWICHT/Poids																																				
07		ALN7453 L19243		04/09/04	236 #																																				
HEAT NUMBER / SCHMELZE-NR. / N° DE COULEE: 171886 PRODUCT DESCRIPTION: MICRO-MELT CCM PLUS UNANNEALED GROUND IMPLANT QUAL																																									
SPECIFICATION: ASTM-F799-96 CAPABLE OF ASTM-F1537-94 (WARM WORKED) OSTEONICS IMS0014 REV 8 (08/18/97) *DEPUY RM 102-01-083 REV 4 (06/26/00)																																									
SIZE 0.875000 IN. (22.22 MM) RD BAR INGOTS 1 & 2																																									
PRIMARY HEAT CHEMISTRY: <table style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td>C</td> <td>MN</td> <td>SI</td> <td>P</td> <td>S</td> <td>CR</td> </tr> <tr> <td>0.23</td> <td>0.7</td> <td>0.7</td> <td>0.002</td> <td>0.004</td> <td>29.5</td> </tr> <tr> <td>NI</td> <td>MO</td> <td>CU</td> <td>CO</td> <td>AL</td> <td>N</td> </tr> <tr> <td>0.14</td> <td>6.6</td> <td>0.301</td> <td>61.79</td> <td>0.001</td> <td>0.14</td> </tr> <tr> <td>TI</td> <td>W</td> <td>O</td> <td>B</td> <td>FE</td> <td></td> </tr> <tr> <td>0.001</td> <td>0.001</td> <td>0.011</td> <td>0.001</td> <td>0.07</td> <td></td> </tr> </table>						C	MN	SI	P	S	CR	0.23	0.7	0.7	0.002	0.004	29.5	NI	MO	CU	CO	AL	N	0.14	6.6	0.301	61.79	0.001	0.14	TI	W	O	B	FE		0.001	0.001	0.011	0.001	0.07	
C	MN	SI	P	S	CR																																				
0.23	0.7	0.7	0.002	0.004	29.5																																				
NI	MO	CU	CO	AL	N																																				
0.14	6.6	0.301	61.79	0.001	0.14																																				
TI	W	O	B	FE																																					
0.001	0.001	0.011	0.001	0.07																																					
MATERIAL ULTRASONICALLY INSPECTED, IMMERSION METHOD, PER AMS 2630 CLASS A1 - ACCEPTABLE.																																									
THIS MATERIAL WAS MANUFACTURED IN ACCORDANCE WITH CARPENTER SPECIALTY ALLOYS OPERATIONS QUALITY PROGRAM MANUAL REVISION 21, DATED 07/99.																																									
HARDNESS AS SHIPPED, HRC - 44/ 44 (MIDRADIUS)																																									
<small>(T) TRANSVERSE (L) LONGITUDINAL</small> <table style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td>YIELD STRENGTH, (0.20 %) KSI (MPA)</td> <td>L 151.0 (1041)</td> <td>L 151.0 (1041)</td> </tr> <tr> <td>TENSILE STRENGTH, KSI (MPA)</td> <td>195.0 (1344)</td> <td>194.0 (1338)</td> </tr> <tr> <td>ELONGATION IN 1.00", %</td> <td>18.0</td> <td>16.0</td> </tr> <tr> <td>REDUCTION OF AREA, %</td> <td>16.0</td> <td>15.0</td> </tr> </table>						YIELD STRENGTH, (0.20 %) KSI (MPA)	L 151.0 (1041)	L 151.0 (1041)	TENSILE STRENGTH, KSI (MPA)	195.0 (1344)	194.0 (1338)	ELONGATION IN 1.00", %	18.0	16.0	REDUCTION OF AREA, %	16.0	15.0																								
YIELD STRENGTH, (0.20 %) KSI (MPA)	L 151.0 (1041)	L 151.0 (1041)																																							
TENSILE STRENGTH, KSI (MPA)	195.0 (1344)	194.0 (1338)																																							
ELONGATION IN 1.00", %	18.0	16.0																																							
REDUCTION OF AREA, %	16.0	15.0																																							
GRAIN SIZE PER ASTM E112: 12																																									
CARPENTER'S QUALITY MANAGEMENT SYSTEM WAS REGISTERED AS OF DECEMBER 21, 1993 TO THE REQUIREMENTS OF ISO 9002. APPROVAL CERTIFICATE #101921A BY LRQA, INC. CERTIFICATE OF TEST IS PREPARED IN ACCORDANCE WITH PARAGRAPH 3.1.B OF EN 10204 (DIN 50049) WE HEREBY CERTIFY THAT THE ABOVE TEST DATA ARE IN ACCORDANCE WITH THE PURCHASE ORDER AND SPECIFICATION REQUIREMENTS. JAMES R. GARVERICH MET RELEASE/RCQT ANALYST III CARPENTER TECHNOLOGY CORPORATION																																									
																																									
<small>This certificate is made in the customer printed on this form. Carpenter neither creates nor accepts responsibility for any reproduction or verification of its contents. Die Zertifikat wird auf dem von dem Käufer gedruckten Kärtchen gefertigt. Carpenter nimmt weder die Verantwortung für die Auskopplung noch die Überprüfung der Inhalten an. Ce certificat est établi sur la carte imprimée par le client. Carpenter n'a pas de responsabilité pour l'exploitation ou la vérification de ces termes.</small>																																									

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

Моделирование изменения среднего диаметра зерен Со-Ср-Мо сплава при индукционном нагреве образцов до температур 1100-1300°С продолжительностью 20-200 с

Б1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel

Аппроксимацией экспериментальных данных (рисунок 3.14; рисунок Б1.1) определены уравнения (Б1.1)-(Б1.5), устанавливающие зависимость среднего диаметра зерна (y) от продолжительности нагрева (x) при определенной температуре (z) [R^2 - величина достоверности аппроксимации (квадрат смешанной корреляции)].

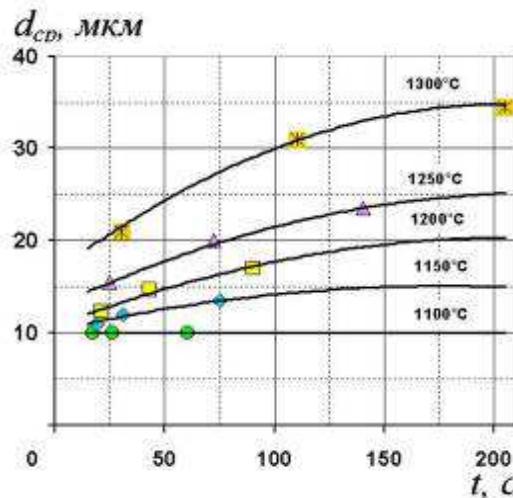


Рисунок Б1.1 - Влияние длительности нагрева до заданной температуры на размер зерна (аппроксимация экспериментальных данных)

При $z=1100$ °C:

$$y=10 \quad (R^2=1). \quad (\text{Б1.1})$$

При $z=1150$ °C:

$$y=-0,000152984132023398 \cdot x^2 + 0,0543624426445921 \cdot x + 10,2467179834545$$

$$(R^2=0,98476752913184). \quad (\text{Б1.2})$$

При $z=1200$ °C:

$$y = -0,00021820222533445 \cdot x^2 + 0,0917976053336845 \cdot x + 10,7070410111121$$

$$(R^2 = 0,977269623523531). \quad (\text{Б1.3})$$

При $z=1250$ °C:

$$y = -0,00025501696101527100 \cdot x^2 + 0,112210215485287 \cdot x + 12,8026219208526$$

$$(R^2 = 0,990092694200067). \quad (\text{Б1.4})$$

При $z=1300$ °C:

$$y = -0,000429752211769753 \cdot x^2 + 0,177085107021873 \cdot x + 16,5759074839908$$

$$(R^2 = 0,993081158572211). \quad (\text{Б1.5})$$

Несложно заметить, что в уравнениях (Б1.1)-(Б1.5) коэффициенты при переменных x^2 , x , $x=1$ (k_2 , k_1 , k_0 соответственно) зависят от температуры (z). После аппроксимации данных в таблице А1.1 определены уравнения (Б1.6)-(Б1.8), устанавливающие зависимость между коэффициентами $k_2(z)$, $k_1(z)$ и $k_0(z)$ и температурой нагрева (z).

Таблица Б1.1 – Значения коэффициентов при переменных x в зависимости от температуры

Температура z , °C	Значение коэффициентов		
	$k_2(z)$	$k_1(z)$	$k_0(z)$
1100	0	0	10
1150	-0,00015	0,054362	10,24672
1200	-0,00022	0,091798	10,70704
1250	-0,00026	0,11221	12,80262
1300	-0,00043	0,177085	16,57591

$$k_2(z) = -0,00000000431396566626812 \cdot z^2 - 0,000000887722745158388 \cdot z + \\ + 0,00147744422693723$$

$$(R^2 = 0,946209368754346). \quad (\text{Б1.6})$$

$$k_1(z) = 0,000000114352721328523 \cdot z^2 + 0,000549589442580421 \cdot z - \\ - 0,737655939319133$$

$$(R^2 = 0,975239019178025). \quad (\text{Б1.7})$$

$$k_0(z) = 0,000248239801184293 \cdot z^2 - 0,564360085031545 \cdot z + 330,592047006432$$

$$(R^2 = 0,992030393358194). \quad (B1.8)$$

Подстановкой уравнений (Б1.6), (Б1.7), (Б1.8) в уравнения (Б1.1), (Б1.2), (Б1.3) или (Б1.4) определено уравнение (Б1.9) зависимости среднего диаметра зерна (у) от продолжительности (x) индукционного нагрева до заданной температуры (z).

$$\begin{aligned} y = & (-0,431396566626812 \times 10^{-9} \cdot z^2 - 0,887722745158388 \times 10^{-6} \cdot z + \\ & + 0,00147744422693723) \cdot x^2 + (0,114352721328523 \times 10^{-6} \cdot z^2 + \\ & + 0,000549589442580421 \cdot z - 0,737655939319133) \cdot x + (0,000248239801184293 \cdot z^2 \\ & - 0,564360085031545 \cdot z + 330,592047006432) \end{aligned} \quad (B1.9)$$

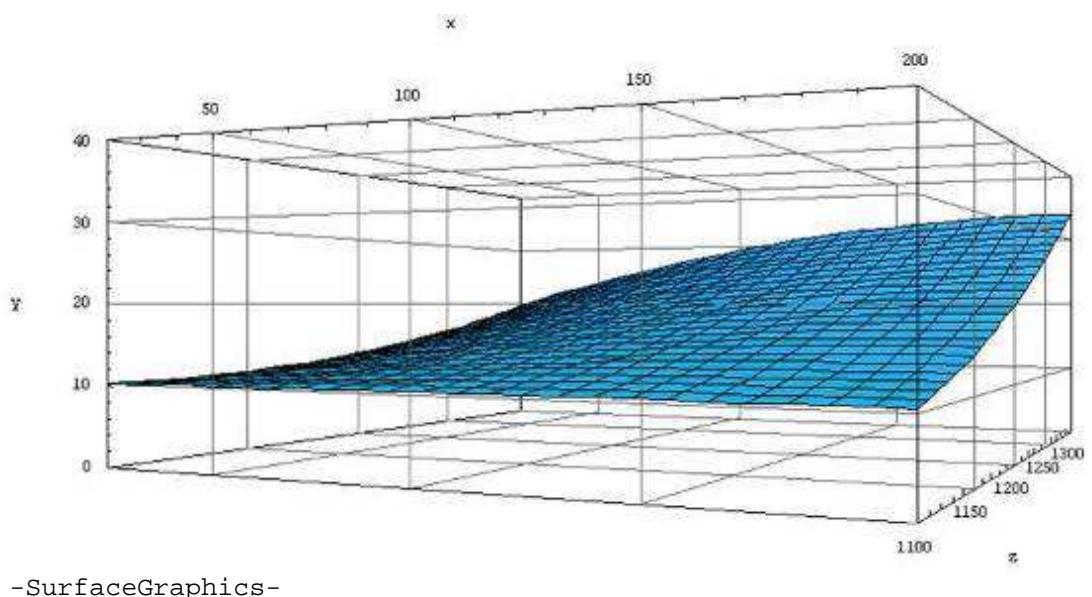
Б2 Программа для построения графика изменения среднего диаметра зерна при нагреве сплава

В пакете Mathematica 5.0 набирается программа (x - продолжительность индукционного нагрева, y - средний диаметр зерна, z – температура нагрева):

```
k2=-0.0000000004313965666268120*z^2-
0.000000887722745158388*z+0.00147744422693723
k1=0.000000114352721328523*z^2+0.000549589442580421*z-0.737655939319133
k0=0.000248239801184293*z^2-0.564360085031545*z+330.592047006432
y=k2*x^2+k1*x+k0
Plot3D[y,{x,20,200},{z,1100,1300},PlotRange→{0,40},ViewPoint→{0.800,
1.730, 0.000},AxesLabel→{"x", "z", "y"},FaceGrids→All]
```

Результат выполнения программы:

$$\begin{aligned} & 0.00147744 - 8.87723 \times 10^{-7} z - 4.31397 \times 10^{-10} z^2 \\ & - 0.737656 + 0.000549589 z + 1.14353 \times 10^{-7} z^2 \\ & 330.592 - 0.56436 z + 0.00024824 z^2 \\ & 330.592 - 0.56436 z + 0.00024824 z^2 + \\ & x^2 (0.00147744 - 8.87723 \times 10^{-7} z - 4.31397 \times 10^{-10} z^2) + x (-0.737656 + 0.000549589 z + 1.14353 \times 10^{-7} z^2) \end{aligned}$$



-SurfaceGraphics-

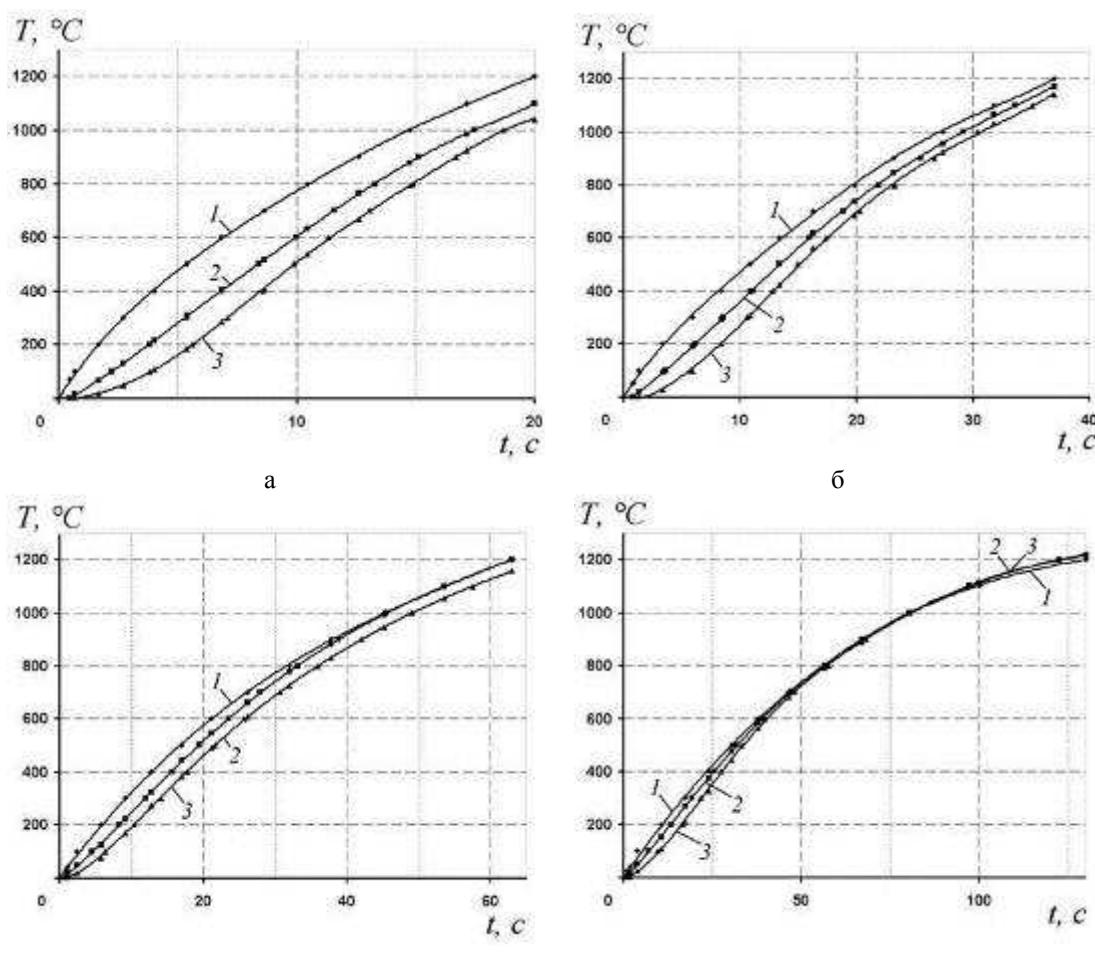
ПРИЛОЖЕНИЕ В

Моделирование распределения температуры по сечению цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм при ее индукционном нагреве до температуры 1200°С продолжительностью 10-130 с

B1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel

В результате аппроксимации экспериментальных данных (рисунок В1.1) определены уравнения (B1.1) – (B1.12) зависимости температуры слоев (y) от продолжительности нагрева (x) образца диаметром 22,22 мм по четырем режимам (при определенной скорости нагрева) [R^2 - величина достоверности аппроксимации (квадрат смешанной корреляции)].

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ4 (см. таблицу 2.4).



а, б, в, г – нагрев по режиму СЧ4, СЧ3, СЧ2, СЧ1 соответственно (см. таблицу 2.4)

Рисунок В1.1 – Температурно-временная зависимость нагрева поверхностных (1), промежуточных (2) и осевых (3) слоев заготовки

Поверхностные слои:

$$y = 0,000715931566539041 \cdot x^5 - 0,0434177383407359 \cdot x^4 + \\ + 1,01775456279393 \cdot x^3 - 12,6031500257377 \cdot x^2 + 137,79468704146 \cdot x \\ (R^2 = 0,999832841585931). \quad (B1.1)$$

Промежуточные слои:

$$y = 0,0000944588453819506 \cdot x^6 - 0,0056664769138024 \cdot x^5 + \\ + 0,130641990752338 \cdot x^4 - 1,52154644072289 \cdot x^3 + 9,28750419500283 \cdot x^2 + \\ + 37,8794172722846 \cdot x - 17,5698896483518 \\ (R^2 = 0,999953148357623). \quad (B1.2)$$

Оевые слои:

$$y = -0,000160130317063079 \cdot x^6 + 0,00929904006989091 \cdot x^5 - \\ - 0,191864426116808 \cdot x^4 + 1,45467190048657 \cdot x^3 + 0,920587476342916 \cdot x^2 + \\ + 11,7233609678223 \cdot x - 9,67189118033275 \\ (R^2 = 0,99). \quad (B1.3)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧЗ (см. таблицу 2.4).

Поверхностные слои:

$$y = 0,0000519495237372158 \cdot x^5 - 0,00504892166308935 \cdot x^4 + \\ + 0,179798176092845 \cdot x^3 - 3,29033912457089 \cdot x^2 + 66,4505289833614 \cdot x \\ (R^2 = 0,999619442937851). \quad (B1.4)$$

Промежуточные слои:

$$y = 0,000673602757951031 \cdot x^4 - 0,0581150050489043 \cdot x^3 + \\ + 1,26826783267097 \cdot x^2 + 30,865387427868 \cdot x - 25,1735056337493 \\ (R^2 = 0,999908749576496). \quad (B1.5)$$

Оевые слои:

$$y = 0,00160192265437065 \cdot x^4 - 0,141994619333502 \cdot x^3 + \\ + 3,82219220647676 \cdot x^2 + 3,26588824794453 \cdot x - 18,3059131691697$$

$$(R^2 = 0,999683292925131). \quad (B1.6)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ2 (см. таблицу 2.4).
Поверхностные слои:

$$y = 0,00225775422392371 \cdot x^3 - 0,411510805310556 \cdot x^2 + 36,0473138524926 \cdot x$$

$$(R^2 = 0,999814321746267). \quad (B1.7)$$

Промежуточные слои:

$$y = 0,0000000280795458794392 \cdot x^6 - 0,00000708670912619169 \cdot x^5 + + 0,000729863982201095 \cdot x^4 - 0,0374602640276862 \cdot x^3 + 0,758891850739019 \cdot x^2 + + 21,3877237183041 \cdot x - 12,721068295883$$

$$(R^2 = 0,999938215813111). \quad (B1.8)$$

Оевые слои:

$$y = 0,000000086476892730003 \cdot x^6 - 0,0000202640414470601 \cdot x^5 + + 0,00190242583965983 \cdot x^4 - 0,0896212147727056 \cdot x^3 + 1,9718993185088 \cdot x^2 + + 7,7407783344388 \cdot x - 11,5159103828482$$

$$(R^2 = 0,999947054854232). \quad (B1.9)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ1 (см. таблицу 2.4).
Поверхностные слои:

$$y = 0,000169117710622432 \cdot x^3 - 0,0994232429691202 \cdot x^2 + + 19,2917883853993 \cdot x$$

$$(R^2 = 0,99961009450415). \quad (B1.10)$$

Промежуточные слои:

$$y = 0,00000000746367990605038 \cdot x^6 - 0,00000036516648642404 \cdot x^5 + + 0,0000698310218911757 \cdot x^4 - 0,00633403394590459 \cdot x^3 + 0,19546300953516 \cdot x^2 + + 14,275168533728 \cdot x - 11,8739754419075$$

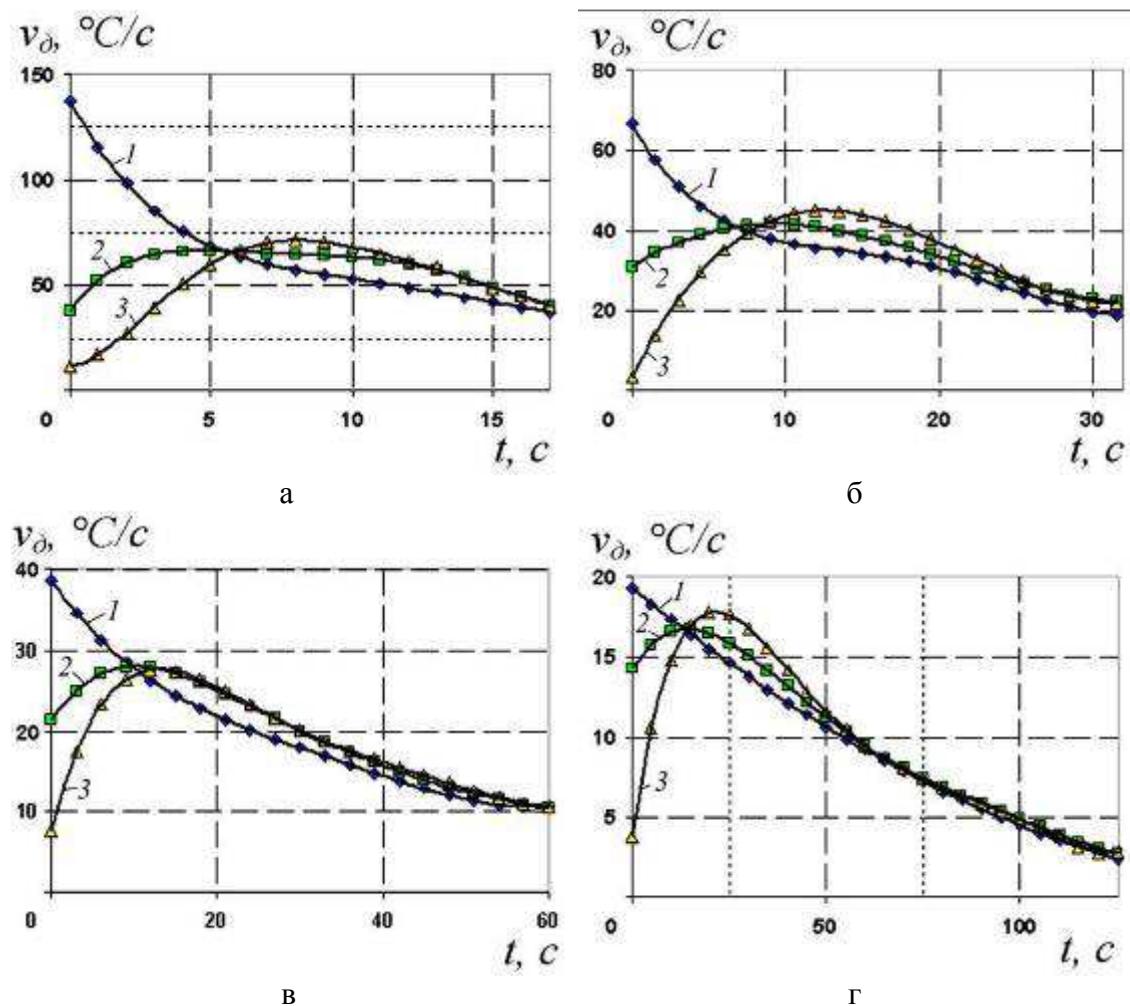
$$(R^2 = 0,9999732716997100). \quad (B1.11)$$

Оевые слои:

$$\begin{aligned}
 y = & 0,0000000325687034963664 \cdot x^6 - 0,00000146546397600256 \cdot x^5 + \\
 & + 0,000257139862220868 \cdot x^4 - 0,0218492266824342 \cdot x^3 + 0,827401461323461 \cdot x^2 + \\
 & + 3,8119220729568 \cdot x - 5,27003935526591
 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,99981861176). \quad (B1.12)$$

Действительную скорость нагрева поверхностных, промежуточных и осевых слоев можно найти, взяв первую производную от уравнений (B1.1) - (B1.12) по времени (x) (рисунок В1.2). Скорость нагрева поверхностных слоев коррелирует с режимами нагрева, поскольку главным образом в данных слоях происходят процессы тепловыделения. Приравняв x к нулю в производных от уравнений (B1.1), (B1.4), (B1.7) и (B1.10) определили, что режимам СЧ1, СЧ2, СЧ3 и СЧ4 (см. табл. 5) соответствуют скорости нагрева поверхностных слоев в



а, б, в, г – режимы СЧ4, СЧ3, СЧ2, СЧ1 соответственно;

1 – поверхностные слои; 2 - промежуточные слои; 3 - осевые слои

Рисунок В1.2 - Зависимость действительной скорости нагрева слоев образца от продолжительности при заданном режиме нагрева

начальный момент времени: 19,29178839, 36,0473138525, 66,4505289834 и 137,7946870415 °C/c (или, округлив до целых, – 19, 26, 66 и 138 °C/c).

Изменение скорости нагрева для каждого слоя при исследованных режимах нагрева имеет одинаковый характер. Характер изменения действительной скорости нагрева поверхностных слоев (см. рисунок В1.2, кривая 1) обусловлен отдачей теплоты в окружающую среду и в центр образца. Изменение действительной скорости нагрева промежуточных и осевых слоев подобно и имеет максимум. Экстремум объясняется значительной разностью температур в начале нагрева между слоями вследствие относительно низкой теплопередачи (таблица Д2.2). При улучшении процессов передачи теплоты снижается разность в температурах, что отражается на скорости нагрева слоев.

До 800 °C характер изменения значений температуры и действительной скорости от времени нагрева достаточно изменчив (рисунки В1.1 и В1.2), что затрудняет построение модели изменения температуры с течением времени при заданной скорости нагрева. Кроме того с практической точки зрения (осуществления горячей пластической деформации), изменение температуры сплава по сечению не вызывает интереса в интервале 20-800°C. Поэтому для упрощения расчетов моделирование целесообразно осуществлять в интервале 800-1200 °C. Таким образом, после аппроксимации данных в интервале 800-1200 °C определены уравнения температурно-временной зависимости (В1.13) – (В1.24).

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ4 (см. таблицу 2.4).

Поверхностные слои:

$$y = -1,63386920448625 \cdot x^2 + 92,3814890229437 \cdot x \\ (R^2 = 0,9968689941447040). \quad (B1.13)$$

Промежуточные слои:

$$y = -1,61619344126461 \cdot x^2 + 97,8743005837384 \cdot x - 214,49807675501 \\ (R^2 = 0,999663785691636). \quad (B1.14)$$

Оевые слои:

$$y = -1,26031478702021 \cdot x^2 + 91,7921803713994 \cdot x - 283,996724284767 \\ (R^2 = 0,999126178985812). \quad (B1.15)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ3 (см. таблицу 2.4).

Поверхностные слои:

$$y = -0,458678689268396 \cdot x^2 + 49,2964830388602 \cdot x \\ (R^2 = 0,999050804685643). \quad (B1.16)$$

Промежуточные слои:

$$y = -0,387214613221062 \cdot x^2 + 47,1585889208443 \cdot x - 45,8847035581456 \\ (R^2 = 0,999546791610999). \quad (B1.17)$$

Оевые слои:

$$y = -0,506819096862571 \cdot x^2 + 55,1525368076208 \cdot x - 209,751686122335 \\ (R^2 = 0,999926529053072). \quad (B1.18)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ2 (см. таблицу 2.4).

Поверхностные слои:

$$y = -0,189039749357326 \cdot x^2 + 30,8366188010725 \cdot x \\ (R^2 = 0,997233560916493) \quad (B1.19)$$

Промежуточные слои:

$$y = -0,152320553688668 \cdot x^2 + 28,0138449285307 \cdot x + 38,6654506449322 \\ (R^2 = 0,999811264302163). \quad (B1.20)$$

Оевые слои:

$$y = -0,152803177626978 \cdot x^2 + 28,3694423665686 \cdot x - 24,4892589169804 \\ (R^2 = 0,999849355186305). \quad (B1.21)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ1 (см. таблицу 2.4).

Поверхностные слои:

$$y = -0,066144428436437 \cdot x^2 + 17,7745566400718 \cdot x$$

$$(R^2 = 0,996065089679621). \quad (B1.22)$$

Промежуточные слои:

$$y = -0,0520532580360049 \cdot x^2 + 15,3594761284613 \cdot x + 100,92874346523$$

$$(R^2 = 0,999735370313556). \quad (B1.23)$$

Оевые слои:

$$y = -0,0572017050086888 \cdot x^2 + 16,4842319403616 \cdot x + 41,0412737958839$$

$$(R^2 = 0,999707054777478) \quad (B1.24)$$

Несложно заметить, что коэффициенты при переменных x_2 , x , $x=1$ (k_2 , k_1 , k_0 соответственно) зависят от скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени (z). После аппроксимации данных (таблицы B1.1 – B1.3) определены уравнения (B1.25 - B1.32) зависимости коэффициентов при продолжительности нагрева (x) от действительной скорости нагрева в начальный момент времени (z).

Поверхностные слои:

$$\begin{aligned} k_1 = & -0,000000356078365905312 \cdot z^3 + 0,0000108350493792937 \cdot z^2 - \\ & - 0,00709137929099735 \cdot z + 0,0691850479006976 \end{aligned}$$

Таблица B1.1 – Зависимость коэффициентов k_2 и k_1 от действительной скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени

Скорость z , °C/c	Значение коэффициентов	
	k_2	k_1
137,7946870415	-1,63387	92,38149
66,4505289834	-0,45868	49,29648
36,0473138525	-0,18904	30,83662
19,29178839	-0,06614	17,77456

Таблица B1.2 – Зависимость коэффициентов k_2 , k_1 и k_0 от действительной скорости нагрева промежуточных слоев в начальный момент времени

Скорость z , °C/c	Значение коэффициентов		
	k_2	k_1	k_0
137,7946870415	-1,61619	97,8743	-214,498
66,4505289834	-0,38721	47,15859	-45,8847
36,0473138525	-0,15232	28,01384	38,66545
19,29178839	-0,05205	15,35948	100,9287

Таблица В1.3 – Зависимость коэффициентов k_2 , k_1 и k_0 от действительной скорости нагрева осевых слоев в начальный момент времени

Скорость z , °C/c	Значение коэффициентов		
	k_2	k_1	k_0
137,7946870415	-1,26031	91,79218	-283,997
66,4505289834	-0,50682	55,15254	-209,752
36,0473138525	-0,1528	28,36944	-24,4893
19,29178839	-0,0572	16,48423	41,04127

$$(R^2 = 0,999999999999954). \quad (B1.25)$$

$$\begin{aligned} k_0 = & 0,0000305784881001747 \cdot z^3 - 0,00737986557120796 \cdot z^2 + \\ & + 1,11558332595377 \cdot z - 1,22000338785189 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,99999999999988). \quad (B1.26)$$

Промежуточные слои:

$$\begin{aligned} k_2 = & -0,000000476225176579328 \cdot z^3 + 0,0000210638662276838 \cdot z^2 - \\ & - 0,00602256405458571 \cdot z + 0,0597126107147243 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,999999999999378). \quad (B1.27)$$

$$\begin{aligned} k_1 = & 0,0000291959530519248 \cdot z^3 - 0,00621785516495864 \cdot z^2 + \\ & + 1,03021929689679 \cdot z - 2,41080168705862 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,999999999999148). \quad (B1.28)$$

$$\begin{aligned} k_0 = & -0,000132681010854979 \cdot z^3 + 0,0359863491215048 \cdot z^2 - \\ & - 5,39338210919146 \cdot z + 192,536213075207 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,999999999999716). \quad (B1.29)$$

Оевые слои:

$$\begin{aligned} k_2 = & 0,00000115240181377272 \cdot z^3 - 0,000266273390472321 \cdot z^2 + \\ & + 0,0063019279129314 \cdot z - 0,0879514839002667 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,999999999999339). \quad (B1.30)$$

$$\begin{aligned} k_1 = & -0,0000611743433638068 \cdot z^3 + 0,0110891507124605 \cdot z^2 + \\ & + 0,240466778295414 \cdot z + 8,1573388827965 \end{aligned}$$

$$(R^2 = 0,99999999998436). \quad (B1.31)$$

$$k_0 = 0,000809611930756127 \cdot z^3 - 0,144882918614988 \cdot z^2 + \\ + 2,19035948497519 \cdot z + 46,8939266615677$$

$$(R^2 = 1,00000000000042). \quad (B1.32)$$

Подстановкой уравнений (B1.25) и (B1.26) в уравнения (B1.13), (B1.16), (B1.19) или (B1.22); уравнений (B1.27), (B1.28) и (B1.29) в уравнения (B1.14), (B1.17), (B1.20) или (B1.23); уравнений (B1.30), (B1.31) и (B1.32) в уравнения (B1.15), (B1.18), (B1.21) или (B1.24) определены уравнения (B1.33-B1.35) зависимости температуры (y) от продолжительности (x) нагрева с заданной скоростью (z) в различных слоях цилиндрической заготовки из Co-Cr-Mo сплава диаметром 22,22 мм.

Поверхностные слои:

$$y = (-0,000000356078365905312 \cdot z^3 + 0,0000108350493792937 \cdot z^2 - \\ - 0,00709137929099735 \cdot z + 0,0691850479006976) \cdot x^2 + \\ + (0,0000305784881001747 \cdot z^3 - 0,00737986557120796 \cdot z^2 + 1,11558332595377 \cdot z - \\ - 1,22000338785189) \cdot x \quad (B1.33)$$

Промежуточные слои:

$$y = (-0,000000476225176579328 \cdot z^3 + 0,0000210638662276838 \cdot z^2 - \\ - 0,00602256405458571 \cdot z + 0,0597126107147243) \cdot x^2 + \\ + (0,0000291959530519248 \cdot z^3 - 0,00621785516495864 \cdot z^2 + \\ + 1,03021929689679 \cdot z - 2,41080168705862) \cdot x + (-0,000132681010854979 \cdot z^3 + \\ + 0,0359863491215048 \cdot z^2 - 5,39338210919146 \cdot z + 192,536213075207) \quad (B1.34)$$

Оевые слои:

$$y = (0,00000115240181377272 \cdot z^3 - 0,000266273390472321 \cdot z^2 + \\ + 0,0063019279129314 \cdot z - 0,0879514839002667) \cdot x^2 + \\ + (-0,0000611743433638068 \cdot z^3 + 0,0110891507124605 \cdot z^2 + \\ + 0,240466778295414 \cdot z + 8,1573388827965) \cdot x + (0,000809611930756127 \cdot z^3 - \\ - 0,144882918614988 \cdot z^2 + 2,19035948497519 \cdot z + 46,8939266615677) \quad (B1.35)$$

B2 Программа для построения графиков изменения температуры слоев при нагреве заготовки

В пакете Mathematica 5.0 набирается программа (y1, y2, y3 – температура поверхностных, промежуточных и осевых слоев соответственно, x1, x2, x3 и z1,

z_2, z_3 – продолжительность и скорость нагрева поверхностных, промежуточных и осевых слоев соответственно):

```

a2=-0.000000356078365905312*z1^3+0.0000108350493792937*z1^2-
0.00709137929099735*z1+0.0691850479006976
a1=0.0000305784881001747*z1^3-0.00737986557120796*z1^2+1.11558332595377*z1-
1.22000338785189
y1=If[2*a2*x1+a1>0,a2*x1^2+a1*x1,1300]
b2=-0.000000476225176579328*z2^3+0.0000210638662276838*z2^2-
0.00602256405458571*z2+0.0597126107147243
b1=0.0000291959530519248*z2^3-0.00621785516495864*z2^2+1.03021929689679*z2-
2.41080168705862
b0=-0.000132681010854979*z2^3+0.0359863491215048*z2^2-
5.39338210919146*z2+192.536213075207
y2=If[2*b2*x2+b1>0,b2*x2^2+b1*x2+b0,1300]
c2=0.00000115240181377272*z3^3-
0.000266273390472321*z3^2+0.0063019279129314*z3-0.0879514839002667
c1=-
0.0000611743433638068*z3^3+0.0110891507124605*z3^2+0.240466778295414*z3+8.15733888
27965
c0=0.000809611930756127*z3^3-
0.144882918614988*z3^2+2.19035948497519*z3+46.8939266615677
y3=If[2*c2*x3+c1>0,c2*x3^2+c1*x3+c0,1300]
Plot3D[y1,{x1,0,130},{z1,19.2917883854,137.7946870415},PlotRange→{800,1220},Clip
Fill→None,ViewPoint→{2.270, -3.240, 1.047},BoxRatios→{5,2,1},AxesLabel→{"z","x","y"}]
Plot3D[y2,{x2,10,130},{z2,19.2917883854,137.7946870415},PlotRange→{800,1220},Clip
Fill→None,ViewPoint→{2.270, -3.240, 1.047},AxesLabel→{"z","x","y"},BoxRatios→{5,2,1}]
Plot3D[y3,{x3,10,130},{z3,19.2917883854,137.7946870415},PlotRange→{800,1220},Clip
Fill→None,ViewPoint→{2.270, -3.240, 1.047},AxesLabel→{"z","x","y"},BoxRatios→{5,2,1}]
Show[%,%%,%%,ViewPoint→{-1.325, 2.558,
1.216},BoxRatios→{5,2,1},FaceGrids→All]

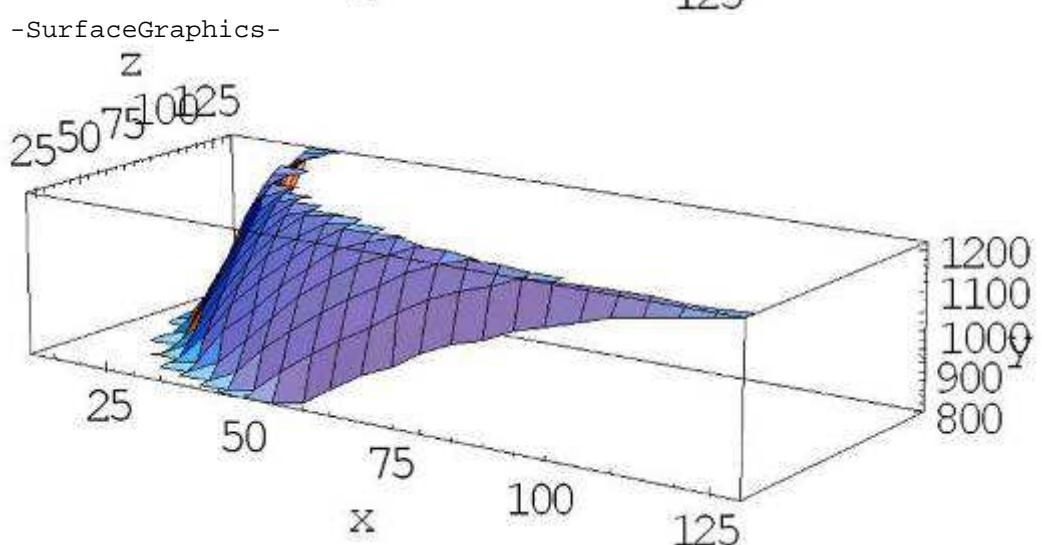
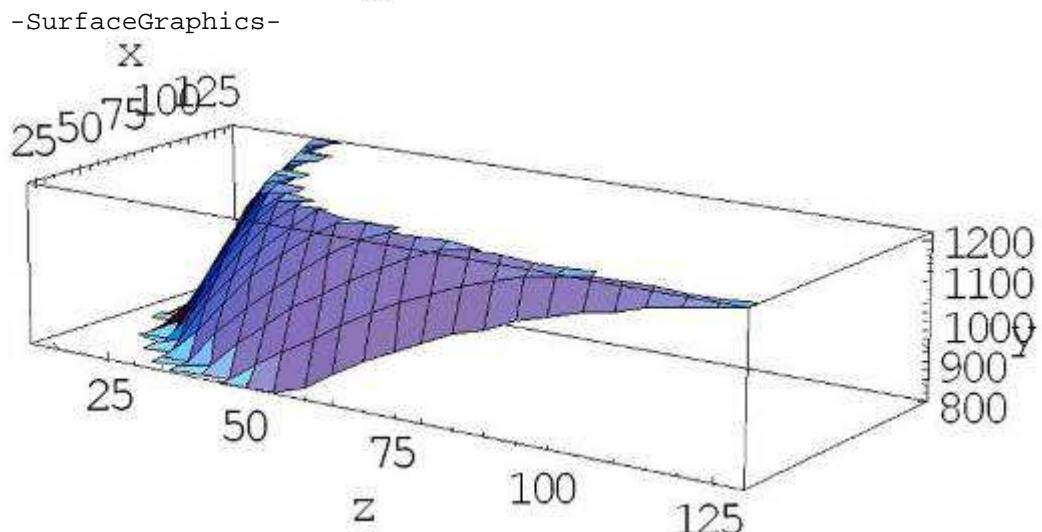
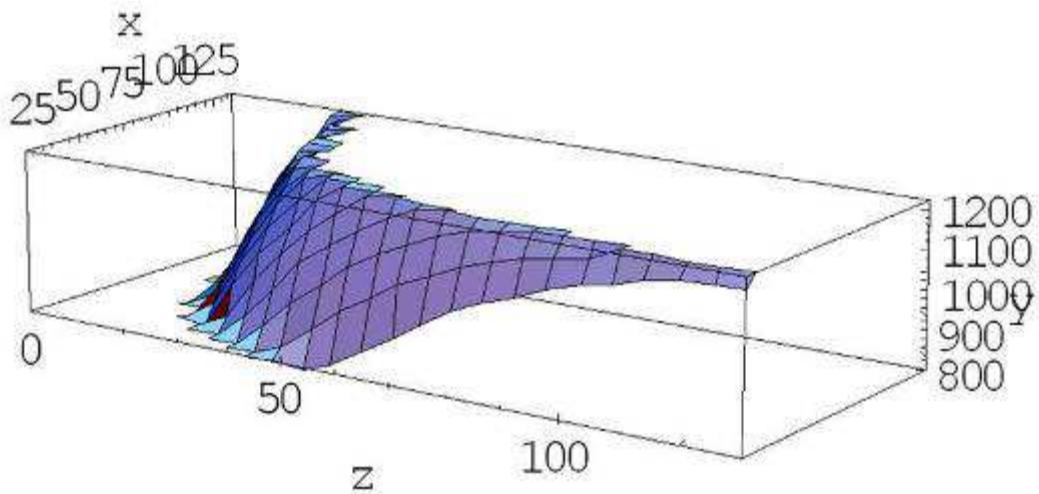
```

Результат выполнения программы:

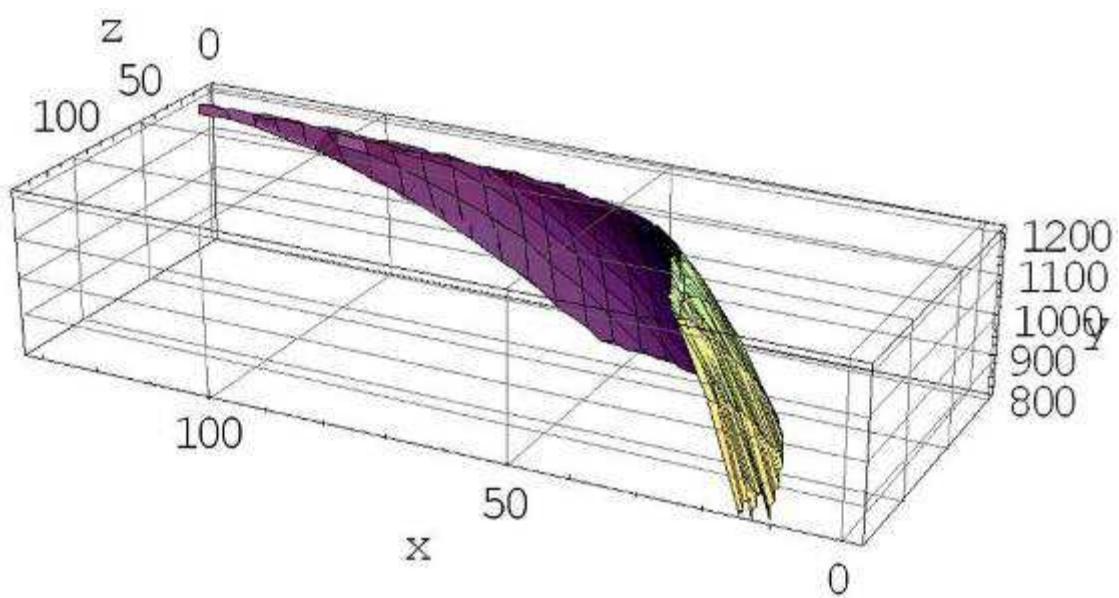
```

0.069185 - 0.00709138 z1 + 0.000010835 z1^2 - 3.56078×10^-7 z1^3
-1.22 + 1.11558 z1 - 0.00737987 z1^2 + 0.0000305785 z1^3
If[-1.22 + 1.11558 z1 - 0.00737987 z1^2 + 0.0000305785 z1^3 + 2 x1 (0.069185 - 0.00709138 z1 + 0.000010835 z1^2 - 3.56078×10^-7 z1^3) > 0,
a2 x1^2 + a1 x1, 1300]
0.0597126 - 0.00602256 z2 + 0.0000210639 z2^2 - 4.76225×10^-7 z2^3
-2.4108 + 1.03022 z2 - 0.00621786 z2^2 + 0.000029196 z2^3
192.536 - 5.39338 z2 + 0.0359863 z2^2 - 0.000132681 z2^3
If[
-2.4108 + 1.03022 z2 - 0.00621786 z2^2 + 0.000029196 z2^3 + 2 x2 (0.0597126 - 0.00602256 z2 + 0.0000210639 z2^2 - 4.76225×10^-7 z2^3) > 0,
b2 x2^2 + b1 x2 + b0, 1300]
-0.0879515 + 0.00630193 z3 - 0.000266273 z3^2 + 1.1524×10^-6 z3^3
8.15734 + 0.240467 z3 + 0.0110892 z3^2 - 0.0000611743 z3^3
46.8939 + 2.19036 z3 - 0.144883 z3^2 + 0.000809612 z3^3
If[
8.15734 + 0.240467 z3 + 0.0110892 z3^2 - 0.0000611743 z3^3 + 2 x3 (-0.0879515 + 0.00630193 z3 - 0.000266273 z3^2 + 1.1524×10^-6 z3^3) > 0,
c2 x3^2 + c1 x3 + c0, 1300]

```



-SurfaceGraphics-



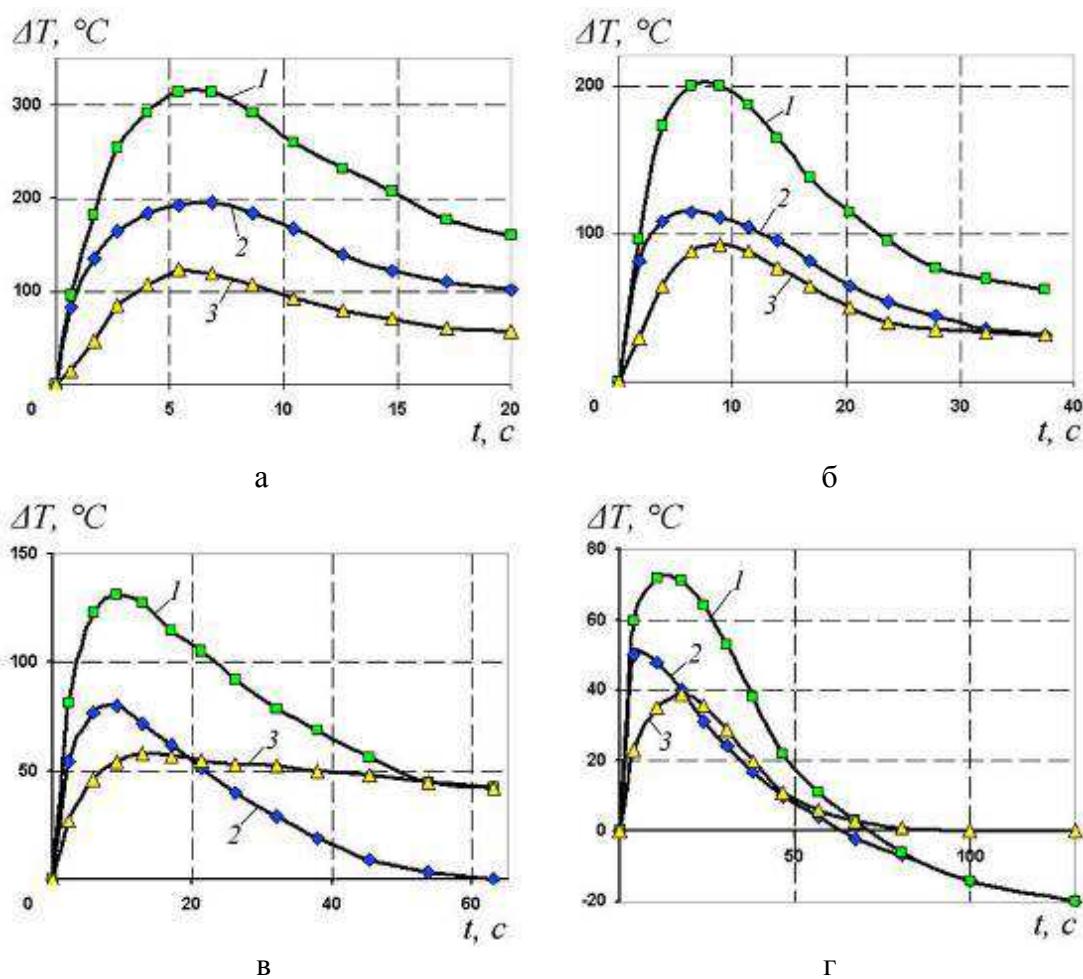
-Graphics3D-

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

Определение зависимости перепада температуры по сечению цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм от скорости индукционного нагрева до заданной температуры

Г1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel

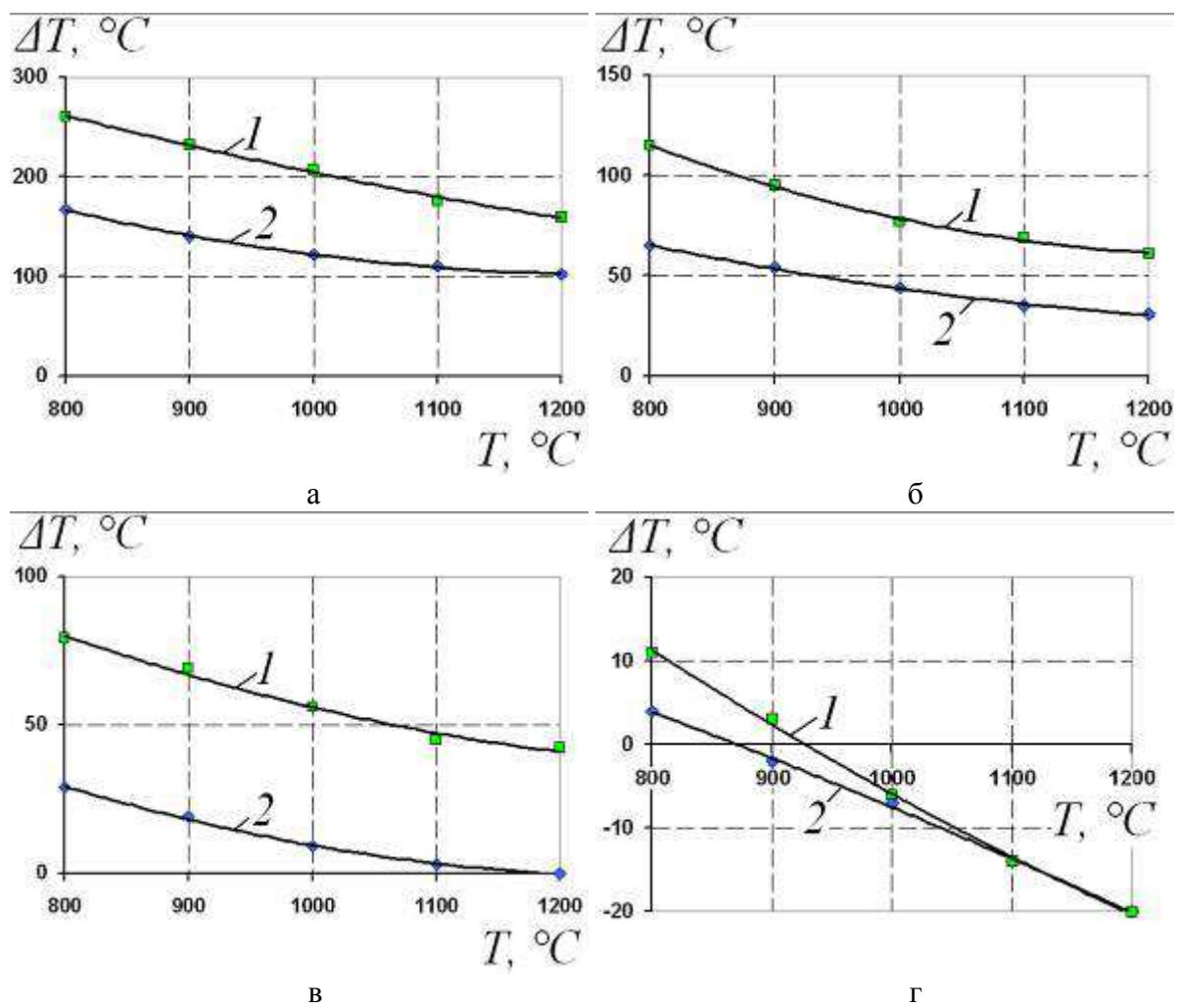
Обработка экспериментальных данных (рисунок Г1.1) показала, что до 800 °С изменение величины перепада температуры по сечению от времени нагрева носит экстремальный характер, что затрудняет построение модели изменения перепада температуры с течением времени при заданной скорости нагрева. Кроме того, с практической точки зрения (горячей пластической



а, б, в, г – режимы СЧ4, СЧ3, СЧ2, СЧ1 соответственно; 1 – между поверхностными и осевыми слоями; 2 - между поверхностными и промежуточными слоями; 3 - между промежуточными и осевыми слоями

Рисунок Г1.1 – Изменение перепада температур между слоями образца с течением времени при заданном режиме нагрева

деформации), изменение перепада температуры сплава по сечению не вызывает интереса в интервале 20-800°C. Поэтому для упрощения расчетов моделирование целесообразно осуществлять в интервале 800-1200 °C. Также с точки зрения упрощения процесса моделирования зависимость перепад температуры-продолжительность нагрева (рисунок Г1.1) преобразована в зависимость перепад температуры-температура нагрева (рисунок Г1.2). Таким образом, после аппроксимации данных (рисунок Г1.2) определены уравнения (Г1.1) - (Г1.8) зависимости перепада температур (у) от температуры нагрева (х) по четырем режимам в интервале 800-1200 °C [R^2 - величина достоверности аппроксимации (квадрат смешанной корреляции)].



а, б, в, г – нагрев по режиму СЧ4, СЧ3, СЧ2, СЧ1 соответственно (см. таблицу 2.4);
1 – между поверхностными и осевыми слоями; 2 - между поверхностными и промежуточными слоями

Рисунок Г1.1 – Зависимость перепада температур между слоями от температуры нагрева при заданном режиме

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ4 (см. таблицу 2.4).

Перепад температур между поверхностными и осевыми слоями:

$$y = 0,000142857142857146 \cdot x^2 - 0,543714285714298 \cdot x + 605,200000000001$$

$$(R^2 = 0,996151193385557). \quad (\Gamma 1.1)$$

Перепад температур между поверхностными и промежуточными слоями:

$$y = 0,000314285714285718 \cdot x^2 - 0,788571428571439 \cdot x + 596,200000000007$$

$$(R^2 = 0,999069058903292). \quad (\Gamma 1.2)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ3 (см. таблицу 2.4).

Перепад температур между поверхностными и осевыми слоями:

$$y = 0,000242857142857145 \cdot x^2 - 0,619714285714293 \cdot x + 455,400000000005$$

$$(R^2 = 0,99732977303074). \quad (\Gamma 1.3)$$

Перепад температур между поверхностными и промежуточными слоями:

$$y = 0,000107142857142857 \cdot x^2 - 0,301285714285716 \cdot x + 237,800000000002$$

$$(R^2 = 0,997639943948684). \quad (\Gamma 1.4)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ2 (см. таблицу 2.4).

Перепад температур между поверхностными и осевыми слоями:

$$y = 0,000114285714285716 \cdot x^2 - 0,326571428571433 \cdot x + 268,200000000003$$

$$(R^2 = 0,987773227983253). \quad (\Gamma 1.5)$$

Перепад температур между поверхностными и промежуточными слоями:

$$y = 0,000128571428571429 \cdot x^2 - 0,331142857142857 \cdot x + 212$$

$$(R^2 = 0,997802197802202). \quad (\Gamma 1.6)$$

Уравнения нагрева слоев по режиму СЧ1 (см. таблицу 2.4).

Перепад температур между поверхностными и осевыми слоями:

$$y = 0,0000357142857142852 \cdot x^2 - 0,15042857142857 \cdot x + 108,799999999999$$

$$(R^2 = 0,998541343787029). \quad (\Gamma 1.7)$$

Перепад температур между поверхностными и промежуточными слоями:

$$y = -0,0000142857142857145 \cdot x^2 - 0,0314285714285704 \cdot x + 38,1999999999992$$

$$(R^2 = 0,998574596135561). \quad (\Gamma 1.8)$$

Несложно заметить, что коэффициенты при переменных x^2 , x , $x=1$ ($k2$, $k1$, $k0$ соответственно) зависят от действительной скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени (z). После аппроксимации данных (таблицы Г1.1 и Г1.2) определены уравнения (Г1.9)-(Г1.14) зависимости коэффициентов $k2$, $k1$ и $k0$ от действительной скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени (z).

Между поверхностными и осевыми слоями:

$$k2 = -0,00000000384593156217617 \cdot z^3 + 0,0000000370765049217828 \cdot z^2 + 0,00000354783581437099 \cdot z - 0,0000437673552767281$$

$$(R^2 = 0,999999999999327). \quad (\Gamma 1.9)$$

$$k1 = 0,000000732212333223628 \cdot z^3 - 0,0000707129893586401 \cdot z^2 -$$

Таблица Г1.1 – Зависимость коэффициентов $k2$, $k1$ и $k0$ от действительной скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени при перепаде температур между поверхностными и осевыми слоями

Скорость z , °C/c	Значение коэффициента		
	$k2$	$k1$	$k0$
137,7946870415	0,000142857	-0,54371	605,2
66,4505289834	0,000242857	-0,61971	455,4
36,0473138525	0,000114286	-0,32657	268,2
19,29178839	3,57143E-05	-0,15043	108,8

Таблица Г1.2 – Зависимость коэффициентов $k2$, $k1$ и $k0$ от действительной скорости нагрева поверхностных слоев в начальный момент времени при перепаде температур между поверхностными и промежуточными слоями

Скорость z , °C/c	Значение коэффициента		
	$k2$	$k1$	$k0$
137,7946870415	0,000314286	-0,78857	596,2
66,4505289834	0,000107143	-0,30129	237,8
36,0473138525	0,000128571	-0,33114	212
19,29178839	-1,42857E-05	-0,03143	38,2

$$- 0,00833247618998507 \cdot z + 0,0313800682447718$$

$$(R^2 = 0,999999999998983). \quad (\Gamma 1.10)$$

$$k0 = 0,000264009391295672 \cdot z^3 - 0,103318274902814 \cdot z^2 + \\ + 14,6059102728103 \cdot z - 136,41740457577$$

$$(R^2 = 0,999999999998458). \quad (\Gamma 1.11)$$

Между поверхностными и промежуточными слоями:

$$k2 = 0,00000000195101851534218 \cdot z^3 - 0,000000433352402719347 \cdot z^2 + \\ + 0,0000278892459891138 \cdot z - 0,000405045127341128$$

$$(R^2 = 0,999999999998976). \quad (\Gamma 1.12)$$

$$k1 = -0,00000402443654847905 \cdot z^3 + 0,000890262556790978 \cdot z^2 - \\ - 0,0576279825090801 \cdot z + 0,777881487717032$$

$$(R^2 = 1,00000000000031). \quad (\Gamma 1.13)$$

$$k0 = 0,00205050529094353 \cdot z^3 - 0,451688670733983 \cdot z^2 + \\ + 30,5151990520365 \cdot z - 397,108781737352$$

$$(R^2 = 0,99999999999152). \quad (\Gamma 1.14)$$

Подстановкой уравнений (Г1.9), (Г1.10) и (Г1.11) в уравнения (Г1.1), (Г1.3), (Г1.5) или (Г1.7); уравнений (Г1.12), (Г1.13) и (Г1.14) в уравнения (Г1.2), (Г1.4), (Г1.6) или (Г1.8) определено уравнение (Г1.15) и (Г1.16) зависимости перепада температуры (у) между различными слоями цилиндрической заготовки из Co-Cr-Mo сплава диаметром 22,2 мм при ее нагреве с заданной скоростью (z) до определенной температуры (x).

Между поверхностными и осевыми слоями:

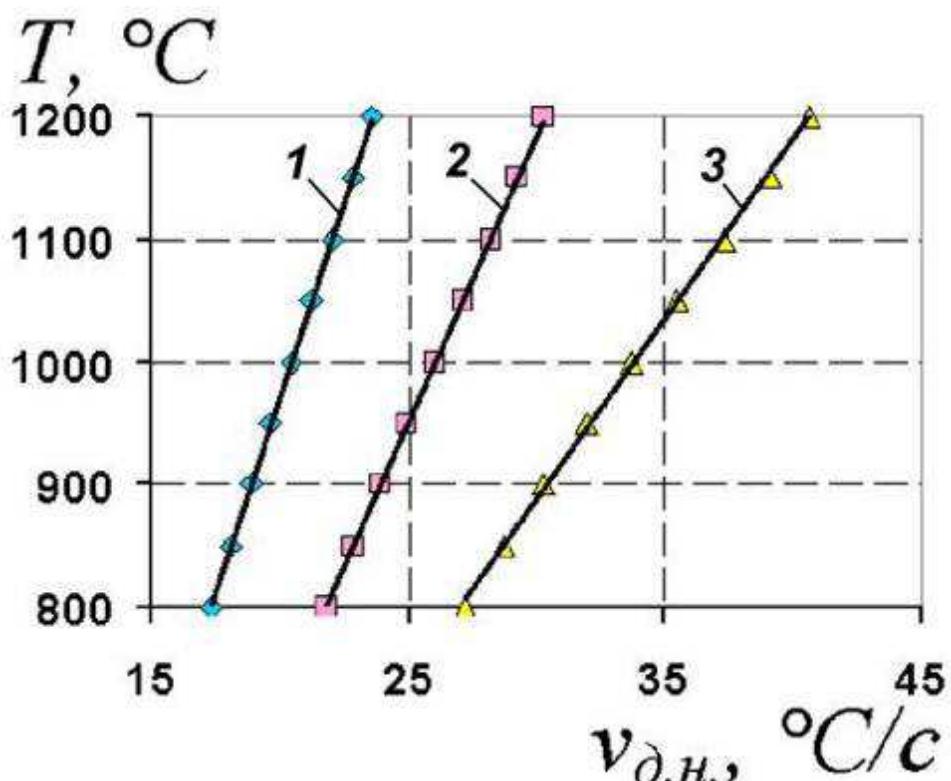
$$y = (-0,000000000384593156217617 \cdot z^3 + 0,0000000370765049217828 \cdot z^2 + \\ + 0,00000354783581437099 \cdot z - 0,0000437673552767281) \cdot x^2 + \\ + (0,000000732212333223628 \cdot z^3 - 0,0000707129893586401 \cdot z^2 - \\ - 0,00833247618998507 \cdot z + 0,0313800682447718) \cdot x + (0,000264009391295672 \cdot z^3 - \\ - 0,103318274902814 \cdot z^2 + 14,6059102728103 \cdot z - 136,41740457577) \quad (\Gamma 1.15)$$

Между поверхностными и промежуточными слоями:

$$\begin{aligned}
 y = & (0,00000000195101851534218 \cdot z^3 - 0,000000433352402719347 \cdot z^2 + \\
 & + 0,0000278892459891138 \cdot z - 0,000405045127341128) \cdot x^2 + \\
 & + (-0,00000402443654847905 \cdot z^3 + 0,000890262556790978 \cdot z^2 - \\
 & - 0,0576279825090801 \cdot z + 0,777881487717032) \cdot x + (0,00205050529094353 \cdot z^3 - \\
 & - 0,451688670733983 \cdot z^2 + 30,5151990520365 \cdot z - 397,108781737352) \quad (\Gamma 1.16)
 \end{aligned}$$

Спроектировав график функции (Г1.15) на плоскость температура-скорость нагрева, при определенных значениях перепада температур (рисунок Г1.3) после аппроксимации данных получим зависимость (Г1.17).

$$\begin{aligned}
 x = & (-0,000758644329858338 \cdot y^2 - 0,651939227847038 \cdot y + \\
 & + 63,7933469330559) \cdot z + (0,124010441998352 \cdot y^2 + 0,0794978082474671 \cdot y - \\
 & - 304,878720781505) \quad (\Gamma 1.17)
 \end{aligned}$$



1, 2, 3 – перепад температур 0, 25 и 50°C соответственно

Рисунок Г1.3 – Температурно-скоростная зависимость нагрева образцов диаметром 22,2 мм с различным перепадом температур между слоями

Г2 Программа для построения графиков изменения перепада температуры между слоями заготовки

В пакете Mathematica 5.0 набирается программа (y_1 и y_2 – перепад температуры между поверхностными и осевыми слоями и между поверхностными и промежуточными слоями соответственно, x_1 , x_2 и z_1 , z_2 –

температура и скорость нагрева при заданном перепаде температур между слоями):

```

a2=-0.000000481477011292031*z1^2+0.0000853338976402266*z1-
0.00011803351568275
a1=0.0000915421463630456*z1^2-
0.01782428339162134*z1+0.172772596196229
a0=-0.0448149177851973*z1^2+11.1835065138218*z1-
85.4363522982479
y1=a2*x1^2+a1*x1+a0
Plot3D[y1,{x1,1000,1200},{z1,19.2917883854,137.7946870415},Pl
otRange→{0,200},ClipFill→None,ViewPoint→{2.270,-
3.240,1.047},BoxRatios→{5,2,1},AxesLabel→{"x1","z1","y1"},FaceGri
ds→All]
b2=0.00000000195101851534218*z2^3-
0.000000433352402719347*z2^2+0.0000278892459891138*z2-
0.000405045127341128
b1=-0.00000402443654847905*z2^3+0.000890262556790978*z2^2-
0.0576279825090801*z2+0.777881487717032
b0=0.00205050529094353*z2^3-
0.451688670733983*z2^2+30.5151990520365*z2-397.108781737352
y2=b2*x2^2+b1*x2+b0
Plot3D[y2,{x2,1000,1200},{z2,19.2917883854,137.7946870415},Pl
otRange→{0,200},ClipFill→None,ViewPoint→{2.270,-
3.240,1.047},BoxRatios→{5,2,1},AxesLabel→{"x2","z2","y2"},FaceGri
ds→All]

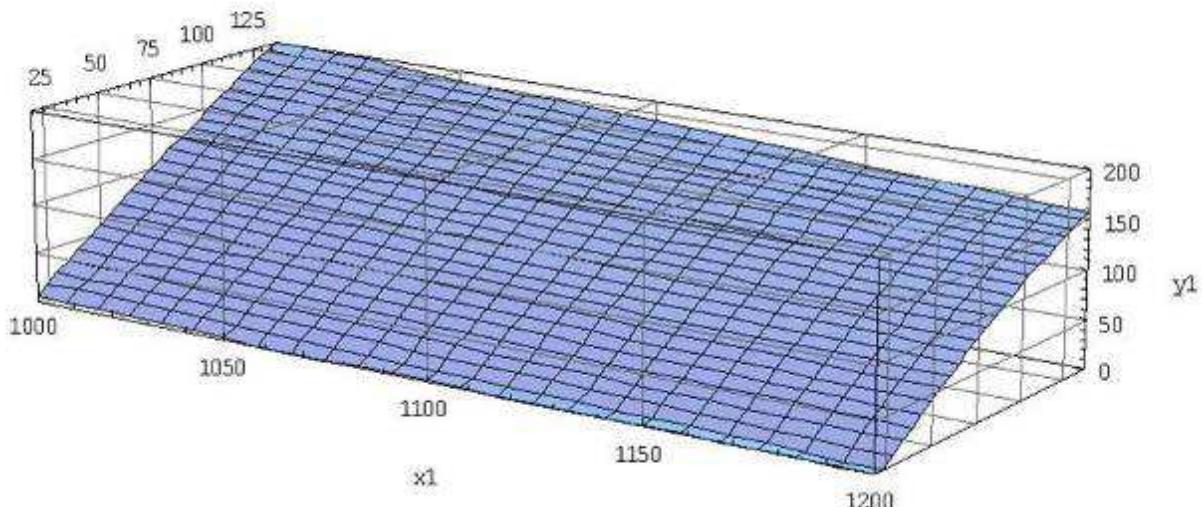
```

Результат выполнения программы:

```

-0.000118034 + 8.53339×10-6 z1 - 4.81477×10-8 z12
0.172773 - 0.0178243 z1 + 0.0000915421 z12
-85.4364 + 11.1835 z1 - 0.0448149 z12
-85.4364 + 11.1835 z1 - 0.0448149 z12 +
x12 (-0.000118034 + 8.53339×10-6 z1 - 4.81477×10-8 z12) + x1 (0.172773 - 0.0178243 z1 + 0.0000915421 z12)
z1

```

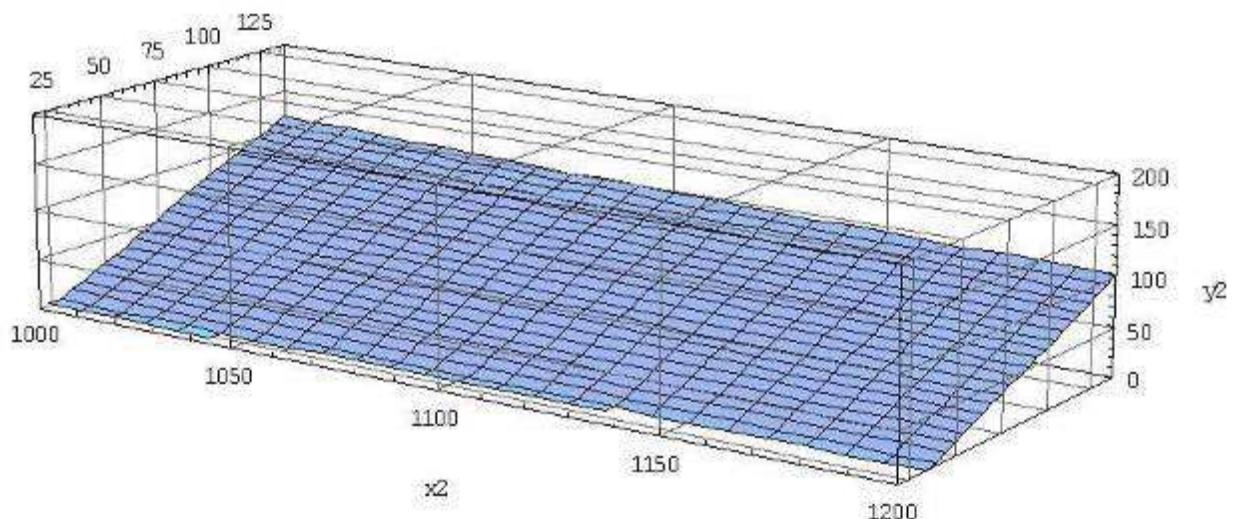


```

-SurfaceGraphics-
-0.000405045 + 0.0000278892 z2 - 4.33352×10-7 z22 + 1.95102×10-9 z23

```

$$\begin{aligned}
& 0.777881 - 0.057628 z2 + 0.000890263 z2^2 - 4.02444 \times 10^{-6} z2^3 \\
& -397.109 + 30.5152 z2 - 0.451689 z2^2 + 0.00205051 z2^3 \\
& -397.109 + 30.5152 z2 - 0.451689 z2^2 + 0.00205051 z2^3 + z2 (0.777881 - 0.057628 z2 + 0.000890263 z2^2 - 4.02444 \times 10^{-6} z2^3) + \\
& z2^2 (-0.000405045 + 0.0000278892 z2 - 4.33352 \times 10^{-7} z2^2 + 1.95102 \times 10^{-3} z2^3)
\end{aligned}$$



-SurfaceGraphics-

ПРИЛОЖЕНИЕ Д

Расчет оптимального времени индукционного нагрева цилиндрической заготовки диаметром 22,2 мм под пластическое деформирование

В настоящей работе (раздел 4.1) рекомендован оптимальный интервал температур нагрева заготовки под деформацию 1120-1170°C. Поэтому имеет смысл рассчитать продолжительность индукционного нагрева заготовки таким образом, чтобы перепад температур по сечению составлял 50°C и температура заготовки не выходила за пределы предложенного интервала. Расчет осуществлялся по эмпирическим формулам, полученным в данной работе, и, для сравнения, по известным в литературных источниках зависимостях.

Д.1 Расчет продолжительности нагрева заготовки по эмпирическим зависимостям, полученным в данной работе

Для определения оптимальной скорости нагрева можно воспользоваться формулой (Г1.15):

$$y = (-0,00000000384593156217617 \cdot z^3 + 0,0000000370765049217828 \cdot z^2 + \\ + 0,00000354783581437099 \cdot z - 0,0000437673552767281) \cdot b^2 + \\ + (0,000000732212333223628 \cdot z^3 - 0,0000707129893586401 \cdot z^2 - \\ - 0,00833247618998507 \cdot z + 0,0313800682447718) \cdot b + (0,000264009391295672 \cdot z^3 - \\ - 0,103318274902814 \cdot z^2 + 14,6059102728103 \cdot z - 136,41740457577),$$

где y – перепад температур по сечению заготовки, °C;

b – температура нагрева поверхностного слоя заготовки, °C

z – действительная скорость нагрева поверхностных слоев заготовки в начальный момент времени, °C/с.

Данное уравнение при заданных $y=1170-1120=50$ °C и $b=1170$ °C удобно решать в программе Excel при помощи команды «подбор параметра». После решения уравнения, определено, что $z=39,7280623427539$ °C/с. Снижать точность расчетов не рекомендуется, поскольку это существенно отразится на величине скорости нагрева и последующих расчетах.

Оптимальную продолжительность нагрева можно рассчитать по формуле (Г1.33):

$$b = (-0,000000356078365905312 \cdot z^3 + 0,0000108350493792937 \cdot z^2 - \\ - 0,00709137929099735 \cdot z + 0,0691850479006976) \cdot k^2 +$$

$$(0,0000305784881001747 \cdot z^3 - 0,00737986557120796 \cdot z^2 + 1,11558332595377 \cdot z - 1,22000338785189) \cdot k,$$

где b - температура нагрева поверхностного слоя заготовки, $^{\circ}\text{C}$;
 k – продолжительность нагрева заготовки, с;
 z - действительная скорость нагрева поверхностных слоев заготовки в начальный момент времени, $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

Данное уравнение при заданных $b=1170^{\circ}\text{C}$ и $z=39,7280623427539^{\circ}\text{C}/\text{s}$ удобно решать в программе Excel при помощи команды «подбор параметра». Продолжительность нагрева (k) можно найти также представив зависимость в виде квадратного уравнения. При этом необходимо выбирать меньший корень уравнения. Например, подставив в уравнение (Г1.33) известные значения u и z и преобразовав его, получим квадратное уравнение (Г1.1):

$$-0,217767925784699 \cdot k^2 + 33,3695588005803 \cdot k - 1170 = 0 \quad (\text{Г1.1})$$

Дискриминант: $D = 33,3695588005803^2 - 4 \cdot (-0,217767925784699) \cdot (-1170) = 94,3735618729953 > 0$;

$$k_1 = (-33,3695588005803 - 9,71460559533918) / (2 \cdot (-0,217767925784699)) = 54,3122985628014;$$

$$k_2 = (-33,3695588005803 + 9,71460559533918) / (2 \cdot (-0,217767925784699)) = 98,9221994944185.$$

Таким образом, определили время индукционного нагрева заготовки диаметром 22,2 мм, обеспечивающее перепад температуры по сечению 50°C при условии, что температура отдельных слоев образца не выходит за допустимый интервал нагрева $1120-1170^{\circ}\text{C}$, равное $k_1 = 54$ с. Недостаток приведенных в разделе формул состоит в том, что они не дают представление о нагреве заготовок, имеющих диаметр отличный от 22,2 мм.

Д.2 Расчет продолжительности нагрева по полуэмпирическим зависимостям полученным другими авторами

Для расчета продолжительности нагрева можно воспользоваться формулой [154, (5.11)]:

$$\tau = \frac{d^2}{4a} \frac{S_1 - \left(\frac{t_{II}}{t_{I}} \right) S_2}{\left(\frac{t_{II}}{t_{I}} \right) - 1}, \quad (\text{Д2.1})$$

где τ – время нагрева цилиндрической заготовки, с;
 d – диаметр заготовки, м;
 S_1, S_2 – функции, зависящие от относительной глубины активного слоя $\alpha=1-\zeta/r$ и относительной координаты $\beta=1-x/r$;
 ζ – глубина активного слоя, в котором выделяется теплота, м;
 r – радиус заготовки, м;
 x – координата, м;
 t_p – температура на поверхности цилиндра, °C;
 t_c – температура в центре сечения, °C;
 a – температуропроводность материала, м²/с.

При $x=0, \beta=1$ точка с искомой температурой находится на поверхности заготовки и тогда функция $S=S_1$; при $x=r, \beta=0$ точка с искомой температурой находится в центре сечения и тогда функция $S=S_2$. Значения функций S_1 и S_2 можно найти из [154, рисунок 5.1] или таблицы Д2.1. Глубинный нагрев характеризуется тем, что толщину поверхностного активного слоя ζ можно приближенно (при $d>5\Delta_\Gamma$) приравнять слою горячей глубины проникновения Δ_Γ , значение которого можно взять из таблицы Д2.2. Многочисленные экспериментальные исследования микроструктуры заготовок из Co-Cr-Mo сплава диаметром 22,2 мм при индукционном нагреве с частотой тока 8 кГц (см. раздел 3.4) показали, что на протяжении приблизительно 3-4 мм от поверхности заготовки наблюдается относительная структурная однородность.

Таблица Д2.1 – Значения функций S_1 и S_2 в зависимости от α и β при нагреве цилиндра [154]

α	S_1 при $\beta=1$	S_2 при $\beta=0$
1,0	0,1250	-0,1250
0,9	0,1013	-0,1237
0,8	0,0800	-0,1183
0,7	0,0613	-0,1100
0,6	0,0450	-0,0987

Таблица Д2.2 – Оптимальное применение стандартных частот тока для нагрева сталей [154]

Частота тока, Гц	Глубина проникновения Δ_Γ , мм	Оптимальный диапазон диаметров заготовок, мм
50	76	266-608
500	25	88-200
1000	17	60-136
2500	11	39-88
4000	9	32-72
8000	6	21-48
10000	5	18-40

Свыше 3-4 мм происходит плавное изменение структуры соответственно перепаду температур по сечению заготовки. Данный факт дает основание полагать, что выделение основной теплоты происходит в зоне, характеризующейся повышенной структурной однородностью, а значение глубины проникновения у Co-Cr-Mo сплава составляет приблизительно 3,5 мм, что почти в 1,7 раза меньше чем у сталей.

Коэффициент температуропроводности материала a можно вычислить по известной формуле (Д2.2). Значения коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости можно взять из таблицы Д2.3. При известном значении плотности Co-Cr-Mo сплава ($\rho=8276 \text{ кг}/\text{м}^3$ [121]) рассчитан и сведен в таблицу Д2.3 коэффициент температуропроводности.

$$a = \frac{\lambda}{\rho c}, \quad (\text{Д2.2})$$

где λ – коэффициент теплопроводности, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$;

Таблица Д2.2 – Физические свойства Co-Cr-Mo сплава [121]

Температура, $^{\circ}\text{C}$	Коэффициент теплопроводности, $\text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	Удельная теплоемкость, $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$	Коэффициент температуропроводности, $\text{м}^2/\text{с}$
23	12,766	451,9	$3,41344 \cdot 10^{-6}$
100	14,481	468,6	$3,73401 \cdot 10^{-6}$
300	18,334	514,6	$4,30494 \cdot 10^{-6}$
600	25,264	589,9	$5,17492 \cdot 10^{-6}$
900	29,152	648,5	$5,43173 \cdot 10^{-6}$
1000	31,596	656,9	$5,81182 \cdot 10^{-6}$
1100	33,055	673,6	$5,92945 \cdot 10^{-6}$
1177	35,022	-	-

ρ – плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$;

c – удельная теплоемкость, $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$.

В работе [154] показано, что результаты расчета времени нагрева по формуле (Д2.1) получаются близкими к полученным экспериментально, если в указанную формулу при $3 \leq d/\Delta_T \leq 6$ ввести поправочный коэффициент, равный удвоенному значению перепада температур. При более широком диапазоне отношения $3 \leq d/\Delta_T \leq 10$ в формулу (Д2.1) следует ввести поправочный коэффициент, который при заданном перепаде температур в 150°C приблизительно равен 1,5 от заданного перепада, при 100°C имеет удвоенное значение перепада температур, при 50°C – утроенное, а при 25°C – принимает значение 4,5. Таким образом, после подстановки в выражение (Д2.1) значений

температур $t_{\Pi}=1170$ °C, $t_{\Gamma}=1170 - (2 \cdot 50) = 1070$ °C и среднего значения коэффициента температуропроводности при нагреве до 1100°C, равного $4,8 \cdot 10^{-6}$ м²/с, определена полуэмпирическая формула (Д2.3) для расчета времени нагрева Co-Cr-Mo сплавов в интервал температур 1120-1170°C при допустимом перепаде температур по сечению заготовки в 50°C.

$$\tau = 0,56 \cdot 10^6 d^2 (S_1 - 1,09 S_2), \quad (\text{Д2.3})$$

Подстановкой в выражение (Д2.3) значений $d=22,22 \cdot 10^{-3}$ м; $\zeta=\Delta_{\Gamma}=3,5$ мм; $\alpha=1-3,5/11,11 \approx 0,7$; $S_1=0,0613$; $S_2=-0,11$ определено, что

$$\tau = 0,56 \cdot 10^6 (22,22 \cdot 10^{-3})^2 (0,0613 - 1,09 \cdot (-0,1100)) = 50,1.$$

Таким образом, время индукционного нагрева заготовки диаметром 22,2 мм токами частотой 8 кГц в интервал температур 1120-1170°C при допустимом перепаде температур по сечению заготовки в 50°C составляет 50 с, что отличается от величины, полученной в разделе Д1 на $((54-50)/50)*100=8\%$.

ПРИЛОЖЕНИЕ Е

Моделирование изменения размера зерна Со-Cr-Мо сплава после индукционного нагрева до температуры 1050-1200 °С и последующей горячей пластической деформации с интенсивностью локальных деформаций 0,01-0,7

E1 Аппроксимация экспериментальных данных при помощи программы Excel

Фактическая степень деформации образцов, осаженных с заданной степенью при различных температурах, отличается вследствие нежесткости кривошипно-шатунного механизма пресса и изменяющегося с температурой сопротивления сплава деформированию (рисунок Е1.1). Локальные деформации соответствующих слоев указанных образцов также отличаются. Поскольку величины локальных деформаций не превосходят величину погрешности (Е1.1), связанной с нежесткостью кривошипно-шатунного механизма пресса (рисунок Е1.2), поэтому с достаточной степенью вероятности можно предположить, что при постоянной степени осадки температура в исследованном интервале не влияет на изменение величины локальных деформаций. Погрешность сделанного допущения не превышает 5-15%. Изучение координатной сетки вдоль осей симметрии деформированного образца показало, что при приближении к оси образца, значения локальных деформаций увеличиваются, при приближении к боковой поверхности –

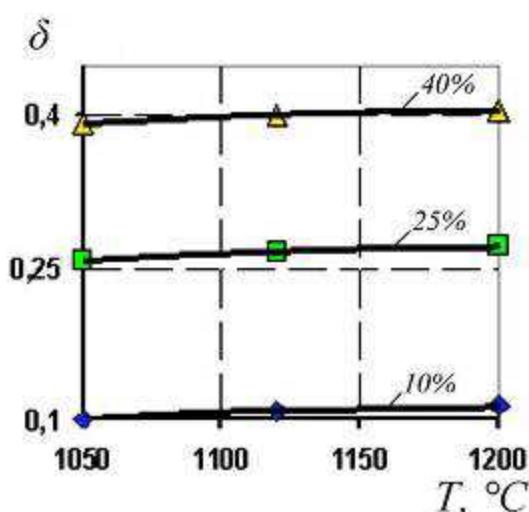


Рисунок Е1.1 – Изменение фактической степени деформации образцов с повышением температуры нагрева при заданной величине осадки (10%, 25% и 40%)

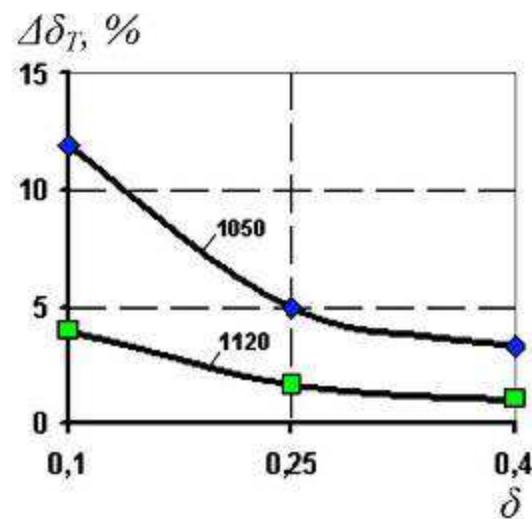


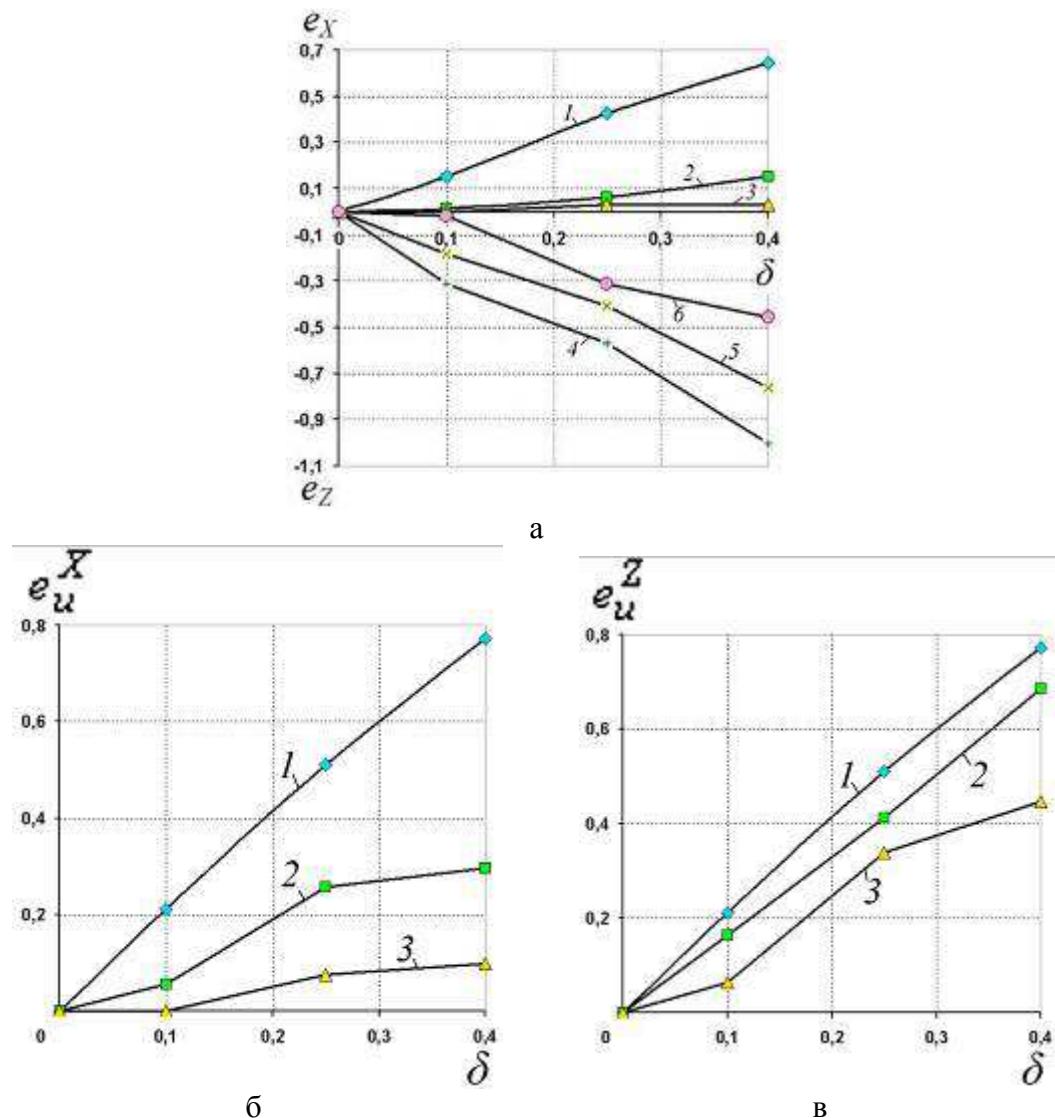
Рисунок Е1.2 – Процентное отношение разности фактических степеней деформаций при 1200°C и 1050°C , 1120°C к фактической степени деформации при 1200°C при изменении заданных значений осадки и температуры

уменьшаются (рисунок Е1.3, а). Интенсивность локальных деформаций увеличивается с ростом степени деформации, а наибольшую ее величину имеют осевые слои образца (рисунок Е1.3, б, в).

$$\Delta\delta_T = \frac{\delta_{1200}^\varepsilon - \delta_T^\varepsilon}{\delta_{1200}^\varepsilon} \cdot 100\%, \quad (3.4)$$

где $\Delta\delta_T$ – процентное отношение разности фактических степеней деформаций при 1200°C и 1050°C, 1120°C к фактической степени деформации при 1200°C при изменении заданных значений осадки и температуры;

$\delta_{1200}^\varepsilon$ - фактическая степень деформации образца при 1200°C и величине осадки ε



а – изменение локальных деформаций; б, в – изменение интенсивности локальных деформаций; 1,4 – осевых слоев; 2,5 – промежуточных слоев; 3,6 – поверхностных слоев;

1, 2, 3 – вдоль горизонтальной оси (Х); 4,5,6 – вдоль вертикальной оси (Z)

Рисунок 3.32 - Зависимость локальных деформаций и их интенсивностей в различных слоях образца вдоль его осей от степени осадки

(10, 25 и 40%);

δ_T^ε - фактическая степень деформации образца при заданных температурах Т (1050 и 1120°C) и величине осадки ε (10, 25 и 40%).

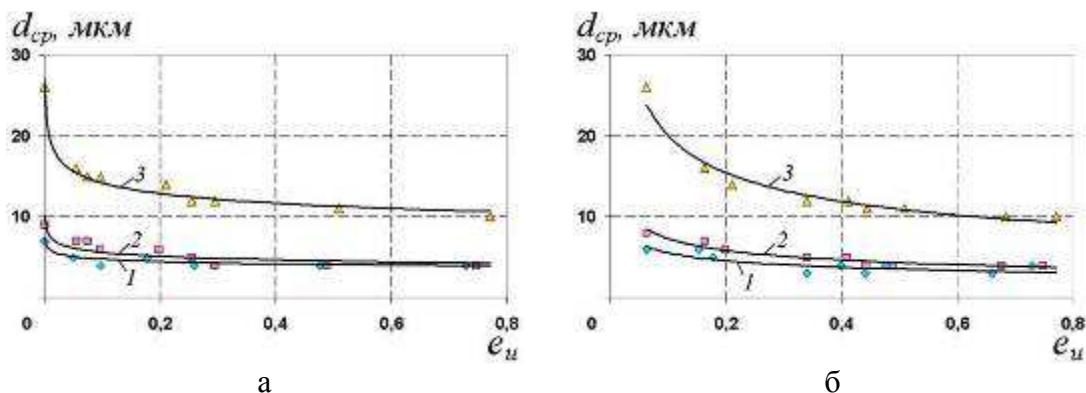
Аппроксимацией экспериментальных данных (рисунок Е1.4) определили уравнения (Е1.2)-(Е1.7) зависимости среднего диаметра зерна (у) от интенсивности локальных деформаций (x) при определенной температуре (z) [R^2 - величина достоверности аппроксимации (квадрат смешанной корреляции)].

Вдоль вертикальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2).

При $z=1050$ °C:

$$y = 3,85866691994114 \cdot x^{-0,093643327398668}$$

$$(R^2 = 0,590091152934106). \quad (\text{E1.2})$$



а, б – вдоль вертикальной и горизонтальной осей симметрии соответственно;

1 - 1050 °C; 2 - 1120 °C; 3 - 1200 °C

Рисунок Е1.4 – Изменение среднего диаметра зерна при заданных интенсивности локальных деформаций и температуре нагрева вдоль осей симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2)

При $z=1120$ °C:

$$y = 4,16348765508522 \cdot x^{-0,130789921298162}$$

$$(R^2 = 0,763457490791565). \quad (\text{E1.3})$$

При $z=1200$ °C:

$$y = 10,2878596860563 \cdot x^{-0,14022671636307}$$

$$(R^2 = 0,967650451234403). \quad (\text{E1.4})$$

Вдоль горизонтальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2).
При z=1050 °C:

$$y = 2,9316450853312 \cdot x^{-0,278658435455683} \\ (R^2 = 0,62395974703106). \quad (E1.5)$$

При z=1120 °C:

$$y = 3,48099411148289 \cdot x^{-0,323486506448582} \\ (R^2 = 0,914022213702106). \quad (E1.6)$$

При z=1200 °C:

$$y = 8,4382050215008 \cdot x^{-0,376225483012711} \\ (R^2 = 0,963786977533911). \quad (E1.7)$$

Несложно заметить, что коэффициенты (множитель k1 и показатель степени k2) при переменной x зависят от температуры (z). После аппроксимации данных (таблицы Е1.1 и Е1.2) определены уравнения (Е1.8)-(Е1.11) зависимости коэффициентов от температуры (z):

Вдоль вертикальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2).

$$k1 = 0,00048133378971 \cdot z^2 - 1,0401397417402 \cdot z + 565,334892591808 \\ (R^2 = 1). \quad (E1.8)$$

$$k2 = 0,000002751371259 \cdot z^2 - 0,006501141258794 \cdot z + 3,6991681814761 \\ (R^2 = 1). \quad (E1.9)$$

Таблица Е1.1 – Зависимость коэффициентов k1 и k2 от температуры нагрева образца. Вдоль вертикальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2)

Температура, °C	Значение коэффициента	
	k1	k2
1050	3,858667	-0,09364
1120	4,163488	-0,13079
1200	10,28786	-0,14023

Таблица Е1.2 – Зависимость коэффициентов k1 и k2 от температуры нагрева образца. Вдоль горизонтальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2)

Температура, °C	Значение коэффициента	
	k1	k2
1050	2,931645	-0,27866
1120	3,480994	-0,32349
1200	8,438205	-0,37623

Вдоль горизонтальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2).

$$k_1 = 0,000360781954297 \cdot z^2 - 0,775048997592814 \cdot z + 418,97098794582$$

$$(R^2 = 1). \quad (E1.10)$$

$$k_2 = -0,000000125574619 \cdot z^2 - 0,000367904090703 \cdot z + 0,246086877357863$$

$$(R^2 = 1). \quad (E1.11)$$

Подстановкой уравнений (Е1.8), (Е1.9) в уравнения (Е1.2), (Е1.3) или (Е1.4); уравнений (Е1.10), (Е1.11) в уравнения (Е1.5), (Е1.6) или (Е1.7) определены уравнения (Е1.12) и (Е1.13) зависимости среднего диаметра зерна (у) от интенсивности локальных деформаций (x) при индукционном нагреве до заданной температуры (z).

Вдоль вертикальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2):

$$y = (0,00048133378971 \cdot z^2 - 1,0401397417402 \cdot z + 565,334892591808) \cdot e^{(0,000002751371259 \cdot z^2 - 0,006501141258794 \cdot z + 3,6991681814761)}. \quad (E1.12)$$

Вдоль горизонтальной оси симметрии образца ОД22 (см. рисунок 2.2):

$$y = (0,000360781954297 \cdot z^2 - 0,775048997592814 \cdot z + 418,97098794582) \cdot e^{(-0,000000125574619 \cdot z^2 - 0,000367904090703 \cdot z + 0,246086877357863)}. \quad (E1.13)$$

E2 Программа для построения графиков изменения среднего диаметра зерна сплава после термо-механического воздействия

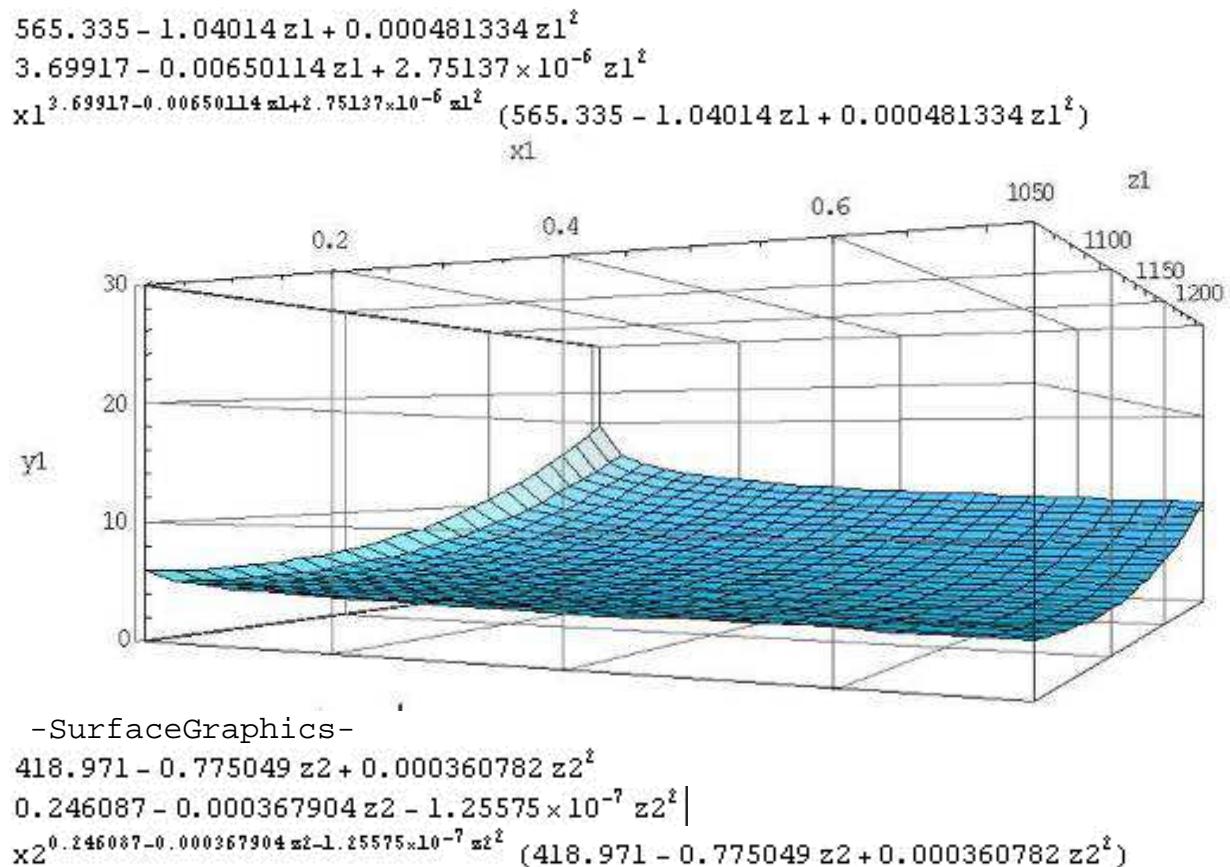
В пакете Mathematica 5.0 набирается программа (y1 и y2 – перепад температуры между поверхностными и осевыми слоями и между поверхностными и промежуточными слоями соответственно, x1, x2 и z1, z2 – температура и скорость нагрева при заданном перепаде температур между слоями):

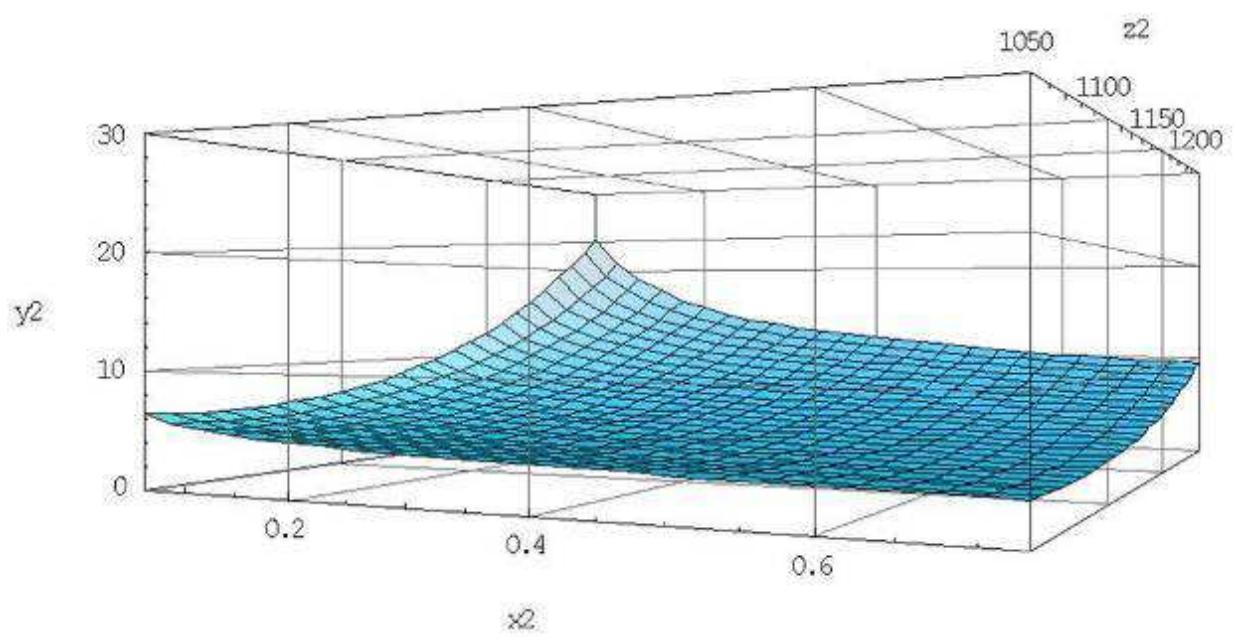
```

a1=0.00048133378971*z1^2-1.0401397417402*z1+565.334892591808
a2=0.000002751371259*z1^2-0.006501141258794*z1+3.6991681814761
y1=a1*x1^a2
Plot3D[y1,{x1,0.01,0.73},{z1,1050,1200},PlotRange→{0,30},ViewPoint->{0.800,-1.730,0.000},AxesLabel→{"x1","z1","y1"},FaceGrids→All]
b1=0.000360781954297*z2^2-0.775048997592814*z2+418.97098794582
b2=-0.000000125574619*z2^2-0.000367904090703*z2+0.246086877357863
y2=b1*x2^b2
Plot3D[y2,{x2,0.06,0.73},{z2,1050,1200},PlotRange→{0,30},ViewPoint->{0.800,-1.730,0.000},AxesLabel→{"x2","z2","y2"},FaceGrids→All]

```

Результат выполнения программы:





-SurfaceGraphics-

ПРИЛОЖЕНИЕ Ж

Практические рекомендации для разработки технологического процесса изготовления полуфабрикатов из Со-Cr-Мо сплава с применением методов обработки давлением

Утверждаю
Директор ЗАО "Алтимед"
А.Д.Доста

"___" 2007г.

Утверждаю
Директор ФТИ НАН Беларуси,
академик

А.И.Гордиенко
"___" 2007г.

г.Минск

2007г.

РЕКОМЕНДАЦИИ для разработки технологического процесса изготовления поковок имплантатов из сплава системы Со-Cr-Мо по договору №2004/50 (№2004/50-АЛ).

Настоящие рекомендации составлены представителями соисполнителей проекта "Разработать и освоить в производстве технологические процессы изготовления деталей ортопедических имплантатов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации": руководителем задания - гл. конструктором проекта лаборатории точной штамповки ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" Данильчиком И.К., научным сотрудником лаборатории точной штамповки Красиковым В.Л. и согласованы с директором ЗАО "Алтимед" Достой А.Д. в следующем.

1. В соответствии с координационным планом работ по инновационному проекту (ф.№02ИП), согласно договору №2004/50 от 31.03.04 между НАН Беларуси и ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" и договору №2004/50-АЛ от 16.04.04 между ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" и ЗАО "Алтимед" выполнен комплекс работ по подготовке производства, разработке и освоению технологии формообразования и изготовлению промышленных партий поковок имплантатов из сплава системы Со-Cr-Мо.

2. Получены научные данные о влиянии индукционного нагрева и горячей пластической деформации на структурные изменения в сплаве системы Со-Cr-Мо, что позволило сформулировать рекомендации по изготовлению поковок деталей ответственного назначения из данного сплава.

2.1 Высокий комплекс эксплуатационных свойств (восоко- и низкотемпературную прочность, коррозионную стойкость, износостойкость,

биосовместимость) сплавы на основе кобальта приобретают благодаря легированию кобальта (мас. %): хромом (25-31%), молибденом (4-7%), углеродом и азотом (до 0,4% каждого), - которое обуславливает формирование в структуре сплавов твердых растворов внедрения и замещения, термически стабильных упрочняющих фаз (интерметаллидов и карбидов). В то же время указанные структурные особенности вызывают при обработке сплавов давлением определенные трудности, связанные, в основном, с их низкой технологической пластичностью, узким интервалом температур деформации и высоким сопротивлением сплава деформированию, что обуславливает необходимость осуществления обработки преимущественно в условиях всестороннего неравномерного сжатия. Таким образом, можно сформулировать первую рекомендацию: **Изготовление полуфабрикатов из Со-Cr-Мо сплава пластическим деформированием необходимо осуществлять в условиях всестороннего неравномерного сжатия заготовки.**

2.2 Значительное влияние на склонность сплава к деформированию оказывают примеси (оксиды и т.п.). Так, при концентрации примесных элементов выше 0,01 мас. % внутри зерен мягкой матрицы сплава и/или по их границам образуются некогерентные фазы, которые при пластической деформации вызывают интер- и/или транскристаллитное растрескивание сплава. Поэтому **для успешного формообразования поковок необходимо применять сплавы с ограниченным содержанием примесных элементов (до 0,01 мас. %).**

2.3 Деформируемость сплавов ухудшается с увеличением размера зерен заготовки. Крупнозернистые отливки (270-1400 мкм) с эвтектической структурой, полученные традиционными способами литья, не рекомендуется использовать для обработки давлением вследствие их неудовлетворительной технологической пластичности. Удовлетворительными технологическими свойствами обладают сплавы с размером зерна 10-80 мкм и отсутствием расположенных в объеме зерен и по их границам мелкодисперсных упрочняющих фаз, препятствующих свободному перемещению дислокаций при пластическом деформировании. Заготовку с указанными характеристиками получают, например, литьем под давлением с ускоренным отводом теплоты из отливки или методами порошковой металлургии. Таким образом, следующую рекомендацию можно сформулировать так: **заготовка, предназначенная для горячей пластической деформации, должна обладать удовлетворительной технологической пластичностью, обусловленной мелкозернистой структурой (10-80 мкм) и отсутствием мелкодисперсных упрочняющих фаз по объему и границам зерен.**

2.4 Относительно продолжительный по времени традиционный печной нагрев заготовок под деформирование в интервал температур деформаций,

находящийся выше 0,8 от температуры плавления, способствует окислению и газонасыщению поверхности заготовок, значительному росту зерна, а, значит, и ухудшению склонности сплавов к деформированию. Поэтому, с точки зрения уменьшения времени воздействия факторов, ухудшающих технологические свойства сплава, нагрев заготовок под деформирование целесообразно осуществлять с использованием скоростных способов, в частности, индукционного нагрева.

2.5 Деформирование сплава, нагретого индукционным способом ниже 1120°C способствует интенсивному его упрочнению, пропорциональному степени деформации. Ниже 1050°C существенно повышается сопротивление сплава деформированию и процесс обработки давлением становится практически невозможным. Деформирование со степенями выше 10% после индукционного нагрева заготовки в интервал 1050-1120°C не рекомендуется в связи с повышенной вероятностью образования микротрещин и, следовательно, резким ухудшением механических свойств изделия. Таким образом, нагрев заготовки в интервал температур 1050-1120°C целесообразно осуществлять лишь для последующего деформирования с малыми (до 10%) степенями с целью повышения механических характеристик изделий.

2.6 Индукционный нагрев выше 1170°C вызывает в микроструктуре сплава необратимые изменения: образование сетки из упрочняющих фаз по границам зерен, формирование неравновесной эвтектики, окисление границ зерен, - значительно ухудшающие его технологическую пластичность. В связи с этим, нагрев заготовки или отдельных ее областей выше данной температуры не рекомендуется. Деформирование сплава после нагрева в интервал температур 1120-1170°C, не вызывающего значительного ухудшения технологической пластичности заготовки, обусловливает протекание процесса динамической рекристаллизации и обеспечивает относительно однородные структурные и механические характеристики по сечению поковки. Таким образом, оптимальным температурным интервалом индукционного нагрева сплава под горячую пластическую деформацию является 1120-1170°C.

2.7 Нагрев заготовки с неконтролируемой или высокой скоростью (продолжительностью) обуславливает достижение в отдельных ее областях (поверхностном слое) температур, выходящих за пределы оптимального интервала (1120-1170°C). Указанный нагрев (с расчетом на выравнивание температуры по сечению перед деформированием до заданного перепада) обуславливает в поверхностном слое заготовки структурные изменения, которые необратимо ухудшают технологические свойства сплава. Поэтому продолжительность индукционного нагрева заготовки должна

обеспечивать относительно равномерный прогрев заготовки по сечению с заданным перепадом температур 50°C в области температур 1120-1170°C.

2.8 Учитывая жесткие требования к температурно-скоростным условиям нагрева заготовок (перепад температур по сечению не более 50°C, нагрев с максимально возможной скоростью для подавления роста зерна), а также особенности индукционного нагрева сплава (глубина проникновения тока в 1,5-1,7 раза и средний коэффициент температуропроводности в 1,3 раза, чем у сталей), очевидно, что **для индукционного нагрева следует выбирать заготовки наименьшего возможного диаметра.**

2.9 Однородность структуры и механических свойств по сечению поковки существенно зависит от величины интенсивности локальных деформаций (степени деформации локальных областей поковки). Значение интенсивности локальных деформаций менее 0,1 при деформировании заготовки, нагретой до 1120-1170°C, обусловливают значительный рост зерна (в среднем в 1,5-2 раза) и формирование разнозернистости. Величины интенсивности локальных деформаций более 0,7 могут стать причиной возникновения трещин, особенно при наличии концентраторов напряжений. Поэтому **при изготовлении полуфабрикатов необходимо гарантировать, чтобы интенсивность локальных деформаций в объеме нагретой до 1120-1170°C поковки находилась в интервале 0,1-0,7.**

2.10 Значительный вклад в формирование неоднородности структурных и механических характеристик по сечению поковки вносит подстуживание слоев заготовки, примыкающих к более холодной оснастке. Температура нагрева штамповой оснастки при деформировании, ограничивается способностью материала инструмента сохранять свои функциональные свойства и для быстрорежущих сталей составляет, как правило, 300-400°C. Для повышения однородности структурных и механических свойств по сечению поковки штамповую оснастку необходимо подогревать до максимально возможной температуры.

2.11 Результаты исследований, проводившихся сотрудниками ГНУ «ФТИ НАН Беларусь» 20-30 лет назад, показали, что использование некачественной смазки обусловливает увеличение усилия деформации до 2 раз, поэтому **особое внимание необходимо уделять применению высоконесущих консистентных технологических смазок на основе битума, графита, талька и машинного масла.**

От ЗАО "Алтимед"

А.Д. Доста

От ГНУ "ФТИ НАН Беларусь"

И.К. Данильчик

В.Л. Красиков

ПРИЛОЖЕНИЕ И

Акт изготовления поковок головок эндопротезов тазобедренного сустава



АКТ изготовления поковок головок эндопротезов тазобедренного сустава

Настоящий составлен руководителем задания, главным конструктором проекта И.К.Данильчиком с одной стороны и заместителем директора ЗАО "Алтимед" В.И.Трусило - с другой в том, что в соответствии с этапом 02.01 календарного плана договора №2004/50 от 31 марта 2004г. с учетом результатов экспериментальных исследований по отработке температурно-деформационных режимов формообразования на участке обработки металлов давлением ФТИ НАН Беларуси была получена штамповкой опытная партия поковок головок 3-х типоразмеров из Co-Cr-Mo сплава в количестве 20шт. из заготовок, предоставленных ЗАО "Алтимед".

Размерные параметры и качество поверхности поковок соответствовали чертежу ФТИ5.001.1503.

Визуальной оценкой дефекты в виде трещин, расслоений, надрывов, наплывов и другие не обнаружены

Поковки в количестве 20шт. переданы на механическую обработку, механические испытания и последующую комплектацию эндопротезов на ЗАО "Алтимед".

Зам. директора ЗАО "Алтимед"
В.И.Трусило

Руководитель задания; гл. конструктор
проекта

И.К.Данильчик
14.03.05.

ПРИЛОЖЕНИЕ К

Акт изготовления промышленных партий поковок имплантатов



г.Минск



Утверждаю
Директор ФТИ НАН Беларуси,
академик
А.И.Гордиенко
З.В.Нарша 2006г.

15 марта 2006г.

АКТ изготовления промышленных партий поковок имплантатов по договору №2004/50 (№2004/50-АЛ).

Настоящий акт составлен представителями соисполнителей инновационного проекта "Разработать и освоить в производстве технологические процессы изготовления деталей ортопедических имплантатов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации": руководителем задания гл. конструктором проекта лаборатории точной штамповки ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" Данильчиком И.К. и зам. директора ЗАО "Алтимед" Трусило В.И. в следующем.

1. В соответствии с координационным планом работ по инновационному проекту (ф.№02ИП), согласно договору №2004/50 от 31.03.04 между НАН Беларуси и ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" и договору №2004/50-АЛ от 16.04.04 между ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" и ЗАО "Алтимед" выполнен комплекс работ по подготовке производства, освоению технологии формообразования и изготовлению промышленных партий поковок имплантатов 5 видов общим числом типоразмеров 89.

2. В ходе работ по проекту в течение 2004-2005г. ЗАО "Алтимед" приобрело материалы для имплантатов (Ti сплавы типа BT1-0; BT-6; Со сплав группы Vitallium, нержавеющая сталь 316LVM) и изготовило согласно документации ФТИ заготовки поковок головок ЭТС, пластин динамических системы DCS и чашек "прессфит". На производственном участке ЗАО "Алтимед" изготовлено путем перфорации спецпрофиля в оснастке, разработанной и изготовленной с участием ФТИ, промышленные партии точных поковок следующих типов:

- пластина динамическая компрессионная DCP узкая (16 типоразмеров);
- пластина динамическая компрессионная DCP широкая (14 типоразмеров);
- пластина динамическая компрессионная DCP ограниченного контакта узкая (10 типоразмеров);
- пластина динамическая компрессионная DCP ограниченного контакта широкая (12 типоразмеров).

Всего изготовлено пластин системы DCP 2700 шт.

3. ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" на экспериментальном участке лаборатории точной штамповки в период 2004-2005г. изготовил и передал по накладным в ЗАО "Алтимед" точные поковки следующих типов:

- пластина динамическая системы DHC (24 типоразмера), пластина динамическая системы DCS (6 типоразмеров) -877 шт.

- головка ЭТС (3 типоразмера) - 800 шт.
- чашка "прессфит" (4 типоразмера) - 175шт.

Стороны констатируют, что в ходе выполнения проекта первоначальный план разработки и освоения новой продукции значительно перевыполнен. Промышленные партии поковок использованы в ЗАО "Алтимед" для изготовления имплантатов, которые реализованы учреждениям здравоохранения Беларуси и на экспорт.

От ЗАО "Алтимед"

В.И.Трусило

От ГНУ "ФТИ НАН Беларуси"

И.К.Данильчик

ПРИЛОЖЕНИЕ Л

Акт изготовления опытной партии головок эндопротезов тазобедренного сустава

№ 05

<p>Согласовано Директор ГНУ "ФТИ НАН Беларусь" академик  А.И.Гордиенко " 8 марта 2005г.</p> <p>г.Минск</p>	<p>Утверждаю Директор ЗАО "Алтимед"  А.Я.Поста " 8 марта 2005г.</p>
---	---

АКТ
изготовления опытной партии головок эндопротезов тазобедренного сустава

Настоящий составлен в том, что в соответствии с этапом 02.01. (подэтап 02.01.02) календарного плана договора №2004/50 от 31 марта 2004г. и договора №2004/50-АЛ от 16 апреля 2004г. на производственном участке ЗАО "Алтимед" (г.Осиевичи) была изготовлена опытная партия головок эндопротезов в количестве 20шт.

В качестве исходных заготовок были использованы поковки головок, полученные в ФТИ НАН Беларусь в соответствии с черт.ФТИ5.001.1503

По результатам проведенной работы можно сделать следующее заключение.

1. Технологический процесс механообработки изменен в части базирования поковок для обработки наружных поверхностей, поковки технологичны в условиях производства ЗАО "Алтимед". В последующем после накопления опыта производства возможно уточнение параметров поковок и усовершенствование технологии их обработки.
2. Геометрические параметры и чистота поверхности изготовленных головок соответствует черт.АЛ104001 и АЛ104004.
3. Проведенные фирмой IMA (Германия) испытания на соответствие геометрических параметров (протокол А 128/04-1) свидетельствует, что головки, изготовленные из поковок удовлетворяют требованиям ISO7206/2. см. приложение
4. Опытная партия головок передана для комплектования эндопротезов тазобедренного сустава.

Зам.директора ЗАО "Алтимед"
по производству

Согласовано:
Гл.конструктор проекта
ФТИ НАН Беларусь

Э.В.Дубинский

И.К.Данильчик

28.03.05.

ПРИЛОЖЕНИЕ М

Акт испытаний головки тазобедренного сустава на соответствие ISO 7206-2

Geschäftsführer: Dr.-Ing. Wilhelm Hanel · Tel.: +49 351 8837-322 · Fax: +49 351 8804313
Hausadresse: Wilhelmine-Reichard-Ring 4 · 01109 Dresden
Postadresse: Postfach 80 01 44 · 01101 Dresden

IMA
DRESDEN

IMA Materialforschung und
Anwendungstechnik GmbH

Prüfbericht

Untersuchungen von Hüftgelenkkugeln nach ISO 7206-2



Akkreditiert durch
Zentralstelle der Länder
für Gesundheitsschutz
bei Arzneimitteln
und Medizinprodukten
ZLG-P-972.95.02

Prüfberichts-Nr.: A128/04.1
Auftrags-Nr. 45.281
Herausgegeben von der Abteilung Metalle
Labor für Medizinprodukteprüfung

IMA DRESDEN	Prüfbericht Untersuchungen von Hüftgelenkkugeln nach ISO 7206-2	Prüfberichts-Nr.: A128/04.1 Seite 2 von 8
------------------------------	--	--

Gegenstand der Prüfung: 2 identische Hüftgelenkkugeln

Auftraggeber: 4S
Medizin- und Umwelttechnik Consulting GmbH
Parkstrasse 46
32 105 Salzufen

Auftragsnummer des Auftraggebers: Auftrag vom 01. September 2004

Eingangsdatum des Prüfgegenstandes: 10. September 2004

Zeitraum der Prüfung: 15. September – 12. Oktober 2004

Bearbeiter: Dr. rer. nat. Kremling

Verteiler: 2 x 4S GmbH
1 x IMA GmbH Dresden

Dresden, 14. Oktober 2004
IMA Materialforschung und
Anwendungstechnik GmbH

Dr.-Ing. habil. Franke
Leiter der Abteilung Metalle

Die Prüfergebnisse beziehen sich ausschließlich auf den Prüfgegenstand.
Die auszugsweise Veröffentlichung des Prüfberichts und der Hinweis auf Prüfungen zu Werbungszwecken bedarf in jedem
Einzelfall der schriftlichen Einwilligung der IMA GmbH Dresden.
*Meinungen und Interpretationen sind nicht Bestandteil der Akkreditierung.



Gliederung:

- 0 Übersicht
- 1 Aufgabenstellung
- 2 Untersuchungsgegenstand
- 3 Forderungen der ISO 7206-2
- 4 Sphäritätsmessungen
- 5 Rauheitsmessungen
- 6 Dimensionsmessungen

0 Übersicht

Im Auftrag der Firma 4S Medizin- und Umwelttechnik Consulting GmbH wurden zwei identische Hüftgelenkkugeln untersucht. Es war zu prüfen, inwiefern die Kugeln die Forderungen der ISO 7206-2 hinsichtlich der Sphärität der Kugel, der Abweichung des mittleren Durchmessers vom Solidurchmesser und des arithmetischen Mittenrauhwerts erfüllen. Auf Wunsch des Auftraggebers wurden die Untersuchungen an jeweils einer Kugel durchgeführt.

Alle ermittelten Werte lagen im Bereich der Forderungen der ISO 7206-2.

An der Kugel A128/04-1 wurde durch visuelle Betrachtung eine Inhomogenität im Bereich des Äquators festgestellt.

1 Aufgabenstellung

Im Auftrag der Firma 4S Medizin- und Umwelttechnik Consulting GmbH wurden zwei Hüftköpfe untersucht. Es war zu prüfen, inwiefern die Kugeln die Forderungen der ISO 7206-2 hinsichtlich der Sphärität der Kugel, der Abweichung des mittleren Durchmessers vom Nenndurchmesser und des arithmetischen Mittendrauhwerts erfüllen.

2 Untersuchungsgegenstand

In der Tabelle 2-1 sind die Kenndaten der Hüftkugeln angegeben.

Tab. 2-1: Geprüfte Hüftköpfe

Probennummer	Beschreibung	Werkstoff	Katalognummer	Ident-Nr.
A128/04.1-1	$\varnothing 28, L$	CoCrMo (ISO 5832-12)	104003	019.591.12.03
A128/04.1-2				020.591.12.03

3 Forderungen der ISO 7206-2

An Hüftkugeln von Totalendoprothesen werden folgende Forderungen gestellt:

- Sphärität: Die radiale Abweichung R_s darf nicht größer 10 µm sein.
Oberflächenqualität: Der arithmetische Mittendrauhwert R_a muss kleiner 0,05 µm sein.
Durchmessertoleranz: Der Ist-Durchmesser muss innerhalb der Toleranz von -0,2 mm zum Sollwert des Durchmessers liegen.

Die zur Ermittlung der radialen Abweichung und zur Ermittlung des R_a -Wertes anzuwendenden Messverfahren sind in der ISO 7206-2 beschrieben und werden in den einzelnen Punkten erläutert.

4 Sphäritätsmessungen

Versuchsdurchführung

Die Ermittlung der radialen Abweichung erfolgt durch 3D-Messungen in einer Koordinatenmessmaschine. Die Messungen werden in den in Abbildung 4-1 dargestellten 3 Ebenen durchgeführt, wobei in jeder Ebene 8 Punkte in gleichem Abstand zu vermessen sind. Eine zusätzliche Messung erfolgt am Pol, so dass 25 Messpunkte erhalten werden.

Die Höhe der Messebenen über dem Äquator berechnen sich wie in Tabelle 4-1 zu sehen. Die Werte für eine 28 mm-Kugel sind als h_{28} angegeben.

Folgende Schritte sind zur Berechnung der radialen Abweichung zu gehen:

1. Berechnung des mittleren Durchmessers D und der Koordinaten des Nullpunkts O
2. Berechnung der radialen Abweichung der einzelnen Punkte mit

$$R_s = OP' - 0,5 D$$

3. Angabe des Wertes der größten ermittelten radialen Abweichung.

Forderung: Dieser Wert muss kleiner 10 µm sein.

Tab. 4-1: Lage der Messebenen über dem Äquator

Ebene	Winkel zur Halsachse	Berechnung der Höhe h	h_{28} [mm]
AA	90°	$\cos \alpha = h / r$ ⇒ $h = r * \cos \alpha$	0
BB	60°		7,000
CC	30°		12,125
Pol	0°		14,000

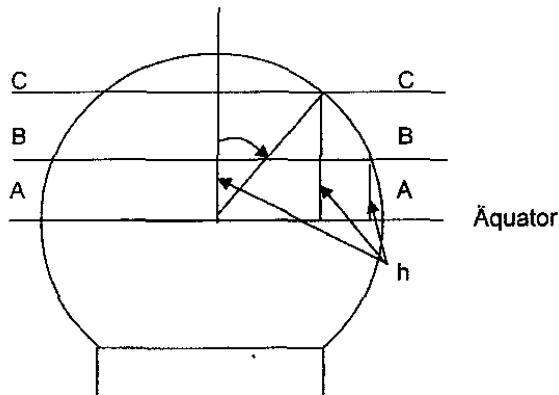


Abb. 4-1: Festlegung der Winkel der Ebenen AA, BB und CC

Für die Kugel A128/04.1-2 wurden die Koordinaten der 25 Punkte und die radialen Abweichungen ermittelt. Sie sind in Tabelle 4-2 angegeben.

Es ergibt sich folgende maximalen radialen Abweichung, die - wie Tabelle 4-2 zeigt - am Pol zu finden ist:

$$\text{A128/04.1-2: } R_{s \max} = 7 \mu\text{m}$$

Damit ist die Forderung der ISO 7206-2 erfüllt.

Tab. 4-2: Koordinaten der Punkte (Messwerte in mm) und berechnete radiale Abweichung R_s (in μm)

Punkt	Ebene	Höhe h	Kugel A128/04.1-1			
			x	y	z	R_s
1	AA	0	-1,495	-0,006	0,000	0,15
2		0	3,885	12,180	0,003	2,33
3		0	123,917	15,921	0,002	1,73
4		0	25,596	10,686	0,002	2,86
5		0	29,466	0,056	0,002	2,18
6		0	24,237	-11,167	0,003	0,68
7		0	14,371	-15,046	0,003	3,69
8		0	1,625	-8,891	0,001	0,82
9	BB	7	0,190	-0,267	7,002	0,03
10		7	4,846	10,794	7,002	0,48
11		7	13,700	14,241	7,002	4,89
12		7	24,454	9,444	7,002	0,54
13		7	27,790	0,166	7,003	1,66
14		7	24,305	-8,732	7,002	4,49
15		7	14,187	-13,370	7,003	1,49
16		7	3,016	-7,949	7,004	3,39
17	CC	12,125	4,356	0,064	12,125	1,85
18		12,125	8,359	8,260	12,125	1,60
19		12,125	14,209	10,064	12,125	1,87
20		12,125	21,504	6,458	12,126	1,70
21		12,125	23,611	0,267	12,127	0,17
22		12,125	21,170	-5,965	12,128	1,83
23		12,125	14,816	-9,152	12,129	0,52
24		12,125	6,755	-5,923	12,128	0,42
25	POL	14	14,023	-0,053	15,484	6,75

5 Rauheitsmessungen

Versuchsführung:

Die Rauheitsmessungen sind in Übereinstimmung mit der ISO 468 durchzuführen. An-
zugeben sind folgende Größen:

Tastspitzenradius

Position der Messung

Diese Größen können dem Messschrieb entnommen werden. Es ist eine cut-off-Länge von 0,08 mm zu wählen. Vorschriften für die Lage der Messstellen sind nicht enthalten. Wie im Neuentwurf der ISO 7206-2 vorgesehen, wurden die Messstellen in jedem Quadranten und am Pol positioniert.

Die Abbildung 5-1 zeigt den Schrieb an den fünf Messstellen der Rauheitsmessungen an Kugel A128/04.1-1. Es ergaben sich folgende mittleren Ra-Werte:

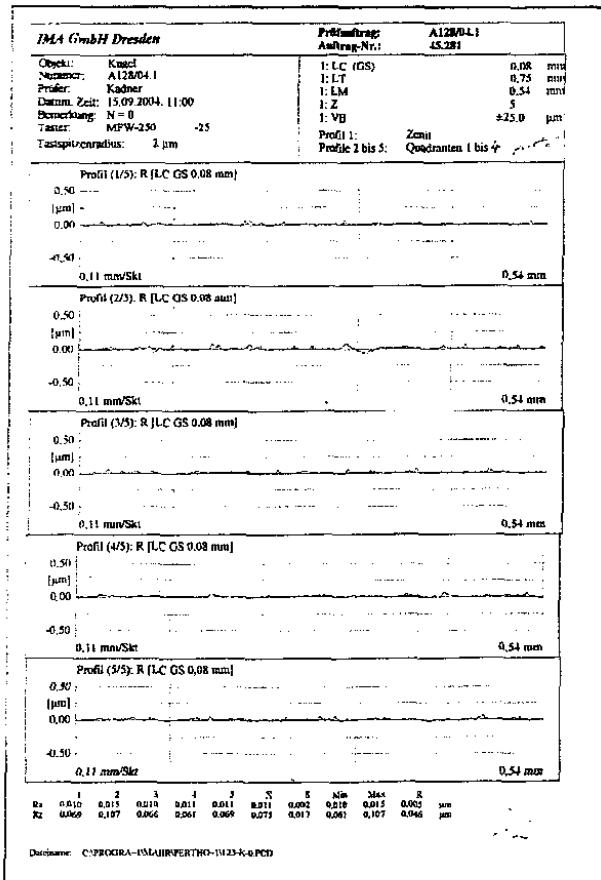


Abb. 5-1: Rauheitsschrieb der Kugel A128/04.1-1 (links) und A128/04-2 (rechts)



Es wurde folgender Ra-Wert ermittelt:

$$A128/04.1-1: \quad Ra = (0,011 \pm 0,002) \mu\text{m}$$

Damit ist die Forderung der ISO 7206-2 erfüllt.

Kommentar: Bereits bei visueller Betrachtung der Kugel A128/04.1-1 fällt durch Spiegelungseffekte auf, dass in Nähe des Äquators Unebenheiten in der Politur vorhanden sind. Dieser Effekt kann mit den beschriebenen Messmethoden nicht bewertet werden.

6 Dimensionsmessungen

Der mittlere Durchmesser d der Kugel A128/04.1-2 wurde dreimal bestimmt. Tabelle 6-1 gibt diese Durchmesser, die Formabweichung f und die ermittelte Abweichung Δd zum Soll-durchmesser von 28 mm an.

Tab. 6-1: Ergebnisse der Dimensionsmessungen

	d [mm]	Δd [mm]	f [mm]
1. Messung	27,981	- 0,019	0,013
2. Messung	27,980	- 0,020	0,015
3. Messung	27,983	- 0,017	0,011
Mittelwert	27,981	- 0,019	0,013

Es ergibt sich folgende mittlere Abweichung vom Soll-Durchmesser:

$$A128/04.1-1: \quad \Delta d = - 0,013 \text{ mm}$$

Damit ist die Forderung der ISO 7206-2 erfüllt.

Bearbeiter:


Dr. rer. nat. Kremling

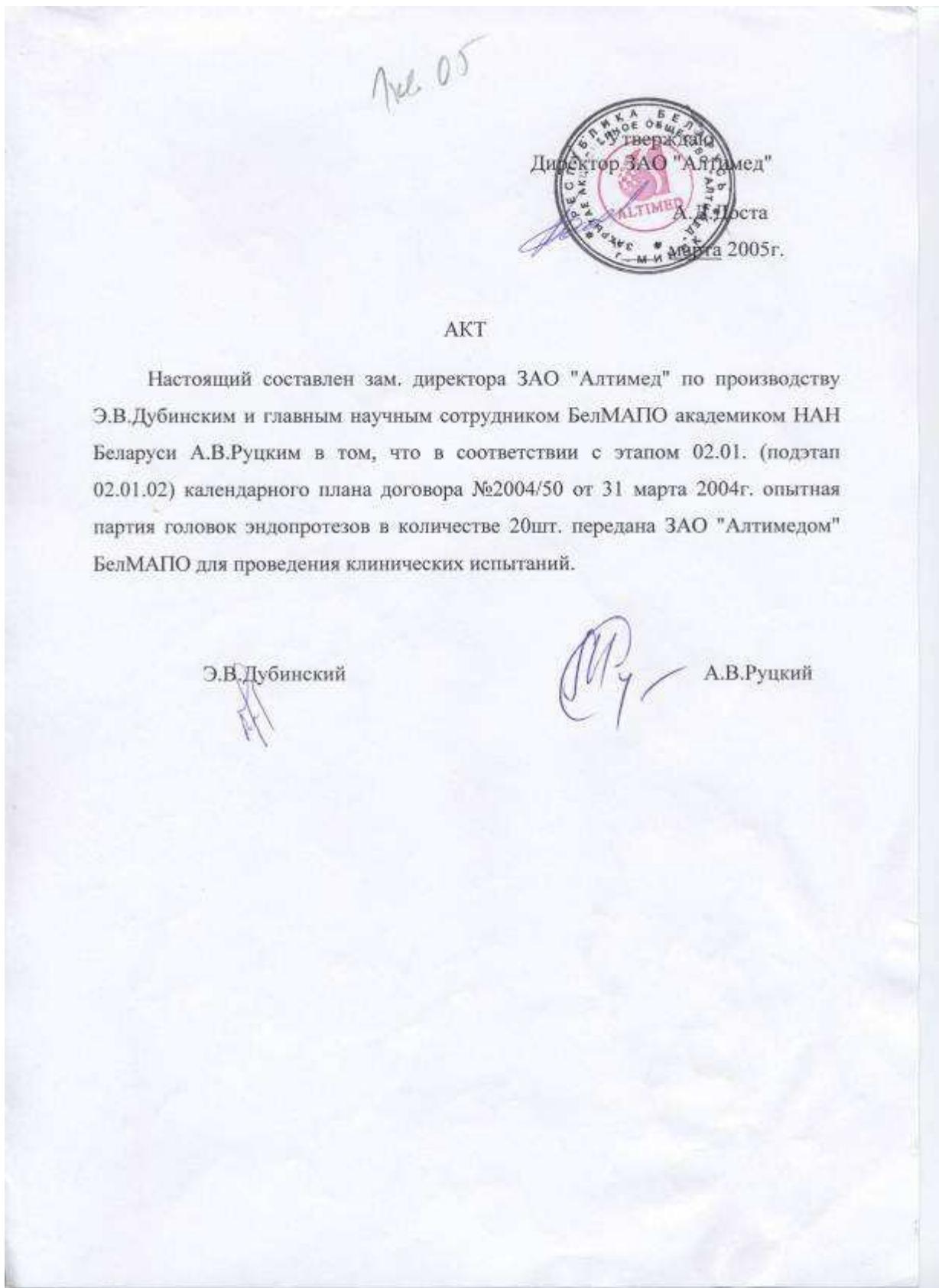
Literatur

/1/ ISO 7206-2

Implants for surgery – Partial and total hip joint prostheses
Part 2: Articulating surfaces made of metallic, ceramic and plastics materials

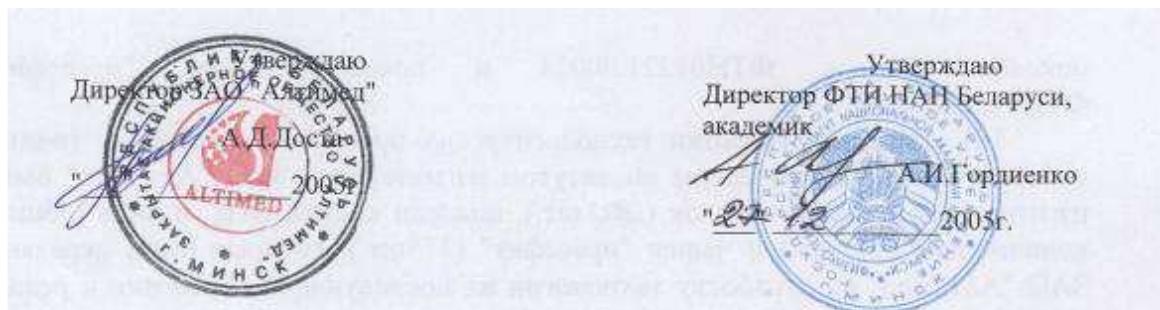
ПРИЛОЖЕНИЕ Н

Акт передачи опытной партии головок эндопротезов для проведения клинических испытаний



ПРИЛОЖЕНИЕ П

Акт освоения технологических процессов изготовления деталей для эндопротезирования



АКТ освоения технологических процессов изготовления деталей (головок, пластин и чашек "прессфит") для эндопротезирования (договор №2004/50 от 31.03.2004г.)

Настоящий акт составлен представителями соисполнителей инновационного проекта "Разработать и освоить в производстве технологический процесс изготовления деталей ортопедических имплантатов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации" научным руководителем задания - главным конструктором проекта Данильчиком Игорем Константиновичем (от организации разработчика, Физико-технического института НАН Беларуси) и заместителем директора ЗАО "Алтимед" Трусило Виктором Иосифовичем (от организации изготовителя конечной продукции, ЗАО "Алтимед") в следующем.

В соответствии с заданием инновационного проекта, договором между НАН Беларуси и ФТИ НАН Беларуси №2004/50 от 31.03.2004г. и договором №2004/50-АЛ между ФТИ НАН Беларуси и ЗАО "Алтимед" проведен комплекс научно-исследовательских, конструкторско-технологических и опытно-наладочных работ, направленных на разработку и освоение в производстве технологического процесса изготовления деталей ортопедических имплантатов.

1. Исследованы технологические параметры пластического формообразования высокопрочного сплава Со-Сг-Мо производства США (BIO DUR) и Германии (ENDOGAST) применительно к температурно-деформационным условиям штамповки поковок корпусов и головок эндопротеза и определен температурный интервал горячей обработки кобальтового сплава.

2. С учетом проведенных исследований в конструкцию устройства ГВ1339-4023 для штамповки поковок корпусов внесены соответствующие корректиры и разработаны чертежи поковок корпусов 8-ми типоразмеров ФТИ5.001.1487 - ФТИ5.001.1494.

3. Исследованиями технологической пластиичности коррозионностойкой стали 316LVM, предназначеннай для изготовления ортопедических пластин систем DHC и DCS, в диапазоне температур 600-1100⁰С установлены оптимальные температурные границы горячей обработки при штамповке пластин.

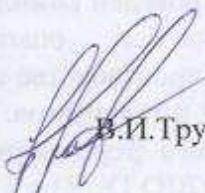
4. Полученные результаты исследований были использованы при разработке конструкторской документации штампов ГВ1333-4085, ГВ1333-4086 и ГВ1333-4087 для изготовления поковок фиксирующих пластин и технологических процессов штамповки поковок пластин ФТИ01221.00027, ФТИ0121.00028,

поковок головок ФТИ01221.00024 и поковок чашек "прессфит" ФТИ01221.00031.

5. В процессе отработки технологических процессов штамповки точных поковок Физико-техническим институтом из материала ЗАО "Алтимед" были изготовлены поковки головок (900 шт.), пластин систем DHC и DCS (общим количеством 877 шт.) и чашек "прессфит" (175шт.), которые были переданы ЗАО "Алтимед" на отработку технологии их последующей обработки и реализацию клиническим учреждениям республики.

Одновременно в ЗАО "Алтимед" с участием ФТИ НАН Беларуси были выполнены работы по освоению технологии перфорации пластин системы DCP (52 типоразмера) из спецпрофиля стали 316LVM.

6. В результате выполнения вышеназванных работ и их положительного технико-экономического итога, стороны пришли к выводу о том, что технология изготовления деталей ортопедических имплантатов на основе методов пластической деформации освоена как на стадии производства точных поковок деталей, так и на стадии их последующей механической обработки. Реализация технологии осуществлялась с использованием прессового и нагревательного оборудования на экспериментальном участке ГНУ ФТИ НАН Беларуси и оборудования на производственных площадях ЗАО "Алтимед".



В.И.Трусило



И.К.Данильчик

ПРИЛОЖЕНИЕ Р

Акт о внедрении результатов выполнения инновационного проекта №2004/50



АКТ

о внедрении результатов выполнения инновационного проекта "Разработать и освоить в производстве технологические процессы изготовления деталей ортопедических имплантатов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации."

(договор №2004/50 от 31.03.04г., договор №2004/50 -АЛ от 16.04.2004г., договор №2004/50 - БелМАПО от 29.04.05г.).

Настоящий акт составлен представителями организаций - соисполнителей инновационного проекта: научным руководителем задания гл.конструктором проекта лаборатории точной штамповки ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" Данильчиком И.К., заместителем директора ЗАО "Алтимед" Трусило В.И. и проф. кафедры ортопедии и травматологии БелМАПО д.м.н. академиком Руцким А.В. в следующем.

1.Основное задание ИП и дополнительные задания по соглашениям к договору №2004/50 по разработке технологических процессов и освоению производства деталей имплантатов выполнены в полном объеме.

2.В ГНУ "ФТИ НАН Беларуси" на экспериментальном участке лаборатории точной штамповки организовано производство поковок имплантатов из сплавов медицинского назначения, поставляемых ЗАО "Алтимед" в виде заготовок:

- головки ЭТС (3 типоразмера) из Со-Cr-Мо сплава;
- пластины системы DHC (24 типоразмера) из медицинской нержавеющей стали 316 LVM;
- пластины системы DCS (6 типоразмеров) из медицинской нержавеющей стали 316 LVM;

3.В ЗАО "Алтимед" внедрены производство точных заготовок пластин системы DCP (4 типа, 52 типоразмера) из спецпрофиля стали 316 LVM с применением перфорации отверстий и полный технологический цикл готовых изделий, перечисленных в п.п.2, 3 акта.

4.В период 2004-2005г.г. в ЗАО "Алтимед" с использованием разработанных технологий произведено готовой продукции для медучреждений Беларуси и на экспорт на сумму 5,5 млрд. руб. В том числе изготовлено:

- ЭТС системы SLPS - 2900 комплектов.

- Пластины для остеосинтеза систем DHC и DCS -877 шт.
- Чашки "прессфит" - 175 шт.
- Пластины системы DCP -2700 шт.

5. Указанные изделия прошли успешную апробацию и системно применяются в Бел МАПО на кафедре травматологии и ортопедии в Минской областной клинической больнице и др. медицинских учреждениях Беларуси в клинической практике.

6. В феврале 2006г. на продукцию ЗАО "Алтимед" международным аудитом выдан сертификат соответствия международным стандартам, позволяющий неограниченно производить эти изделия и реализовывать их в любой стране.

7. Экономический эффект, полученный уже в ходе выполнения ИП, составил около \$ 1,2 млн. и в дальнейшем будет возрастать.

Окупаемость проекта была обеспечена непосредственно в период работы над ним.

8. Технологические процессы получения имплантатов из высокопрочных медицинских сплавов внедрены на высоком технико-экономическом уровне, отдельные технические решения целесообразно патентовать.

В.И.Трусило

А.В.Руцкий

И.К.Данильчик

ПРИЛОЖЕНИЕ С

Расчет экономических показателей технологического процесса изготовления деталей для эндопротезирования

Утверждаю
Директор ЗАО "Алтимед"
А.Д.Доста
"___" 2005г.

Утверждаю
Директор ФТИ НАН Беларуси,
академик
А.И.Гордиенко
"___" 2005г.

РАСЧЕТ (технико-экономическое обоснование изготовления поковок горячей штамповкой) экономических показателей технологического процесса изготовления деталей (головок, корпусов головок и ножек) для эндопротезирования (договор №2004/50 от 31.03.2004г.)

Настоящий документ составлен представителями соисполнителей проекта "Разработать и освоить в производстве технологический процесс изготовления деталей ортопедических имплантатов из высокопрочных сплавов с применением методов пластической деформации" научным руководителем задания - главным конструктором проекта лаборатории точной штамповки Данильчиком И. К., научным сотрудником лаборатории точной штамповки Красиковым В. Л. (от организации разработчика, Физико-технического института НАН Беларуси) и директором ЗАО "Алтимед" Достой А.Д. (от организации изготовителя конечной продукции, ЗАО "Алтимед") в следующем.

В соответствии с заданием проекта, договором между НАН Беларуси и ФТИ НАН Беларуси №2004/50 от 31.03.2004г. и договором №2004/50-АЛ между ФТИ НАН Беларуси и ЗАО "Алтимед" для проведения комплекса научно-исследовательских, конструкторско-технологических и опытно-наладочных работ, направленных на разработку и освоение в производстве технологического процесса изготовления деталей ортопедических имплантатов. Необходимо произвести технико-экономическое обоснование проекта.

1. Размеры и масса заготовок для механической обработки (средний типоразмер)*:

а) головки:

параметры заготовки – $\varnothing 29 \times 34$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $3,141592 \times 29^2 \times 34 / 4 = 22457,67$ мм³;
масса заготовки - $22457,67 \times 8,3 \times 10^{-3} = 186$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки – $186 \times 1,01 = 188$ г.

б) корпуса головки:

параметры заготовки – $\varnothing 52 \times 39$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $3,141592 \times 52^2 \times 39 / 4 = 82824,93$ мм³;
масса заготовки - $82824,93 \times 8,3 \times 10^{-3} = 688$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки - $688 \times 1,01 = 695$ г.

в) ножки:

параметры заготовки – $17,2 \times 72 \times 199$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $17,2 \times 72 \times 199 = 246441,6$ мм³;
масса заготовки - $246441,6 \times 8,3 \times 10^{-3} = 2046$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки - $2046 \times 1,01 = 2067$ г.

*Примечание – в расчетах использована плотность, равная 8300 кг/м³ = $8,3 \times 10^{-3}$ г/мм³

2. Размеры и масса заготовок для обработки давлением*:

а) головки:

параметры заготовки – $\varnothing 22,22 \times 37$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $3,141592 \times 22,22^2 \times 37 / 4 = 14347,61$ мм³;
масса заготовки - $14347,61 \times 8,3 \times 10^{-3} = 119$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки – $119 \times 1,01 = 120$ г.

б) корпуса головки:

параметры заготовки – $\varnothing 22,22 \times 44$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $3,141592 \times 22,22^2 \times 44 / 4 = 17062$ мм³;
масса заготовки - $17062 \times 8,3 \times 10^{-3} = 141$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки - $141 \times 1,01 = 142$ г.

в) ножки:

параметры заготовки – $\varnothing 22,22 \times 299$ мм (с учетом реза);
объем заготовки – $3,141592 \times 22,22^2 \times 299 / 4 = 115944,22$ мм³;
масса заготовки - $115944,22 \times 8,3 \times 10^{-3} = 962$ г;
с учетом брака (0,01%) масса заготовки - $962 \times 1,01 = 972$ г.

*Примечание – в расчетах использована плотность, равная 8300 кг/м³ = $8,3 \times 10^{-3}$ г/мм³

3. В массовом, процентном отношении и денежном выражении экономия материалов при обработке давлением составляет (средняя стоимость материала 220 €/кг):

а) головки:

в массовом отношении – $188 - 120 = 68$ г;
в процентном отношении – $68 / 188 \times 100 = 36\%$;
в денежном выражении на одно изделие – $0,068 \times 220 = 14,96$ €.

б) корпуса головки:

в массовом отношении – $695 - 142 = 553$ г;
в процентном отношении – $553 / 695 \times 100 = 80\%$;
в денежном выражении на одно изделие – $0,553 \times 220 = 121,66$ €.

в) ножки:

в массовом отношении – $2046 - 972 = 1074$ г;
в процентном отношении – $1074 / 2046 \times 100 = 53\%$;
в денежном выражении на одно изделие – $1,074 \times 220 = 236,28$ €.

4. Экономия материалов при производстве комплектов эндопротезов тазобедренного сустава из указанных поковок на 1000 шт. составит:

на 1 комплект: $14,96 + 121,66 + 236,28 = 372,9$ €;

на 1000 комплектов: $372,9 \times 1000 = 372900$ €.

5. С учетом стоимости деталей, импортозамещение составит:

А.Д. Доста

И.К.Данильчик

В.Л. Красиков