

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

На правах рукописи

КИН ТАТЬЯНА ЮРЬЕВНА

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА
ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ
ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO НА ОСНОВЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ
ПРОКАТКИ

Специальность 2.5.7 – «Технологии и машины обработки давлением»

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Галкин Сергей Павлович

Москва – 2026

СОДЕРЖАНИЕ

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	4
ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	12
1.1 Область применения и характеристика сплава системы Co-Cr-Mo	12
1.2 Существующие методы обработки и анализ свойств сплава системы Co-Cr-Mo	19
1.2.1 Литье.....	19
1.2.2 Обработка давлением	20
1.2.3 Аддитивные технологии.....	24
1.2.4 Термическая обработка и горячее изостатическое прессование	26
1.3 Анализ особенностей способа радиально-сдвиговой прокатки.....	29
Выводы по главе 1	34
ГЛАВА 2. АНАЛИЗ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO	36
2.1 Исследование реологических свойств сплава системы Co-Cr-Mo	36
2.2 Экспериментальное обоснование предварительной обработки заготовки для радиально-сдвиговой прокатки сплава системы Co-Cr-Mo.....	41
2.3 Расчетно-аналитическая оценка угловых параметров траекторий и разработка калибровки рабочего инструмента	45
Выводы по главе 2.....	56
ГЛАВА 3. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ОПЕРАЦИЙ ТЕРМО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	58
3.1 Моделирование процесса изотермическойковки	58
3.2 Моделирование процесса радиально-сдвиговой прокатки.....	63
3.2.1 Анализ температурного поля заготовки	63
3.2.2 Анализ напряженно-деформированного состояния заготовки и энергосиловых параметров процесса	73

Выводы по главе 3	81
ГЛАВА 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРОБОВАНИЕ ПРЕДЛОЖЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ	83
4.1 Отработка режима гомогенизационного отжига	83
4.2 Отработка режимов изотермической ковки	86
4.3 Отработка режимов радиально-сдвиговой прокатки	89
Выводы по главе 4	96
ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ CO-CR-MO	98
Выводы по главе 5	110
ГЛАВА 6. РАЗРАБОТКА СХЕМЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ И ВЫБОР ОБОРУДОВАНИЯ	112
Выводы по главе 6	117
ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	118
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	120
ПРИЛОЖЕНИЕ А	137
ПРИЛОЖЕНИЕ Б	138
ПРИЛОЖЕНИЕ В	139
ПРИЛОЖЕНИЕ Г	140
ПРИЛОЖЕНИЕ Д	141
ПРИЛОЖЕНИЕ Е	142

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

В настоящей работе применяют следующие сокращения и обозначения:

ГИП	–	Горячее изостатическое прессование
ГПУ	–	Гексагональная плотноупакованная решетка
ГЦК	–	Гранецентрированная кубическая решетка
ИПД	–	Интенсивная пластическая деформация
НДС	–	Напряженно-деформированное состояние
НСД	–	Накопленная степень деформации
МКЭ	–	Метод конечных элементов
ОМ	–	Оптическая микроскопия
ОМД	–	Обработка металлов давлением
РСП	–	Радиально-сдвиговая прокатка
РФА	–	Рентгенофазовый анализ
СЭМ	–	Сканирующая электронная микроскопия
ТО	–	Термическая обработка
ЭДУ	–	Энергия дефектов упаковки
ЭСП	–	Энергосиловые параметры

ВВЕДЕНИЕ

Современное состояние рынка ставит перед отраслями промышленности большие вызовы по обеспечению качественной доступной продукции, востребованной в различных сферах. Кроме этого, возрастающая потребность в импортозамещении и обеспечении технологического суверенитета требует быстрой реализации промышленных технологических решений по запросу потребителя на конкретные виды продукции. При реализации разработок в области медицины к применяемым и перспективным материалам предъявляются все более высокие требования к уровню свойств при одновременном снижении трудоемкости процессов и затрат для их изготовления. Сплавы системы Co-Cr-Mo наряду с титановыми сплавами и нержавеющей стали являются основным материалом для изготовления медицинских имплантов для тазобедренных суставов, штифтов и др. изделий. Анализ рынка медицинских материалов показывает высокую потребность в сплавах системы Co-Cr-Mo, а также демонстрирует зависимость от зарубежных поставок как уже готовой продукции из данного материала, так и деформированных полуфабрикатов для организации производства вследствие отсутствия отечественных производителей, гарантирующих поставки качественных полуфабрикатов в требуемых объемах. При этом промышленная технология отечественных полуфабрикатов из медицинского сплава системы Co-Cr-Mo до настоящего времени не реализована вследствие многолетнего импорта данных материалов. Кроме этого, информация о поведении Co-Cr-Mo сплавов при горячей пластической деформации, а также систематизированные данные об их структурообразовании и свойствах весьма ограничены. Необходимость качественного импортозамещения продукции и разработки новых отечественных технологий, ориентированных на конечного потребителя, обуславливает актуальность исследований в данном направлении.

Актуальность диссертационной работы подтверждена ее выполнением в рамках реализации гранта №23–19–00477 «Разработка научных основ и экспериментальная отработка термо-деформационной технологии получения

полуфабрикатов из сплавов биомедицинского применения системы Co-Cr-Mo с экстремально высокой пластичностью и стабильной прочностью», поддержанного Российским научным фондом, и стипендией Президента РФ для аспирантов и адъюнктов, обучающихся по очной форме обучения в российских организациях, осуществляющих образовательную деятельность, и проводящих исследование в рамках реализации приоритетов НТР Российской Федерации в 2025 году.

Целью работы является разработка технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов в виде прутков круглого сечения из медицинского сплава системы Co-Cr-Mo и исследование структуры и механических свойств продукции на основных этапах изготовления.

Для разработки промышленной технологии получения деформированных полуфабрикатов (прутков) из сплава системы Co-Cr-Mo необходимо решить **следующие исследовательские задачи:**

- провести термомеханические испытания сплава на установке физического моделирования Gleeble System 3800 для определения его реологических свойств при горячей деформации;
- разработать методику и выполнить аналитическую оценку угла поворота вектора скорости (поворотной деформации) при радиально-сдвиговой прокатке с учетом цикличности процесса и рациональную калибровку валков для многопроходного режима;
- выполнить компьютерное моделирование процесса деформационной обработки сплава методами изотермическойковки и радиально-сдвиговой прокатки при различных температурно-скоростных и деформационных условиях;
- разработать температурно-скоростные и деформационные режимы для изготовления прутков из сплава системы Co-Cr-Mo различного размерного сортамента;
- определить особенности формирования структуры и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo при термомеханической обработке, включая радиально-сдвиговую прокатку;

- разработать технологическую схему изготовления прутков различного размерного сортамента, включая выбор основного оборудования.

Научная новизна работы заключается в следующем:

- Разработан и опробован в опытно-промышленных условиях технологический процесс изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo в виде круглого длинномерного проката различного размерного сортамента (диаметром 18 – 40 мм).

- Установлены зависимости реологического поведения сплава Co-28Cr-6Mo в интервале температур 1000 – 1200 °C при скоростях деформации 1, 10 и 50 с⁻¹ с применением комплекса физического моделирования Gleeble 3800.

- Получены аналитические формулы для угла поворота вектора скорости (поворотной деформации) с учётом цикличности процесса радиально-сдвиговой прокатки. Разработана модернизированная калибровка рабочих валков, обеспечивающая снижение цикличности и энергосиловых параметров при многопроходной РСП.

- Выявлены особенности формирования структуры и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo от режимов термо-деформационной и постдеформационной термической обработки.

- Показано благоприятное влияние комбинированной термо-деформационной обработки, сочетающей изотермическую ковку и радиально-сдвиговую прокатку на структуру и механические свойства сплава Co-28Cr-6Mo, в частности, отмечено значительное улучшение прочностных и пластических свойств полученных прутков при радиально-сдвиговой прокатке за счет формирования двухфазного состава и мелкозернистой структуры.

Практическая значимость работы

Исследован и разработан технологический процесс производства деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo в виде круглого длинномерного проката конечного диаметра 18 – 40 мм. Предложенный технологический процесс на основе комбинированной термо-деформационной

обработки с применением предварительной изотермическойковки и последующей многопроходной радиально-сдвиговой прокатки прошел опытно-промышленное опробование в условиях предприятия АО «Спецлит» и НПЦ «ОМД» НИТУ МИСИС. Полуфабрикаты, полученные по разработанным технологическим решениям, показали полное соответствие требованиям ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009 «Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 12. Сплав кобальт-хром-молибденовый деформируемый» по химическому составу, микроструктуре и механическим свойствам.

Новизна, изобретательский уровень и промышленная применимость разработанных технических решений подтверждены патентами РФ №2838273, №2854033.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований используются в учебном процессе при подготовке студентов бакалавриата и магистратуры, обучающихся по направлениям подготовки 22.03.02 и 22.04.02 «Металлургия» на кафедре ОМД НИТУ МИСИС.

Методы и методики исследований

В работе использованы методы физического моделирования процесса одноосного сжатия с применением экспериментального комплекса Gleeble System 3800, компьютерного моделирования процессовковки и радиально-сдвиговой прокатки в программном комплексе QForm с построением 3D моделей в SolidWorks. Проведены аналитические расчёты на основе методики траекторно-скоростного анализа РСП. Экспериментальные исследования термодеформационной обработки выполнены на опытно-промышленном оборудовании, включая станы МИСиС-100Т и «20 – 40». Расчеты фазового состава сплава и превращений реализованы в программном пакете JMatPro. Исследование структуры и фазового состава проведено с использованием методов оптической микроскопии, рентгенофазового анализа и сканирующей электронной микроскопии (EBSD). Уровень механических свойств определен по результатам испытаний на одноосное растяжение.

Достоверность полученных результатов подтверждается применением современных методов компьютерного моделирования, экспериментальными исследованиями на опытно-промышленном оборудовании и проведением комплексных испытаний на аналитическом и испытательном оборудовании. Текст диссертации проверен на отсутствие плагиата с помощью программы «Антиплагиат» (<http://antiplagiat.ru>).

Положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментальные данные о реологическом поведении сплава системы Co-28Cr-6Mo в условиях горячей деформации при различных температурно-скоростных условиях.
2. Методика и результаты аналитической оценки угла поворота вектора скорости (поворотной деформации) при радиально-сдвиговой прокатке с учетом цикличности процесса и рациональная калибровка валков для многопроходного режима.
3. Результаты анализа напряженно-деформированного состояния сплава системы Co-Cr-Mo при изотермической ковке и температурного поля заготовки при радиально-сдвиговой прокатке с варьированием параметров процесса на основе конечно-элементного моделирования.
4. Результаты экспериментальных исследований режимов гомогенизационного отжига, предварительной деформационной обработки и многопроходной радиально-сдвиговой прокатки, а также постдеформационной термической обработки сплава системы Co-Cr-Mo.
5. Особенности формирования структурно-фазового состояния и механических свойств сплава в процессе предложенной термо-деформационной обработки.
6. Технологическая схема изготовления деформированных полуфабрикатов в виде длинномерных прутков круглого сечения, включая режимы обработки и требуемое технологическое оборудование.

Личный вклад автора заключается в определении цели и задач исследования, разработке и реализации плана исследования, анализе основных научных результатов по моделированию, экспериментальному опробованию предложенных решений, разработке технологической схемы обработки сплава системы Co-Cr-Mo и выбору оборудования, опытно-промышленном освоении технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов (прутков) из сплава системы Co-Cr-Mo.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях и семинарах: Международная конференция «Биоматериалы: от исследований к практике», г. Москва, 2025 г.; 31-я Международная промышленная выставка «Металл-Экспо 2025» (золотая медаль), г. Санкт-Петербург; Международная научно-техническая молодежная конференция «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения», г. Томск, 2024 г.; 30-я Международная промышленная выставка «Металл-Экспо 2024», г. Москва; Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», г. Москва, 2024 г.; VIII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2024», г. Магнитогорск, 2024 г.; Международная научно-техническая молодежная конференция «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения», г. Томск, 2023 г.; 29-я Международная промышленная выставка «Металл-Экспо 2023», г. Москва; XX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», г. Москва, 2023 г.; VII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2023», г. Магнитогорск, 2023 г.; Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», г. Москва, 2022 г.; XLVI Международная научно-практическая конференция «Advances in science and technology» г. Москва, 2022 г.

Соответствие диссертации паспорту специальности.

Диссертация по своей тематике, цели, задачам, научной новизне, теоретической и практической значимости, методологии и методам исследования, положениям, выносимым на защиту, соответствует паспорту специальности 2.5.7 – «Технологии и машины обработки давлением» по п.1, 3, 4, 6.

Публикации

Основное содержание диссертации опубликовано в 23 печатных работах, из них 11 статей в рецензируемых изданиях, рекомендованных Перечнем ВАК и 11 индексируемых в базах Web of Science и/или Scopus, 10 тезисах докладов в сборниках научных конференций, 2 патентах.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, выводов и списка использованных источников из 130 наименований отечественных и зарубежных авторов. Работа содержит 142 страницы, включая 17 таблиц, 70 рисунков и 6 приложений.

Благодарности

Автор выражает особую благодарность научному руководителю, д.т.н., профессору Галкину Сергею Павловичу и к.т.н., доценту Гамину Юрию Владимировичу за многолетнюю поддержку, мотивацию и ценные советы, а также признательность сотрудникам кафедры обработки металлов давлением НИТУ МИСИС и АО «Спецлит» за оказанную помощь при проведении данного исследования.

ГЛАВА 1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Область применения и характеристика сплава системы Co-Cr-Mo

Сплавы системы Co-Cr-Mo представляют собой современную группу материалов, широко применяемых в медицине для различного рода высоконагруженных имплантатов и их компонентов (имплантаты тазобедренного сустава, в том числе бедренные ножки, шаровидные головки, имплантаты плечевого сустава, коленного сустава), зубных имплантатов [1 – 3]. Данные сплавы характеризуются высокими значениями механических свойств в сочетании с коррозионной стойкостью, в особенности, в хлоридных средах, стойкостью к износу и усталостным нагрузкам, а также приемлемым уровнем биосовместимости в организме человека, что, в свою очередь, имеет важное значение при изготовлении элементов имплантатов, несущих нагрузку и эксплуатируемых в коррозионных средах [4 – 5]. На рисунке 1.1 представлены примеры использования сплава системы Co-Cr-Mo в медицинских целях [6].



а)



б)



в)

Рисунок 1.1 – Примеры использования сплава системы Co-Cr-Mo в медицине: а) ножка; б) шаровидная головка; в) чаша (компоненты имплантата тазобедренного сустава) [6]

К материалам имплантатов предъявляются следующие основные требования: в первую очередь, биосовместимость, нетоксичность, отсутствие аллергических реакций при использовании, а также высокие механические свойства, износостойкость и коррозионная стойкость.

Механические свойства материала во многом определяют возможность его применения в качестве материала имплантата. Высокие значения предела прочности, текучести и усталостной прочности позволяют предотвратить возникновение пластической деформации и образование трещин под действием кратковременных и циклических нагрузок на имплантат, соответственно. Уровень твердости обеспечивает показатели износа в парах трения. При этом модуль упругости характеризует несущую способность и пропорциональность распределения нагрузки. Например, модуль упругости человеческой кости в среднем равен 17 МПа, а сплавов на основе титана, кобальта и нержавеющей стали – 110, 240, 190 МПа, соответственно. Зачастую, имплантаты из титановых сплавов являются вариантом первого выбора из-за наиболее низких значений модуля упругости и показателей биосовместимости. Однако, характеристики сопротивления износу данных сплавов уступают значениям сплавов на основе кобальта, особенно в случае изготовления элементов сочленения [7]. Кроме этого, агрессивные среды в человеческом организме активно воздействуют на материал имплантата, что может привести к выбросу вредных ионов металла. В связи с этим, выбранный материал должен также обеспечивать образование защитной оксидной пленки для повышения коррозионной стойкости [8]. Следовательно, комбинации перечисленных показателей должны быть наиболее благоприятными для обеспечения стабильной работы имплантата.

В настоящий момент область применения медицинских сплавов системы Co-Cr-Mo определяется, прежде всего, химическим составом, в частности содержанием добавок углерода или азота, способом производства (литой, деформированный), условиями термической обработки [9]. В мировой практике требования к указанным сплавам регламентируются перечнем стандартов ASTM (ASTM F75, F799, F1537) [10-12], в РФ – ГОСТ Р ИСО 5832-4-2011, ГОСТ Р ИСО

5832-12-2009 [13, 14] (таблицы 1.1, 1.2). При этом промышленное производство полуфабрикатов (заготовок) из сплавов системы Co-Cr-Mo в настоящее время не реализовано в Российской Федерации, изготовление элементов имплантатов осуществляется из импортируемого материала или производится импорт имплантатов непосредственно в виде готовой продукции.

Таблица 1.1 – Химический состав сплава системы Co-Cr-Mo

Наименование нормативной документации	Химический элемент, масс, %								
	Cr	Mo	Fe	Mn	Si	C	Ni	N	Co
ASTM F75	27,0-30,0	5,0-7,0	≤ 0,75	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 0,35	≤ 0,5	≤ 0,25	Осн.
ASTM F799	26,0-30,0	5,0-7,0	≤ 1,5	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 0,35	≤ 1,0	≤ 0,25	Осн.
ASTM F1537	26,0-30,0	5,0-7,0	≤ 0,75	≤ 1,0	≤ 1,0	0,15-0,35	≤ 1,0	≤ 0,25	Осн.
ГОСТ Р ИСО 5832-4-2011	26,5-30,0	4,5-7,0	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 0,35	≤ 1,0	-	Осн.
ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009	26,0-30,0	5,0-7,0	≤ 0,75	≤ 1,0	≤ 1,0	≤ 0,14	≤ 1,0	≤ 0,25	Осн.
	26,0-30,0	5,0-7,0	≤ 0,75	≤ 1,0	≤ 1,0	0,15-0,35	≤ 1,0	≤ 0,25	Осн.

Таблица 1.2 – Механические свойства сплава системы Co-Cr-Mo

Наименование нормативной документации	Исходное состояние сплава	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %
ASTM F75	литое	655	450	8
ASTM F799	кованый	1172	827	12
ASTM F1537	термообработанное	897	517	20
	горячедеформированное	1000	700	12
	теплодеформированное	1172	827	12
ГОСТ Р ИСО 5832-4-2011	литое	665	450	8
ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009	термообработанное	897	517	20
	горячедеформированное	1000	700	12
	теплодеформированное	1192	827	12

Основные элементы сплава – кобальт и хром – образуют твердый раствор с содержанием кобальта до 65 %. Легирование молибденом обеспечивает получение более мелкого зерна, что приводит к увеличению прочностных свойств литого и

деформированного сплава. Кроме этого, наличие хрома повышает стойкость к коррозии, а также упрочняет твердый раствор. Коррозионная стойкость данных сплавов близка значениям нержавеющей сталей и характеризуется образованием на поверхности тонкой оксидной пленки Cr_2O_3 [15].

Как известно, чистый кобальт имеет две фазовые модификации: низкотемпературную с гексагональной плотноупакованной решеткой (ϵ -фазу) и высокотемпературную с гранецентрированной кубической решеткой (γ -фаза), температура фазового перехода составляет $\sim 450^\circ\text{C}$ [16]. Подобная особенность кобальта также определяет структуру и свойства сплавов на его основе, однако легирование хромом и молибденом, а также малыми добавками углерода и азота повышает фазовый переход из ϵ -фазы в γ -фазу до $900 - 1000^\circ\text{C}$ в зависимости от химического состава сплава (рисунок 1.2) [17, 18].

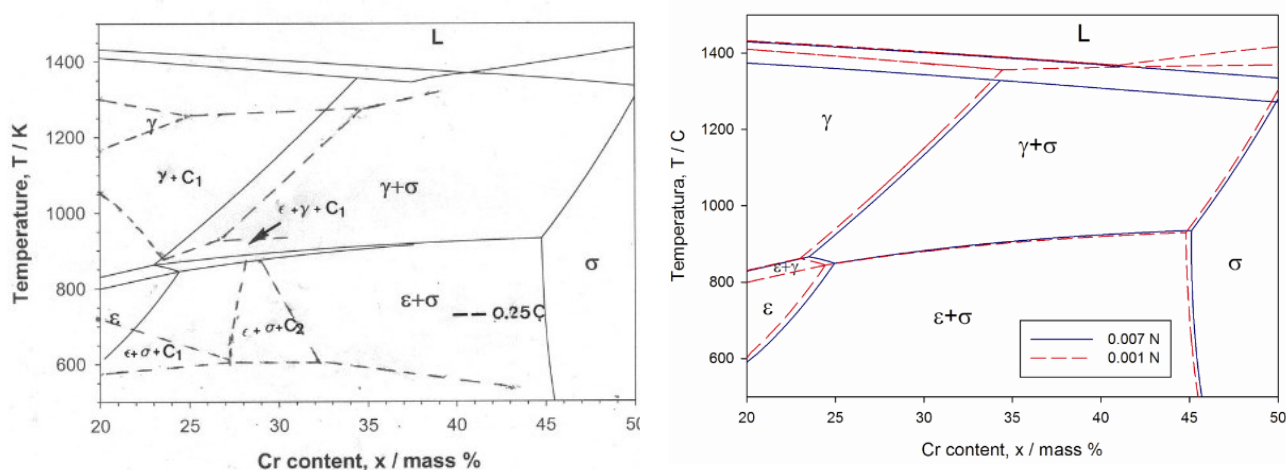


Рисунок 1.2 – Фазовые диаграммы сплава системы Co-Cr-Mo при различных химических составах [18]

Низкотемпературная ϵ -фаза характеризуется наличием мартенсита в микроструктуре, что обеспечивает получение высокой прочности и износостойкости сплава, в то время как пластические свойства значительно снижены. Высокотемпературная γ -фаза в сплавах системы Co-Cr-Mo представляет собой структуру метастабильного аустенита и обладает высокими прочностными и пластическими характеристиками [18]. При этом условия протекания фазового

$\gamma \rightarrow \varepsilon$ перехода зависят, как уже отмечено выше, от легирующих элементов, а также способов термической обработки сплава. Кроме этого, фазовый переход может быть вызван деформационными процессами при обработке сплава. В работах [19 –21] рассмотрены кинетика атермического, изотермического и деформационно-индуцированного мартенситного превращения в процессе закалки, изотермических выдержках и пластической деформации, соответственно.

Ряд работ, посвященных исследованию сплавов системы Co-Cr-Mo показал, что значительное влияние на свойства оказывает наличие интерметаллидной σ -фазы и карбидных выделений. В литых сплавах σ -фаза присутствует в виде междендритных включений по границам зерен и представляет собой тетрагональную структуру, состоящую из интерметаллида типа Co-Cr(Mo). Температурный интервал образования σ -фазы лежит в широком диапазоне ниже 1100 – 1150 °С и также зависит от химического состава сплава [22 – 24]. Присутствие данной фазы в сплавах системы Co-Cr-Mo нежелательно из-за характерного охрупчивающего эффекта, приводящего к снижению механических свойств. Последующая деформация литых сплавов без предварительной термической обработки, направленной на растворение σ -фазы, может привести к образованию дефектов и даже к полному разрушению заготовки.

Высокая стойкость к износу сплавов системы Co-Cr-Mo обусловлена формированием карбидов при высоком содержании углерода. При этом содержание углерода (C) в литых сплавах поддерживается на уровне <0,35 %, в то время как в деформируемых сплавах пониженные значения C (<0,14%) являются более предпочтительными, поскольку интенсивное образование карбидов снижает обрабатываемость сплава. В то же время снижение содержания углерода также может привести к увеличению количества σ -фазы и ε -фазы, поскольку C является стабилизатором γ -фазы. Для решения этой задачи используют добавки азота (N), т. к. азот, как и углерод, способен сдерживать σ -фазу и начало мартенситного превращения [1, 25, 26].

В работе [27] К. Yamanaka и др. проведено исследование микроструктуры и механических свойств деформированного сплава Co-Cr-Mo (химический состав

согласно ASTM F75) при различной концентрации азота (0 – 0,24 %) и низком содержании углерода (0,0011 – 0,0028%). Согласно полученным результатам авторами установлено, что с увеличением концентрации азота объемная доля атермической мартенситной фазы (ϵ -фазы) снижается, при этом образование мартенсита полностью подавляется при $N = 0,10\%$, в сплаве фиксировалась только γ -фаза. Кроме этого, за счет подавления мартенситного превращения повышалась деформируемость сплава (при $N \geq 0,10\%$). Однако последующее повышение содержания азота приводило к небольшому снижению значений удлинения предположительно из-за повышенного образования двойников отжига. Добавление азота способствовало значительному упрочнению из-за образования наноразмерных выделений фаз в γ -матрице. В таблице 1.3 представлены значения механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo при различной концентрации азота (испытания на одноосное растяжение проведены на образцах с рабочей длиной 10,5 мм при скорости деформации $1,6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) [27].

Таблица 1.3 – Механические свойств сплава системы Co-Cr-Mo в зависимости от содержания азота [27]

Содержание азота, %	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %
0	928 ± 47	425 ± 58	$11,5 \pm 1,9$
0,05	728 ± 4	347 ± 24	$9,9 \pm 0,6$
0,07	847 ± 22	381 ± 6	$17,1 \pm 0,3$
0,10	863 ± 41	403 ± 36	$24,1 \pm 0,5$
0,17	931 ± 11	507 ± 15	$22,5 \pm 1,2$
0,24	962 ± 9	587 ± 34	$20,4 \pm 1,1$

Как отмечалось ранее, снижение токсичности материалов имплантатов является значимой задачей. В процессе эксплуатации пар трения (металл-металл, сплав системы Co-Cr-Mo) имплантата происходит постоянное высвобождение ионов металлов в организм человека, что приводит к накоплению токсичных элементов. В частности, особую канцерогенность вызывает никель. Содержание никеля в стандартном сплаве системы Co-Cr-Mo, согласно документам по стандартизации, составляет до 0,75 – 1,0 %. Как известно, добавки никеля в данном

сплаве стабилизируют ГЦК-структуру Co и предотвращают образование дефектов упаковки в сплаве, приводящих к снижению пластических свойств, и как следствие, обрабатываемости сплава [28]. Для повышения безопасности сплава системы Co-Cr-Mo группой исследователей под руководством А. Chiba были разработаны и исследованы сплавы с содержанием никеля до 0,03 % [29, 30]. Обеспечение уровня пластичности и обрабатываемости достигалось за счет мелкозернистой структуры, получаемой в процессековки с контролируемой степенью деформации. В работе также отмечено улучшение усталостной прочности и износостойкости вследствие уменьшения размера зерна. Исследование коррозионного поведения и микроструктуры сплава системы Co-Cr-Mo с низким содержанием никеля со степенью деформации при ковке 50 % и 88 % в соляном (физиологическом) растворе, растворе Хэнкса и культуре клеток организма человека показало, что коррозионная стойкость при низком содержании никеля остается на том же уровне, что и при стандартном химическом составе. Однако при степени деформации 50 % значения несколько выше, чем при 88% [31].

Сплавы системы Co-Cr-Mo обладают низкими значениями энергии дефектов упаковки (ЭДУ), что во многом, определяет высокие значения свойств данных сплавов [32]. Механизмы пластической деформации сплава, а именно скольжение или двойникование определяется значениями ЭДУ. В процессе деформации, снижение ЭДУ приводит к образованию в микроструктуре двойников деформации или к мартенситному превращению. Вместе с тем механические свойства сплавов в значительной степени зависят от микроструктуры, сформировавшейся в процессе деформации. Развитая мартенситная структура, характеризующаяся высокими значениями прочности и износостойкости, имеет ряд существенных недостатков, ограничивающих деформирование сплавов, в частности низкие значения пластичности, и как следствие, склонность к дефектообразованию [33]. В условиях статической нагрузки, ϵ -фаза, индуцированная пластической деформацией, оказывает большое влияние на поведение медицинского сплава системы Co-Cr-Mo в процессе разрушения. Известно, что границы зерен и двойники отжига являются местами зарождения мартенситной фазы, с возрастанием пластической

деформации происходит рост пластин мартенсита и их распространение на соседние зерна [34]. Однако, эти центры зарождения также служат центрами зарождения трещин (преимущественно в двойниковых границах $\Sigma 3$) и в случае высоких значений степени деформации приводят к их распространению.

1.2 Существующие методы обработки и анализ свойств сплава системы Co-Cr-Mo

Производство современных имплантатов направлено на создание продукции со стабильными эксплуатационными свойствами, обеспечивающими, в том числе, долговечность имплантата и его стойкость к воздействию агрессивных сред в организме человека. Данные характеристики во многом определяются выбором исходного материала, конструкцией имплантата и способом производства. В настоящее время известны следующие способы производства и обработки заготовок имплантатов из сплава Co-Cr-Mo: литье, обработка давлением (ковка, прокатка), аддитивные технологии. Кроме этого, предлагаются методы повышения свойств за счет применения термической обработки и горячего изостатического прессования. Выбор способа обработки сплава системы Co-Cr-Mo оказывает существенное влияние на его механические свойства и структуру, стойкость к коррозии и износу, а также параметры биосовместимости. Кроме того, выбор способа обработки будет определять и эффективность технологии, ее экономическую целесообразность и трудоемкость.

1.2.1 Литье

Литье по выплавляемым моделям является наиболее распространённым способом производства заготовок хирургических имплантатов [35]. Применение данного способа позволяет значительно снизить стоимость изделий и исключить дорогостоящие операции механической обработки. Однако, характеристики прочности и, в особенности, пластичности литого сплава имеют преимущественно низкие значения. Наиболее частой причиной поломки имплантатов является его

хрупкость, вызванная дефектами литой структуры, такими как пористость, излишняя усадка, дендритная ликвация и наличие неметаллических включений. Также микроструктура литого материала характеризуется крупнозернистостью, и как следствие, низкими значениями механических свойств. Кроме этого, наличие σ -фазы в сплавах системы Co-Cr-Mo также вызывает охрупчивание сплава и снижение пластичности [36].

1.2.2 Обработка давлением

Как отмечено выше, структура литого сплава системы Co-Cr-Mo имеет ряд недостатков, оказывающих существенное влияние на срок эксплуатации имплантатов. Для повышения эксплуатационных характеристик наиболее предпочтительным является использование деформированных заготовок, обладающих более высокими значениями прочности и пластичности по сравнению с литым сплавом [37, 1, 3].

Технологический процесс деформации сплава Co-Cr-Mo, как правило, включает операции горячейковки слитка. Однако ковка на высокоскоростных установках может привести к образованию дефектов в виде трещин осевой зоны и нестабильности процесса деформации. В свою очередь, ковка на гидравлических прессах имеет ряд ограничений и сложностей организации процесса, связанных с длительностью цикла обработки, необходимостью подогрева инструмента, большой мощности оборудования, сложностью автоматизации процесса, невозможностью получения длинномерных изделий и др.

В работе [38] рассмотрено влияние термической обработки иковки на изменение микроструктуры и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo. На рисунке 1.3 приведены экспериментальные схемы изготовлениякованых прутков при нескольких вариантах окончания процесса: ковка при 1200 °C с последующим отжигом и охлаждением на воздухе (а) и ковка на готовый размер при температурах 1000 и 1100 °C со степенями деформации 50 и 40 – 57%, соответственно (б).

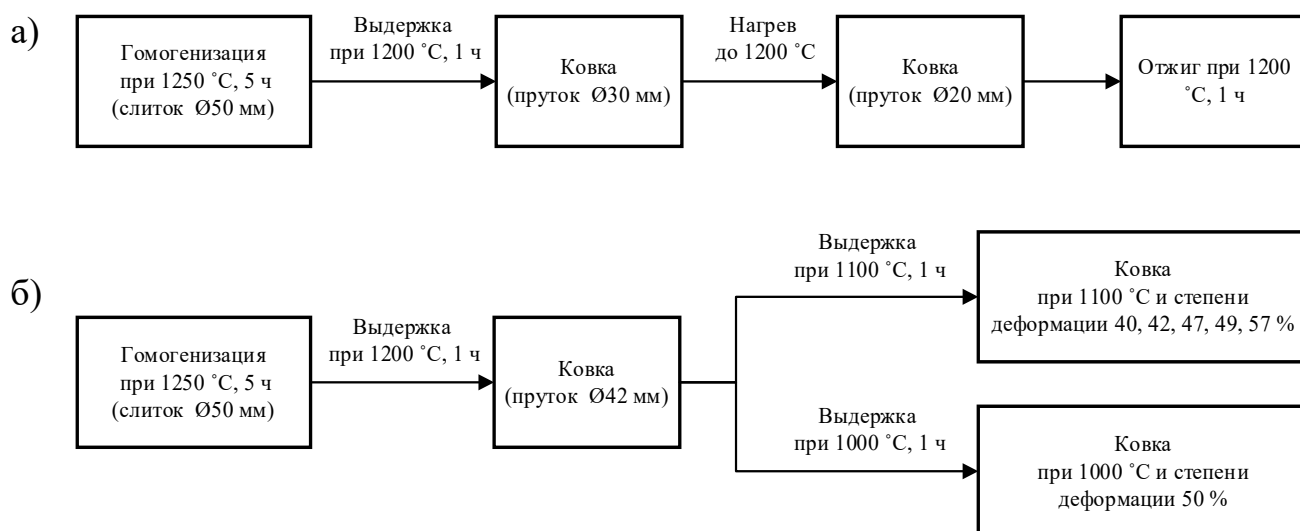


Рисунок 1.3 – Схема изготовления прутков из сплава системы Co-Cr-Mo при финальных операциях: а) ковка + отжиг б) и ковка без последующей ТО [38]

Согласно результатам исследования [38], в образцах, полученных при ковке на готовый размер при 1100 °С без финальной термической обработки, наблюдалась мелкозернистая микроструктура в сравнении с образцами после отжига. Значения пределов прочности и текучести линейно возрастали, в то время как значения удлинения снижались с увеличением степени деформации. При наибольшем значении степени деформации 57 % в матрице сплава в большом количестве содержались карбиды типа $M_{23}C_6$ (вследствие высокого содержания углерода в сплаве, $C = 0,26 \%$), также отмечено небольшое содержание карбидов типа M_6C , фазовый состав сплава – преимущественно γ -фаза с малой долей ε -фазы. При ковке с температуры 1000 °С количество карбидов типа M_6C значительно увеличивалось. В образцах послековки и отжига при 1200 °С по границам зерен отмечено выделение карбидов типа $M_{23}C_6$, фазовый состав описывался как γ -фаза с небольшим содержанием ε -фазы. Выделения σ -фазы при всех режимах обработки не обнаружено. Механические свойства полученных образцов представлены в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Механические свойства образцов при различных финальных операциях обработки [38]

Обработка	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %
Отжиг (1200 °С)	928 ± 41	553 ± 2	21 ± 2
Ковка (1100 °С)	1109 ± 61	715 ± 86	8 ± 1

Обеспечение высокой прочности продукции из сплава системы Co-Cr-Mo без потери пластических свойств в настоящий момент остается до конца не решенной задачей. Одним из способов улучшения характеристик механических свойств данных сплавов может быть получение однородной мелкозернистой структуры. В работе [39] К.Yamanaka и др. рассмотрели возможность получения ультрамелкозернистой структуры в сплаве системы Co-Cr-Mo (Co-29Cr-6Mo без добавок никеля) методомковки. Заготовки (слитки) предварительно подвергались гомогенизации при 1225 °С в течение 12 ч с и далее процессуковки до получения прутка диаметром 14 мм. Полученные образцы прутка были нагреты и выдержаны при 1225 °С в течение 10 мин, и далее испытаны на одноосное сжатие при скорости деформации $1,07 \text{ с}^{-1}$ и степени деформации 60,7, 78,2 и 83,4 % с последующей закалкой в воде. Результаты исследования продемонстрировали увеличение прочности сплава за счет уменьшения размера зерна, при этом максимальное удлинение зафиксировано при значениях среднего размера зерна 5 – 10 мкм. Дальнейшее измельчение зерна отрицательно сказывалось на пластичности. Микроструктура сплава непосредственно послековки представляет собой комбинацию метастабильной γ -матрицы и мартенситной ϵ -фазы со средним размером зерна, равным 100 мкм. Ультрамелкозернистая структура сплава после испытаний на одноосное сжатие, по мнению исследователей, являлась следствием прошедшей динамической рекристаллизации. В данной структуре также присутствует мартенситная фаза, наличие которой оказывает влияние на пластические свойства. В таблице 1.5 представлены механические свойства и средний размер зерна после испытания образцов с рабочей длиной 11,5 мм и скорости деформации $1,45 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ [39].

Таблица 1.5 – Механические свойства сплава Co-29Cr-6Mo без никеля [39]

Степень деформации при ковке, %	Временное сопротивление разрыву, σ_B , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %	Средний размер зерна, мкм
0	980	570	16,8	100
60,7	1320	800	14,5	2,3
78,2	1450	1050	10,3	1,3
83,4	1450	1330	2,5	0,82

Также для производства заготовок для медицинского инструмента из сплава системы Co-Cr-Mo среди литературных данных представлены результаты исследований продольной прокатки на опытной установке с системой последовательных калибров (овал-круг) [40]. Однако данный процесс не получил промышленного применения и остается в рамках исследовательской работы.

Авторами работы [41] изучены вопросы обрабатываемости сплава с различным содержанием азота при холодной прокатке. В качестве исходных заготовок использованы небольшие отливки диаметром 25 мм и длиной 230 мм, из которых были вырезаны пластины и прокатаны со степенью деформации 5, 10, 20, 30 %. Установлено, что добавки азота стабилизируют γ -фазу при термической обработке (гомогенизации слитка), однако деформационно-индуцированное мартенситное превращение оказывает существенное влияние на обрабатываемость сплава при холодной прокатке, снижая ее по мере увеличения степени обжатия и содержания ϵ -фазы. При достижении степени деформации 30 % происходит растрескивание и разрушение образцов. Исследование механизмов упрочнения и причин разрушения при холодной прокатке также рассмотрено в работе [42]

Ряд исследовательских работ посвящен изучению формирования микроструктуры и свойств сплавов системы Co-Cr-Mo при холодной деформации. Так, в работе [43] рассмотрен процесс холодной ротационнойковки прутков из сплава Co-27Cr-6Mo-0,12N до конечного диаметра 5 мм при степени деформации от 20 до 42,6 % из предварительно деформированной заготовки (горячая ковка). Показано, что при деформации выбранным способом могут быть достигнуты чрезвычайно высокие значения прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$ до 1914 МПа) за

счет процесса упрочнения вследствие мартенситного превращения при деформации, однако относительное удлинение стремительно снижается с увеличением степени деформации и достигает критических значений $\delta = 0,9 \%$ при $\varepsilon = 42,6 \%$ (таблица 1.6).

Таблица 1.6 – Механические свойства сплава Co–27Cr–6Mo–0,12N [43]

Степень деформации, %	Временное сопротивление разрыву, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %
0	1040 ± 5	493 ± 6	$42,9 \pm 0,1$
21,5	1587 ± 1	1457 ± 21	$9,9 \pm 0,5$
26,6	1749 ± 20	1684 ± 4	$7,3 \pm 0,4$
42,6	1195 ± 13	1914 ± 11	$0,9 \pm 0,3$

В работе [44] исследовано изменение микроструктуры и свойств прутка диаметром 7,4 мм из сплава Co–28Cr–6Mo–0,14N–0,05C, полученного холодной ротационной ковкой (из заготовки, полученной горячей ковкой) и последующего отжига в интервале температур 900 – 1150 °C при времени выдержки от 10 мин до 6 ч. Установлено, что с увеличением температуры и времени отжига происходит значительный рост зерна с 8 мкм до 60 мкм в зависимости от режима обработки, при этом происходит снижение предела текучести с 900 МПа при температуре 900 °C до 500 – 650 МПа при обработке выше 1000 °C [44].

1.2.3 Аддитивные технологии

В настоящий момент аддитивные технологии (АТ) активно развиваются в различных отраслях промышленности благодаря возможности изготовления широкого диапазона изделий, имеющих сложную геометрическую форму или производство которых невозможно или затруднительно традиционными способами из-за высоких трудозатрат, длительного цикла изготовления или сложности конструкции. Методы аддитивного производства имеют большой потенциал в биомедицине, поскольку их применение открывает уникальные возможности для производства различных имплантатов, в том числе

персонализированных. Однако АТ, несмотря на преимущества, также имеют ряд ограничений при производстве продукции, такие как пористость, наличие остаточных напряжений, шероховатость поверхностей, требующих применения дополнительной постобработки и изучения влияния параметров процесса на микроструктуру и свойства синтезируемых материалов. В настоящее время активно исследуются процессы аддитивной печати нержавеющей сталей, жаропрочных сплавов, титановых и алюминиевых сплавов, высокоэнтропийных сплавов и др. для различных областей применения [45, 46]. Сплавы системы Co-Cr (Mo) также являются востребованными материалами для технологий аддитивного производства [47]. В литературе приводятся исследования процессов печати сплавов системы Co-Cr-Mo преимущественно методами селективного лазерного плавления (SLM) и электронно-лучевой плавки (EBM). Большинство работ рассматривают вопросы влияния параметров процесса печати (мощности, скорости и шага сканирования, толщины слоя) и последующей обработки (ГИП, термическая обработка) на механические свойства, микроструктуру сплава системы Co-Cr-Mo и получение бездефектной структуры. Подробные исследования синтезированной структуры на усталостную прочность и стойкость к износу практически отсутствуют [48]. Кроме этого, процессы аддитивного производства характеризуются высокими скоростями охлаждения ($10^5 - 10^6$ К/с для процесса SLM), что приводит к метастабильным структурам наряду с высокой плотностью внутренних дефектов, таких как дислокации и дефекты упаковки [49]. Следует отметить, что механические свойства сплавов системы Co-Cr-Mo, полученных методами АТ выше, чем у литых аналогов, однако наличие анизотропии свойств и ограниченная пластичность в настоящий момент сдерживает применение данных сплавов, полученных методами АТ (таблица 1.7).

Таблица 1.7 – Механические свойства сплава системы Co-Cr-Mo, полученные методами АТ

Наименование сплава	Временное сопротивление разрыву, σ_B , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, %
Co-26Cr-6Mo-0,2C (EBM) [50]	1450	510	3,6
Co-29Cr-6Mo (SLM) [51]	911 – 949	496 – 516	10,7 – 16,4
Co-28Cr-6Mo-0,15C (SLM) [52]	1139	839	12,3
Co-29Cr-6Mo SLM [53]	1150 – 1225	825 – 925	10 – 15
Co-29Cr-5,5Mo (SLM) [54]	923 – 1102	674 – 783	5,7 – 14,8

1.2.4 Термическая обработка и горячее изостатическое прессование

В процессе выплавки и деформационной обработки сплав системы Co-Cr-Mo претерпевает различные превращения, оказывающие значительное влияние на механические свойства, усталостную прочность, стойкость к коррозии и износу. Применение различных способов термической обработки позволяет добиться требуемых значений свойств и микроструктуры сплавов. Например, грубая дендритная структура и σ -фаза, характерные для литого сплава Co-Cr-Mo может быть устранена за счет применения процесса гомогенизации при температуре выше 1200 °C и длительного периода выдержки [55].

Влияние предварительной термической обработки перед горячей деформацией на свойства и микроструктуру сплава системы Co-Cr-Mo с малым содержанием углерода ($C = 0,008 \%$) при температурах нагрева литой заготовки 1170, 1200, 1230 и 1260 °C и времени выдержки 2, 6 и 15 ч с последующей закалкой в воде рассмотрено Sang-Nak Lee и др. в работе [56]. Проведенные исследования показали, что полное растворение σ -фазы в междендритном пространстве происходит при нагреве сплава при температуре 1260 °C и выдержке не менее 6 ч. Также, более высокие температуры термической обработки сдерживают протекание $\gamma \rightarrow \epsilon$ перехода, что приводит к повышению объемной доли остаточного аустенита (γ -фазы) при комнатной температуре. Кроме этого, объемная доля γ -фазы возрастает с повышением температуры и времени выдержки при термической обработке. В работе показано, что при температуре 1260 °C и времени

выдержки 6 и 15 ч объемная доля γ -фазы составила 65,8 и 76 %, соответственно. С возрастанием температуры и времени выдержки отмечено снижение предела текучести и повышение пластических свойств (рисунок 1.4, а, б).

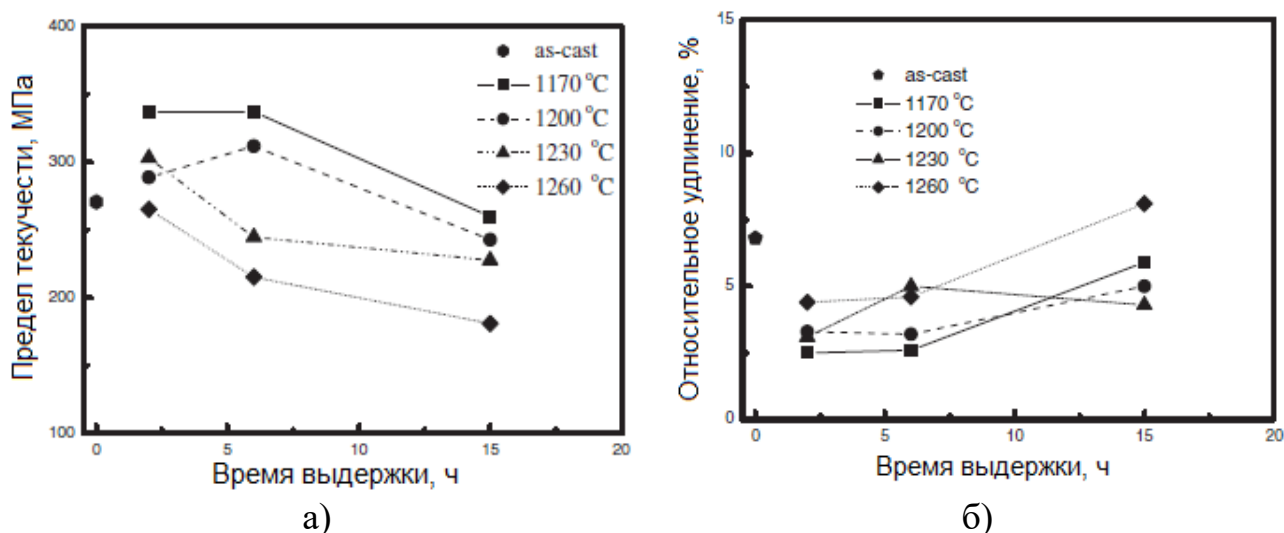


Рисунок 1.4 – Зависимость предела текучести (а) и относительного удлинения (б) от температуры и времени выдержки [56]

В работе [57] изучено влияние температуры предварительного нагрева перед гомогенизацией литых заготовок из сплавов Co–26,5Cr–5,3Mo–0,29C и Co–26,4Cr–5,3Mo–0,35C. Температуры предварительного нагрева составили 815 °C, 950 °C и 1100 °C при времени выдержки 4 ч, что соответствовало формированию карбидов с различной морфологией для каждой температуры. Показано, что предварительный нагрев способствует устранению обширных междендритных карбидных выделений и дендритной структуры, что приводит при дальнейшем нагреве при температуре 1225 °C и выдержке в течение 4 ч к формированию равноосной зерновой структуры. Наиболее заметный эффект одновременно для двух сплавов в виде повышения прочностных и пластических свойств достигался при температуре 815 °C (рисунок 1.5).

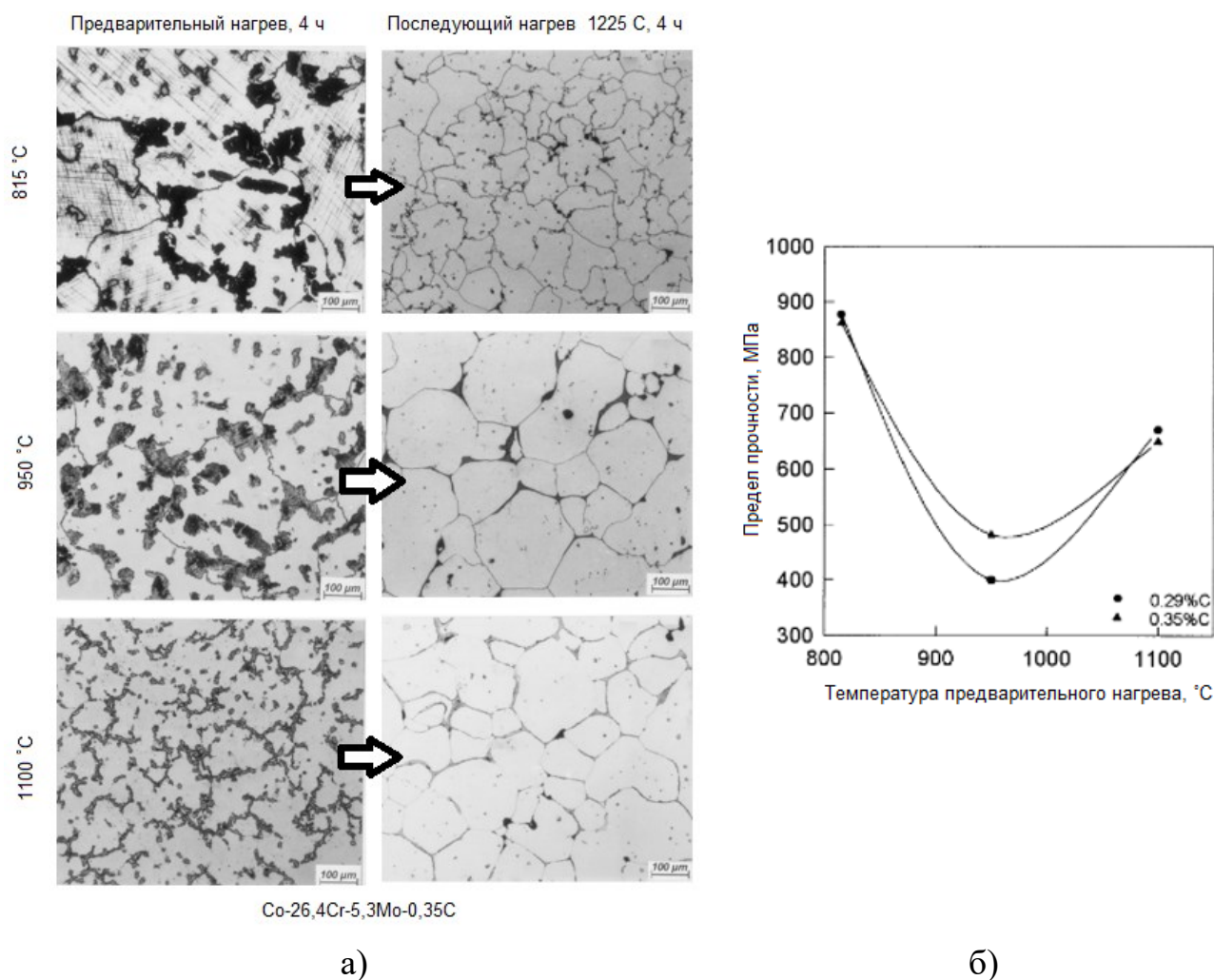


Рисунок 1.5 – Изменение микроструктуры (а) и предела прочности (б) сплавов системы Co-Cr-Mo при применении предварительного нагрева перед гомогенизацией при 1225 °С, 4 ч [57]

При выплавке сплава Co-Cr-Mo зачастую отмечается высокая пористость слитка. Одним из способов устранения данного дефекта может быть применение горячего изостатического прессования (ГИП).

Горячее изостатическое прессование является эффективным способом постобработки для устранения пористости во всем объеме металла и применяется в различных процессах, включая литье, диффузионную сварку, спекание и др. Данный способ характеризуется нагревом заготовки до высоких температур с приложением высоких давлений, близких или равных по значениям к пределу текучести в инертной атмосфере. В результате сжимающих напряжений возникает пластическая деформация и происходит уплотнение материала, а нагрев и

длительная выдержка обеспечивают гомогенизацию микроструктуры. Кроме этого, за счет высоких давлений и температур, газы, захваченные в порах, растворяются в металле, что приводит к их схлопыванию. Поры потенциально являются местами зарождения трещин и, как следствие, значительно снижают усталостную прочность, а также могут привести к образованию дефектов или разрушению металла при последующей деформационной обработке. Применение ГИП позволяет значительно улучшить усталостную прочность металла и снизить риски развития дефектов при дальнейшей обработке за счет устранения или уменьшения размера пор [58].

В работе [59] рассмотрено влияние ГИП и последующей термической обработки на пористость, морфологию частиц вторичных фаз и механические свойства литого сплава системы Co-Cr-Mo по ASTM F75. Образцы сплава подвергали ГИП при температуре 1200 °C и давлении 103 МПа в течение 4 часов с последующей выдержкой при температуре 1215 °C в среде аргона также в течение 4 ч, и конечной закалке. По результатам проведенных исследований установлено, что применение ГИП и ТО привело к уменьшению размеров глобулярных карбидов и микропор. При этом существенного изменения в значениях прочности и твердости не наблюдалось. Однако, наиболее заметный эффект от применения постобработки слитка выражен в повышении пластичности сплава за счет растворения хрупкой карбидной фазы по границам зерен и снижения размеров пор.

1.3 Анализ особенностей способа радиально-сдвиговой прокатки

Устранение дефектов литой структуры и получение высокой прочности сплавов системы Co-Cr-Mo без потери в уровне пластичности представляется важной исследовательской задачей. Одним из способов ее решения является получение мелкозернистой и ультрамелкозернистой структуры металлов за счет применения различных видов термомеханической обработки или методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако, поскольку сплавы системы Co-Cr-Mo могут образовывать смешанную (ГЦК+ГПУ фазы) или

однофазную структуру вследствие мартенситного превращения при охлаждении и деформации, приводящего к снижению пластичности, а также вследствие высокого сопротивления деформации при пониженных температурах, такие методы ИПД как равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка и аккумулялирующая прокатка в малой степени применимы для сплавов системы Co-Cr-Mo. В литературе нет данных о проведении подобных исследований. Кроме этого, применение ИПД ограничено высоким наклепом сплава в процессе пластической деформации из-за мартенситного превращения и наличием σ -фазы в литых заготовках, оказывающей охрупчивающий эффект [60].

На данный момент в промышленности радиально-сдвиговая прокатка (РСП) успешно применяется для получения прутков ответственного назначения с заданной структурой и механическими свойствами из стали, титановых сплавов, медных, магниевых сплавов. РСП также обеспечивает обработку труднодеформируемых сталей и сплавов, в том числе, высокоуглеродистых, инструментальных сталей, жаропрочных суперсплавов на никелевой основе. При выполнении деформации одна клеть РСП заменяет не менее 5 – 7 клетей продольной прокатки, что позволяет уверенно отнести данный процесс к бережливому производству за счет минимизации трудозатрат, сокращения сроков изготовления и возможности изготовления малых партий [61]. В свою очередь, РСП является способом обработки давлением, позволяющим создавать условия, близкие к интенсивной пластической деформации, реализация которого возможна в промышленных условиях. Данный вид обработки, в отличие от традиционной винтовой прокатки, подразумевает большие углы подачи (более 18°) в валках со специальной калибровкой, что позволяет осуществлять интенсивную сдвиговую деформацию с глубокой проработкой структуры металла и получением зерна субмикронного размера [62]. На рисунке 1.6 представлен внешний вид министана и схема процесса РСП.

а)



б)

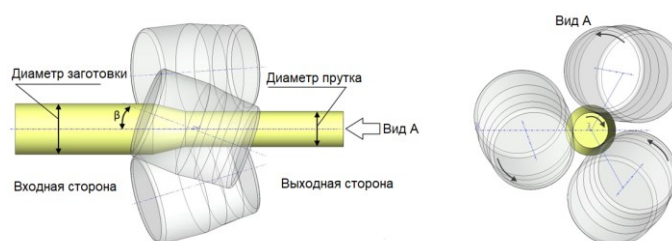


Рисунок 1.6 – Внешний вид министана радиально-сдвиговой прокатки (а) и схема процесса (б)

Способ радиально-сдвиговой прокатки открывает новые возможности для развития высокотехнологичных процессов и получения продукции с уникальным комплексом свойств [63 – 67]. Многочисленные работы, представленные в научной литературе, указывают на востребованность РСП как эффективного способа для получения структурированных металлов и сплавов, позволяющего исследовать материалы, которые ранее относились к трудно- или недеформируемым материалам. Кроме этого, внедрение технологии и комплекса оборудования РСП приводит к значительному сокращению трудозатрат, отходов производства, что в полной мере соответствует современным принципам бережливого производства [68 – 71].

Возможность получения мелкозернистой структуры различных металлов и сплавов в длинномерных объемах с применением радиально-сдвиговой прокатки представляет большой интерес для исследователей из-за ряда особенностей, отличающих данный способ от винтовой прокатки и позволяющих прорабатывать и измельчать структуру за счет увеличения доли сдвиговой деформации [72]. Основными управляющими факторами РСП являются углы подачи β и раскатки δ ,

а также угол конусности α участка обжатия заготовки по диаметру, при этом угол подачи – наиболее значимый из них. В теории винтовой прокатки влияние угла подачи характеризуется различным деформационным воздействием на металл заготовки, при малых углах подачи ($\beta \leq 12^\circ$) наблюдается разрушение центральной зоны заготовки, в то время как при высоких значениях ($\beta = 18 - 24^\circ$) происходит интенсивное уплотнение металла и измельчение структуры [73, 74]. Последний вариант применен в конструкциях мини-станов РСП, что позволяет реализовать процесс интенсивной сдвиговой деформации с получением ультрамелкозернистой структуры. При этом, значения управляющих факторов, при которых возможно получение подобных условий, находятся в ограниченной области и равны: $\beta = 18 - 20^\circ$, $\delta = 10 - 20^\circ$, $\alpha = 10 \pm 2,5^\circ$.

В работе [75] Галкиным С. П. и др. рассмотрена важная особенность процесса РСП, а именно возможность одновременной реализации различных схем деформации. При этом различные слои деформируемого металла также отражают особенности формирования структуры различных процессов обработки давлением. В таблице 1.8 и на рисунке 1.7 показано деформированное состояние различных слоев обрабатываемого материала при прокатке с углом подачи $\beta = 20^\circ$ и коэффициентом вытяжки $\mu = 2$ [75].

Таблица 1.8 – Деформированное состояние различных слоев проката при РСП [75]

Слой и точки	Относительный радиус	Траекторные коэффициенты			Процесс - аналог
		μ_β	θ_β	λ_β	
Внешние слои (П)	1	0,75	1,89	0,71	Нет аналога в стационарных процессах
А	0,32	1,00	1,41	0,71	Прокатка узкой полосы (плющенко) с большим уширением без вытяжки
В	0,22	1,19	1,19	0,71	Прокатка полосы средней ширины с равенством продольной и поперечной деформации
С	0,15	1,41	1,00	0,71	Прокатка широкого листа без уширения
Центральные слои (О)	0	2,00	0,71	0,71	Прессование, волочение круглого профиля

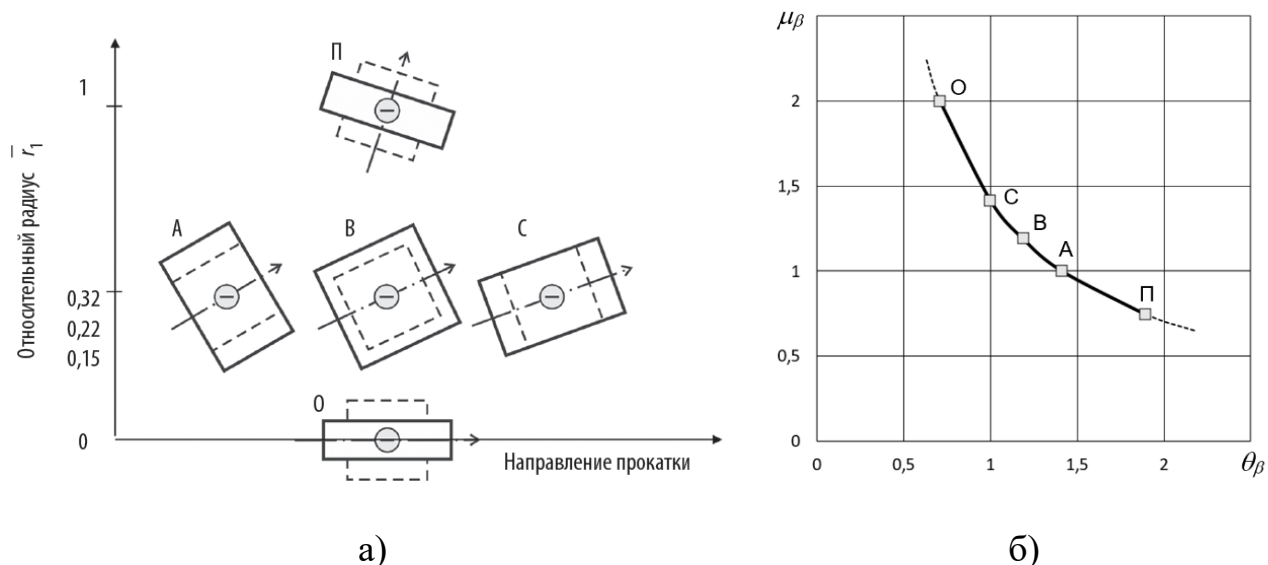


Рисунок 1.7 – Графическое изображение деформационного состояния различных слоев проката (а) и послойное изменение схемы деформации (б) при РСП [75]

Параметры μ_β , θ_β , λ_β представляют собой траекторные коэффициенты деформации: вытяжки, поперечной деформации и радиальной деформации, соответственно, и определяют локальное формоизменение отдельных частиц в соответствующей системе координат, характерной для траектории движения. Схема деформации, реализуемая во внешних слоях заготовки между поверхностью и точкой А на рисунке 1.7, б является уникальной особенностью РСП и заключается в деформации со сжатием траекторных элементов в направлении движения и растяжением поперек траекторий [75].

Вследствие сложности протекающих процессов и необходимости одновременного учета большого количества факторов, оказывающих влияние на конечные характеристики продукции способ РСП активно исследуется с применением современных программных комплексов для моделирования (QForm, DEFORM) на основе метода конечных элементов (МКЭ), позволяющих спрогнозировать параметры процесса, свойства готового изделия, выявить причины возможного образования дефектов и др., и как следствие, выбрать наиболее подходящие режимы обработки в реальных условиях [76 – 80].

Полученные данные о влиянии различных технологических факторов могут быть полезны при разработке технологического процесса и выборе рациональных режимов термомеханической обработки.

Применение технологии РСП для получения длинномерных прутков малого диаметра с высоким комплексом функциональных свойств, востребованных в медицине, в том числе при изготовлении медицинских имплантатов является важной задачей последних лет. Возможности способа РСП позволяют определить потенциальные направления развития в области получения полуфабрикатов для медицины, в частности, применение РСП как для улучшения механических и функциональных свойств уже существующих материалов, так и для обработки новых [81, 82]. Как показывают многочисленные исследования [83 – 90], способ РСП способствует повышению прочности материала, при этом значения пластичности остаются на уровне или выше в сравнении с другими промышленными способами обработки давлением.

Выводы по главе 1

1. Сплав системы Co-Cr-Mo является востребованным материалом для производства хирургических имплантатов, однако достижение наиболее благоприятных соотношений механических свойств остается важной исследовательской задачей.

2. Рассмотренные способы обработки сплава системы Co-Cr-Mo, предложенные рядом исследователей, за исключением способов литья иковки заготовок элементов хирургических имплантатов, в настоящий момент не вышли на стадию промышленного освоения и остаются в рамках прикладных исследований.

3. Анализ реферативных баз данных научных изданий показал, что исследования сплавов системы Co-Cr-Mo и способов обработки осуществляются преимущественно зарубежными научными коллективами, при этом заготовки для медицинских изделий, а также непосредственно имплантаты и их компоненты,

выполненные из данного сплава, полностью импортируются на территорию Российской Федерации.

4. Отсутствие локализованного производства полуфабрикатов из сплавов системы Co-Cr-Mo для изготовления элементов хирургических имплантатов усиливает зависимость медицины от зарубежных поставок, что также увеличивает стоимость высокотехнологичной помощи. Вследствие этого разработка технологического процесса производства полуфабрикатов из сплавов системы Co-Cr-Mo с требуемым комплексом свойств представляется перспективным направлением исследований.

5. Радиально-сдвиговая прокатка (РСП) является актуальным направлением создания и развития современных высокотехнологичных процессов термомеханической обработки для получения структурированных длинномерных прутков из специальных сплавов на компактном оборудовании с высокой эффективностью даже при малых партиях. Инновационный потенциал процесса и станов РСП, весьма перспективен для производства деформированных полуфабрикатов сплавов системы Co-Cr-Mo.

ГЛАВА 2. АНАЛИЗ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ CO-CR-MO

2.1 Исследование реологических свойств сплава системы Co-Cr-Mo

Для разработки деформационно-скоростных режимов обработки сплава системы Co-Cr-Mo проведено физическое моделирование процесса одноосного сжатия на испытательном комплексе «Gleeble System 3800» и выполнен анализ деформационного поведения при различных скоростях и температурах деформации. Для испытаний использованы образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм, вырезанные из слитка, полученного методом вакуумно-индукционной выплавки и подвергнутого гомогенизационному отжигу при 1230 °C в течение 6 ч. Химический состав исходного слитка представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сплава системы Co-Cr-Mo

Материал	Химический состав, % масс.							
Co-28Cr- 6Mo	Co	Cr	Mo	Ni	Fe	Si	C	S
	основа	28,0	6,0	0,7	0,5	0,3	0,013	0,004

Испытания на одноосное сжатие проводили в среде вакуума при температурах $T = 1000, 1100$ и 1200 °C и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 1, 10$ и 50 с⁻¹. Образцы предварительно нагревали до температуры на 20 °C выше температуры предстоящей деформации со скоростью 10 °C/с и выдерживали 60 с, далее охлаждали до температуры деформации со скоростью 2 °C/с и выдерживали при температуре испытаний 180 с до начала сжатия. После окончания процесса сжатия выполнено скоростное охлаждение до комнатной температуры смесью газа N₂ и He при скорости охлаждения примерно 50 °C/с [91, 92]. Образцы деформировали в горячем состоянии с показателем логарифмической деформации $e = 0,75$ в условиях поддержания постоянной истинной скорости деформации образца при заданной температуре. По результатам получены зависимости сопротивления

деформации сплава от скорости и температуры деформации, представленные на рисунках 2.1, 2.2.

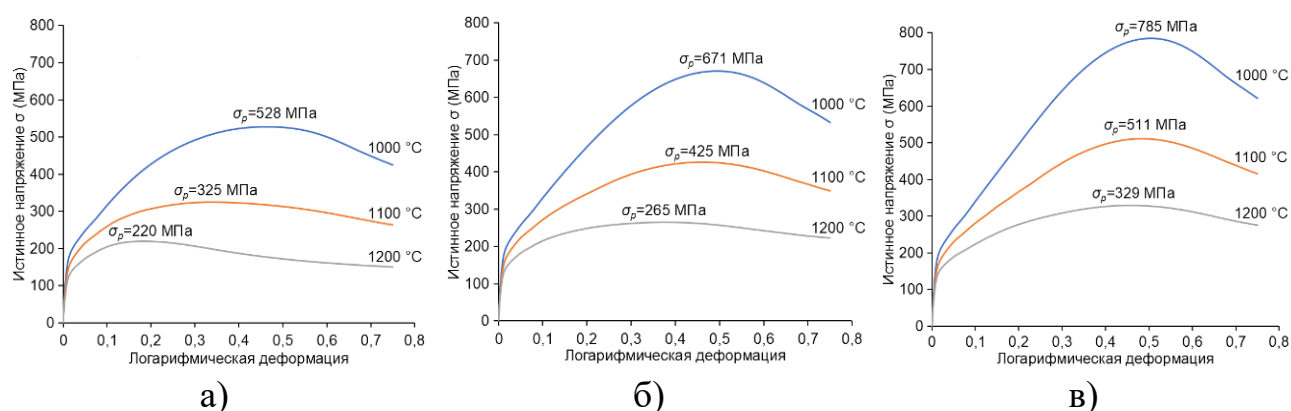


Рисунок 2.1 – Кривые сопротивления деформации при скорости деформации: а) 1 с^{-1} , б) 10 с^{-1} и в) 50 с^{-1} в интервале температур $1000 - 1200 \text{ °C}$

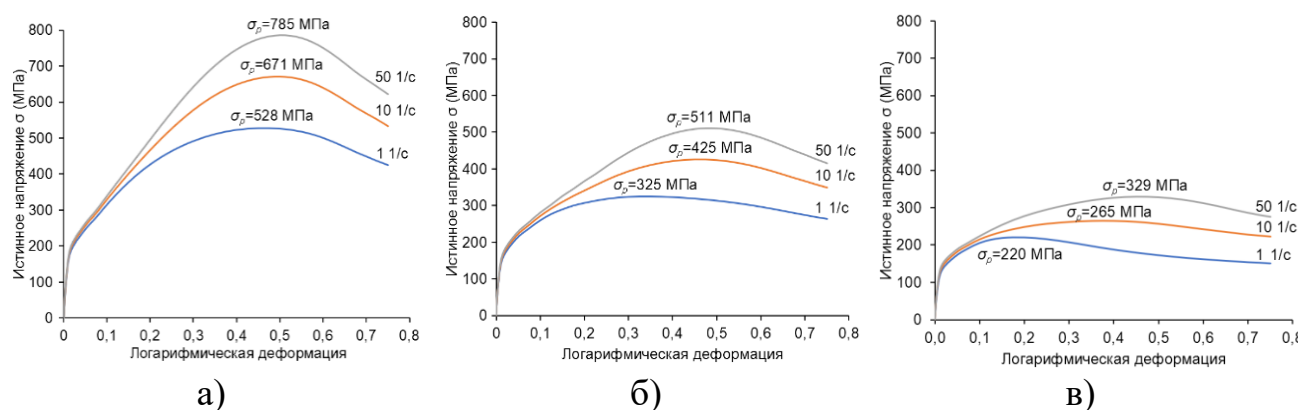


Рисунок 2.2 – Кривые сопротивления деформации при температурах деформации: а) 1000 °C , б) 1100 °C и в) 1200 °C в интервале скоростей деформации $1 - 50 \text{ с}^{-1}$

Анализ результатов испытаний показал, что при температуре 1000 °C и скорости деформации 50 с^{-1} сопротивление деформации сплава Co-28Cr-6Mo достигает максимального пикового напряжения 785 МПа (рисунок 2.1, в, 2.2, а), в то время как минимальное значение 220 МПа отмечено при параметрах $T = 1200 \text{ °C}$ и $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ (рисунок 2.1, а, 2.2, в). Построенные кривые отражают общую тенденцию к снижению сопротивления деформации сплава с повышением температуры, увеличение скорости деформации приводит к росту напряжения

течения. При этом пиковые напряжения резко возрастают с понижением температуры и повышением скорости деформации [91, 92].

Кривые сопротивления деформации по мере изменения температуры при всех скоростях деформации имеют общий характер: участок увеличения напряжения до достижения пика с последующим снижением. Выраженность пиковых напряжений на кривых связано с протекающими процессами упрочнения и разупрочнения, что отражено в изменении микроструктуры испытанных образцов (рисунок 2.3).

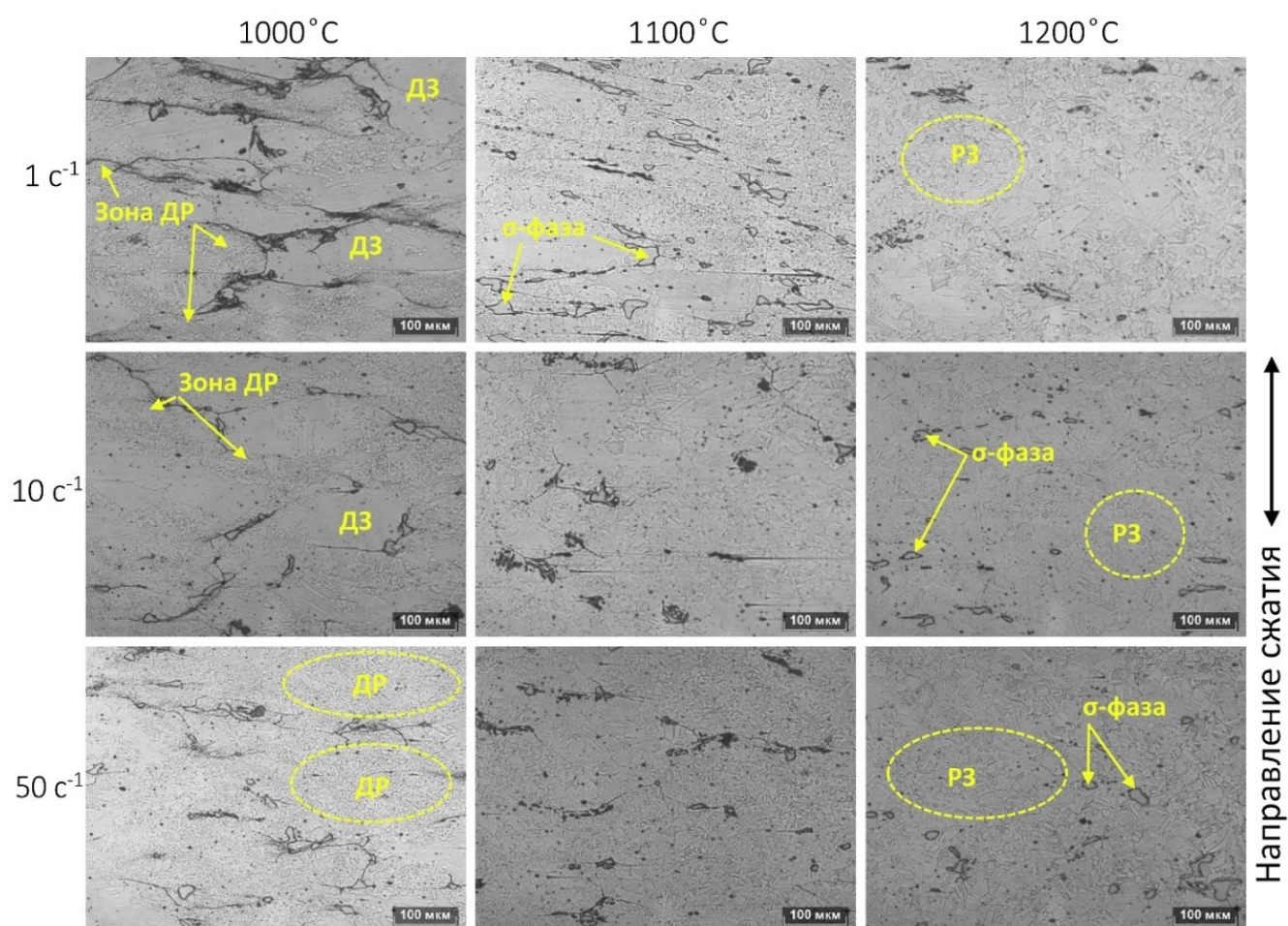


Рисунок 2.3 – Изменение микроструктуры образцов сплава Co-28Cr-6Mo в зависимости от температуры и скорости деформации

При температуре 1000 °C структура образцов состоит из деформированных крупных исходных зерен (ДЗ) и мелких рекристаллизованных зерен (РЗ) вблизи границ, количество которых возрастает с увеличением скорости деформации и интенсификации динамической рекристаллизации. Однако несмотря на высокую скорость деформации $\dot{\epsilon} = 50 \text{ с}^{-1}$ отмечено преобладающее количество

деформированных зерен, что в совокупности с высокими пиковыми напряжениями указывает на упрочнение сплава. Кроме этого, в структуре наблюдаются обширные включения интерметаллидной σ -фазы, локализованные по границам зерен. С повышением температуры (1100 °C) и скорости деформации доля рекристаллизованных зерен значительно возрастает, как и их размер, что приводит к разупрочнению сплава, и как следствие, снижению сопротивления деформации. При температуре 1200 °C структура образцов представлена полностью рекристаллизованными зернами, размер которых увеличивается по мере увеличения скорости деформации. Также с повышением температуры деформации отмечено снижение доли интерметаллидной σ -фазы [91].

На основе полученных экспериментальных данных о деформационном поведении сплава Co-28Cr-6Mo после испытаний на одноосное сжатие, построены карты пластичности материала, методика разработки которых предложена Прасадом [93] и основывается на теории динамической модели материала. Построение подобных карт позволяет оценить способность сплава к горячей деформации и выбрать наиболее благоприятные режимы обработки материалов [94–96]. Методика разработки карт пластической деформации для определения рациональных условий проведения термо-деформационной обработки сводится к построению зависимости способности материала рассеивать энергию деформации (η -критерий) и зависимости стабильности пластического течения (ξ -критерий) от температуры, скорости и степени пластической деформации. Для каждого уровня наведенной логарифмической деформации может быть построена 3D-плоскость, показывающая зависимость распределения механического сопротивления от фактической температуры и логарифма фактической скорости деформации (рисунок 2.4, а), и как следствие, сформирован массив данных во всем рассматриваемом диапазоне (рисунок 2.4, б). В результате графического анализа полученных зависимостей появляется возможность выбора рациональных («безопасных») условий пластической деформации [92].

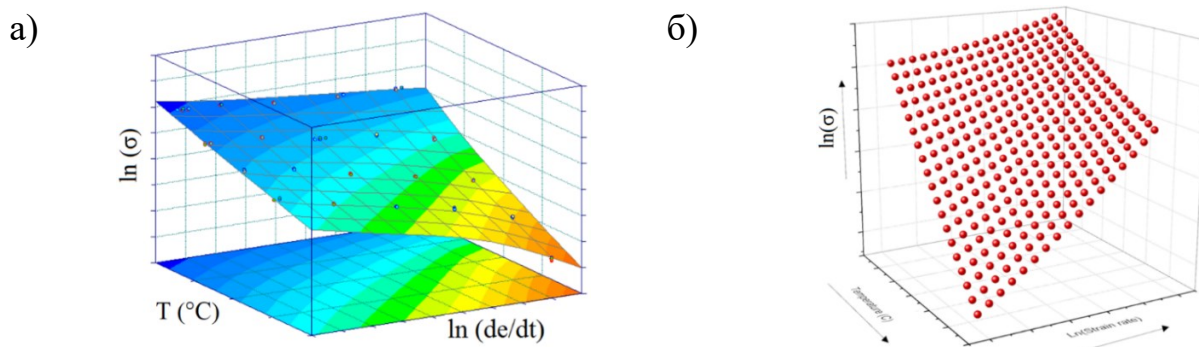


Рисунок 2.4 – Температурно-скоростная зависимость сопротивления деформации
 а) к моменту накопления выбранного значения логарифмической деформации
 (Первичная 3D-плоскость распределения и её проекция); б) изменение
 сопротивления деформации в зависимости от T и $\ln(\dot{\epsilon})$ при фиксированном
 значении e

Согласно представленной выше методике благоприятными условиями деформации могут считаться значения, при которые ζ достигает максимальных положительных значений. На рисунке 2.5 приведены расчетные диаграммы изменения критерия стабильности пластического течения ζ от температуры и скорости деформации по мере нарастания логарифмической деформации e в интервале 0,15 – 0,75, что соответствовало относительной степени деформации образцов 14 – 53 %.

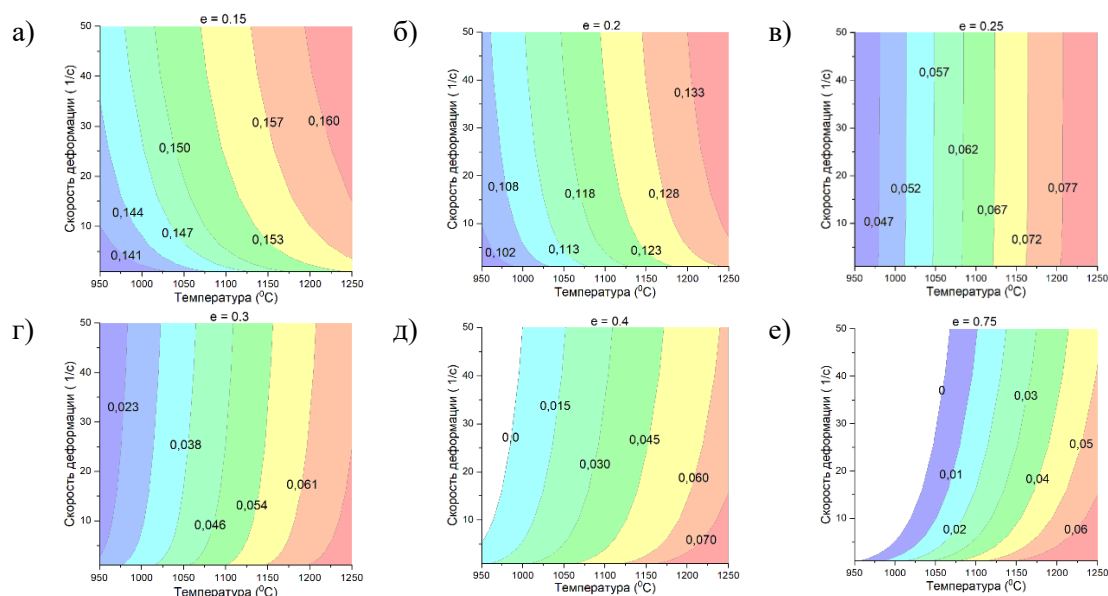


Рисунок 2.5 – Изменение температурно-скоростной зависимости критерия стабильности пластического течения ζ по мере накопления логарифмической деформации: а) 0,15; б) 0,20; в) 0,25; г) 0,30; д) 0,40; е) 0,75

Интерпретация полученных данных показывает, что области благоприятных температурно-скоростных условий (с достижением максимальных значений ξ) по мере накопления деформации сдвигаются в сторону высоких температур и малых скоростей деформации. При этом, при $e = 0,4$ и выше наблюдается появление и рост области с отрицательными значениями ξ (белые области на диаграммах, рисунок 2.5, д, е), что указывает на критические условия обработки. При $e \leq 0,2$ значения критерия стабильности пластического течения ξ сохраняется практически на одном уровне (0,102 – 0,160) во всем диапазоне температур и скоростей.

Таким образом, при горячей деформации сплава Co-28Cr-6Mo с повышением обжатия (коэффициента вытяжки) целесообразно проводить обработку при низких скоростях деформации от 1 до 5 с⁻¹ в области повышенных температур (1150 – 1200 °C). При малых значениях $e \leq 0,2$ необходимо обеспечение значений скорости деформации не менее 20 с⁻¹ и температуры более 1150 °C.

2.2 Экспериментальное обоснование предварительной обработки заготовки для радиально-сдвиговой прокатки сплава системы Co-Cr-Mo

При разработке технологии производства выбор исходной заготовки и параметров ее предварительной обработки являются важной задачей, поскольку качество заготовки во многом определяет свойства конечной продукции. Дефекты литой структуры (пористость, дендритная ликвация, неметаллические включения, крупнозернистость и др.) могут приводить к разрушению заготовки в процессе обработки. Наличие σ -фазы в сплавах системы Co-Cr-Mo вызывает охрупчивание сплава и снижение пластичности. Кроме того, существует ряд легированных сплавов, которые затруднительно бездефектно деформировать методом РСП в литом состоянии.

Таким образом, для экспериментального исследования возможности применения процесса РСП выбраны заготовки из сплава системы Co-Cr-Mo в трех различных состояниях:

- слиток после гомогенизационного отжига (слиток №1);
- слиток, подвергнутый горячему изостатическому прессованию (ГИП) (слиток №2);
- предварительно деформированная (кованая) заготовка (из слитка №3 после гомогенизационного отжига).

Исследуемые слитки диаметром 50 – 55 мм (№1, 2) и 75 мм (№3) (после механической обработки) получены методом вакуумно-дуговой выплавки, а их химический состав соответствовал ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009.

Предварительные режимы обработки выбраны на основе литературных данных, приведенных в главе 1, и фазовых диаграмм состояния, построенных в программном пакете JMat Pro для химических составов слитков №1–3 (рисунок 2.6)

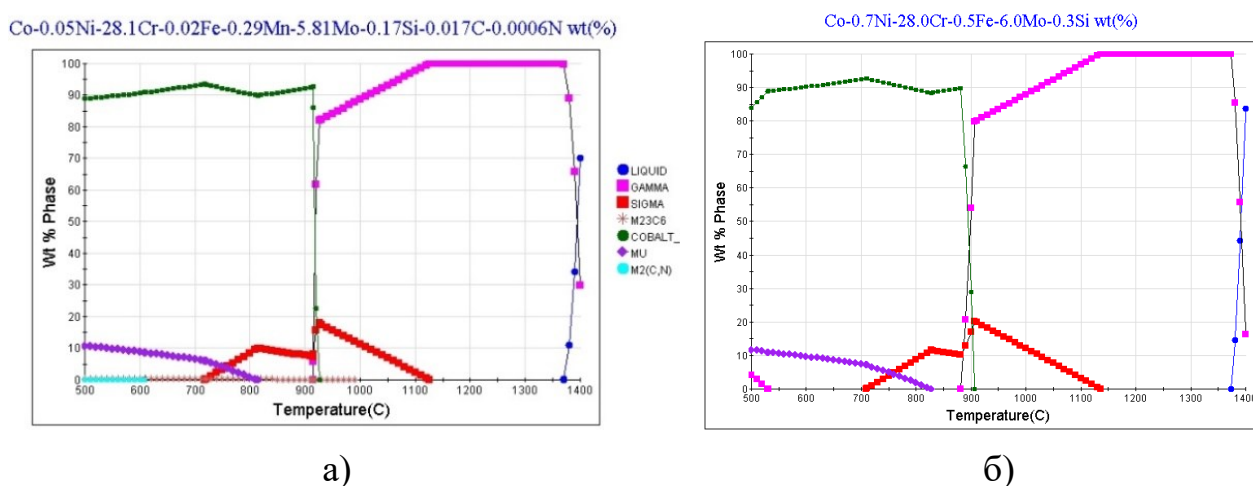


Рисунок 2.6 – Диаграммы состояния сплава системы Co-Cr-Mo при различном химическом составе: а) слитки №1, 2; б) слиток №3

Гомогенизационный отжиг слитка №1 проводили в вакуумной печи при температуре 1230 °С в течение 6 ч. Слиток №2 подвергали ГИП при температуре 1200 °С и давлении 160 МПа с выдержкой в течение 4 ч. Выбор данных способов обработки в эксперименте обусловлен возможностью растворения σ -фазы за счет длительных выдержек и высоких температур, а также устранения остаточной пористости в случае ГИП. Ковку слитка №3 выполняли на изотермическом прессе с подогреваемыми бойками (950 °С) при температуре 1200 °С с коэффициентом

укова ~ 4 и последующей закалкой в воде. Перед ковкой слиток №3 также был подвержен гомогенизационному отжигу по режиму аналогичному для слитка №1.

По результатам проведенного EBSD анализа (рисунок 2.7) фазовый состав слитков №1 и №2 после обработки представлен преобладающей γ -фазой (ГЦК-решетка) и ε -фазой (ГПУ-решетка), а также крупными включениями σ -фазы по границам зерен. Кованая заготовка преимущественно состоит из ε -мартенсита атермического происхождения и имеет более мелкозернистую микроструктуру.

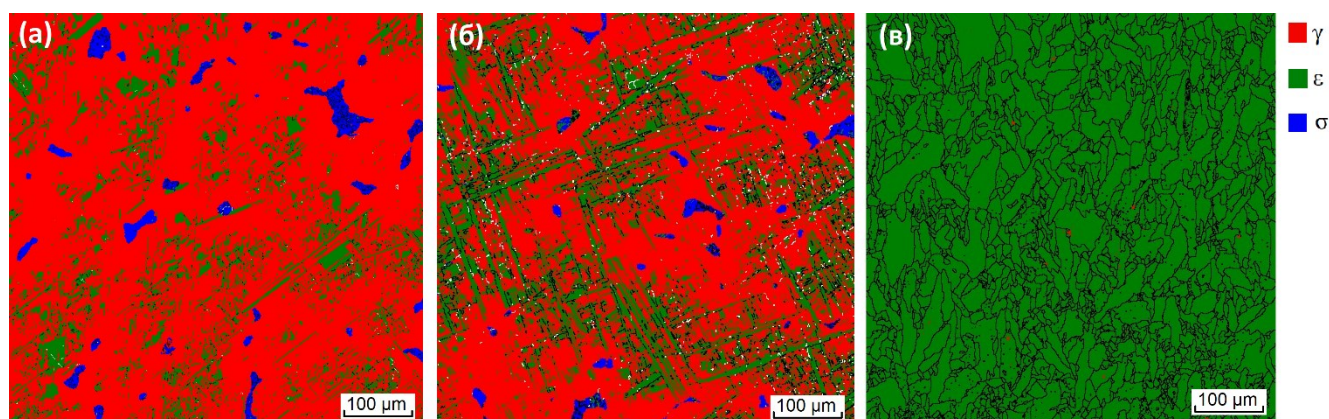


Рисунок 2.7 – Микроструктура исходной заготовки: а) литая после гомогенизации; б) после ГИП; в) после изотермическойковки (гомогенизационный отжиг + ковка)

Далее все три заготовки деформировали на станах радиально-сдвиговой прокатки МИСиС-100Т и «20–40» за 5 проходов (по маршруту $\varnothing 55 \rightarrow \varnothing 50 \rightarrow \varnothing 46 \rightarrow \varnothing 37 \rightarrow \varnothing 32$ мм) до получения прутка диаметром 32 мм с последующей закалкой в воде.

На рисунке 2.8 показаны микроструктуры образцов прокатанных заготовок (центральная зона) в поперечном сечении и их внешний вид. Как видно из полученных результатов, после деформации заготовки, полученные из слитков после гомогенизации и ГИП, имеют выраженные внутренние дефекты, образовавшиеся в местах локализации σ -фазы, что подтверждает необходимость ее устранения перед деформацией, а также вследствие крупнозернистости слитка. Очевидно, наличие σ -фазы указывает на недостаточное для ее растворения время выдержки при гомогенизации и ГИП. Кроме этого, объемная доля и морфология

σ -фазы могут в значительной степени зависеть от условий выплавки исходного слитка. При этом, в прутке, полученном из предварительно ковальной заготовки, отсутствуют видимые дефекты в виде трещин и пор, а также включения σ -фазы [97].

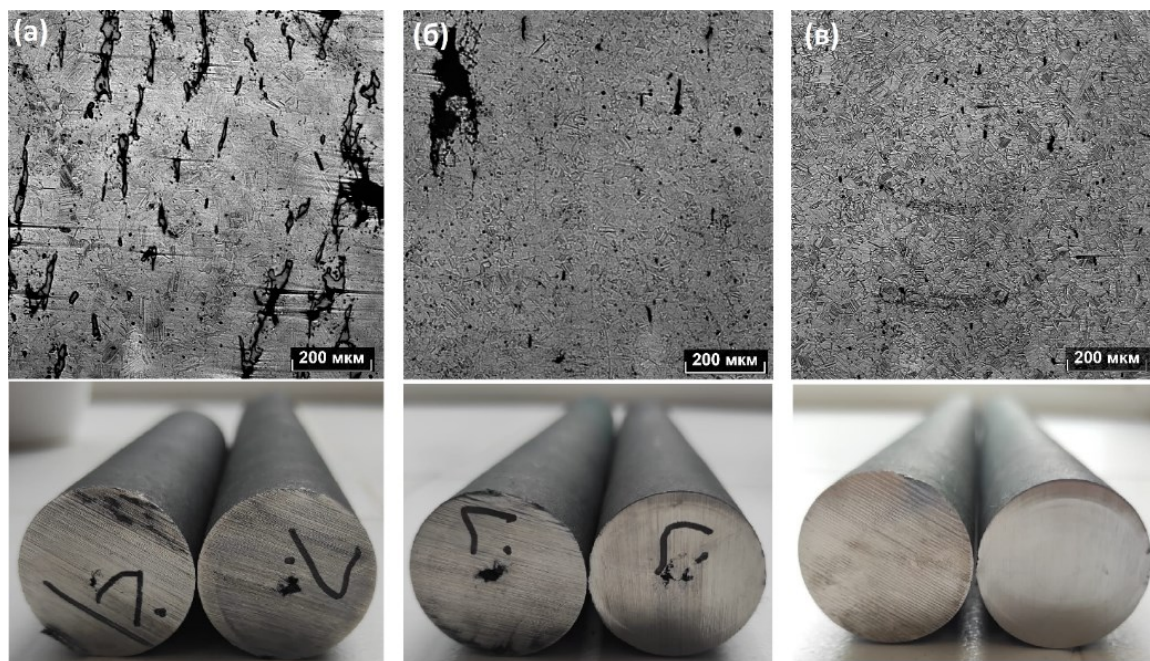


Рисунок 2.8 – Микроструктура осевой зоны прутков после РСП с использованием исходной заготовки: а) литая после гомогенизации; б) после ГИП; в) гомогенизация + изотермическая ковка

Крупнозернистая структура и наличие нерастворенной σ -фазы в заготовках №1 и №2 в данном случае не позволяет получить качественный прутки без дефектов из-за недостаточного ресурса технологической пластичности заготовок. Применение изотермическойковки при температуре выше 1100 °С позволяет сдерживать как образование ε -мартенсита (менее пластичной фазы) в процессе деформации, так и выделение σ -фазы, а также обеспечивает проработку структуры (измельчение зерна). Однако в процессе последующего ускоренного охлаждения происходит атермическое полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \varepsilon$, свойственное сплавам системы Co-Cr-Mo.

Таким образом, проведенное экспериментальное исследование указывает на целесообразность предварительной деформации заготовки перед РСП с целью

получения бездефектного полуфабриката в виде длинномерных прутков. Для улучшения деформируемости литых заготовок необходимо дополнительно проводить гомогенизационный отжиг с подбором рационального режима по температуре и времени выдержки, однако применение исключительно литой (гомогенизированной) заготовки для РСП повышает вероятность образования дефектов в конечной продукции. Применение ГИП, в данном случае, не оказало значительного эффекта на качественные характеристики полученного прутка, кроме этого, введение подобной операции в технологический процесс приведет к повышению трудоемкости и удорожанию производственного процесса.

2.3 Расчетно-аналитическая оценка угловых параметров траекторий и разработка калибровки рабочего инструмента

Большинство современных способов интенсивной пластической деформации, таких как угловое прессование, мультиосевая ковка, осадка с кручением, винтовая экструзия и т. п., основаны на искусственном создании процессов ОМД с геометрически сложными траекториями пластического течения, которые обеспечивают высокие степени истинной деформации (более 6 – 8), позволяют интенсивно измельчать структурное строение и комплексно повышать свойства металла. К числу основных условий достижения больших значений истинных деформаций принято относить: развитые сдвиговые перемещения металла; знакопеременные и поворотные деформации; траектории малой кривизны и т. д. [75, 83, 98, 99]. В процессах радиально-сдвиговой прокатки такие условия создаются максимально естественным образом за счёт течения металла по геликоидальным траекториям с параметрами, зависящими от радиуса траекторий и изменяющимися по ходу процесса.

Геометрия траекторий в очаге деформации имеет сложную конфигурацию трёхмерных линий геликоидального типа. Причем траектории во внешних слоях заготовки состоят из чередующихся отрезков знакопеременной кривизны: вогнутых в зоне контакта с валками и выпуклых в межвалковых зазорах. В

центральных слоях вогнутые участки отсутствуют. По мере продвижения частиц металла в очаге деформации радиус траекторий уменьшается, а тангенс угла подъема увеличивается обратно пропорционально кубу радиуса. Скорость течения частиц металла во внешних слоях деформируемой заготовки уменьшается, а во внутренних увеличивается, что создает эффект объёмного макросдвига. Поворот вектора скорости формирует развитую поворотную деформацию, которая может быть измерена разностью углов подъёма траекторий, между входом в очаг и выходом из него, а также изменением этой разности между слоями заготовки.

Истечение металла при РСП сопровождается рядом уникальных деформационно-кинематических эффектов, изучение которых представляет собой несомненный научный и практический интерес для дальнейшего совершенствования процесса [81, 100 – 103].

Оценка поворотной деформации при радиально-сдвиговой прокатке

Оценка угла поворота вектора скорости (поворотной деформации) при РСП выполнена с использованием аналитической методики траекторно-скоростного анализа [100, 101] и модернизированной применительно к слоистой модели [102].

Расчетная схема представлена на рисунке 2.9.

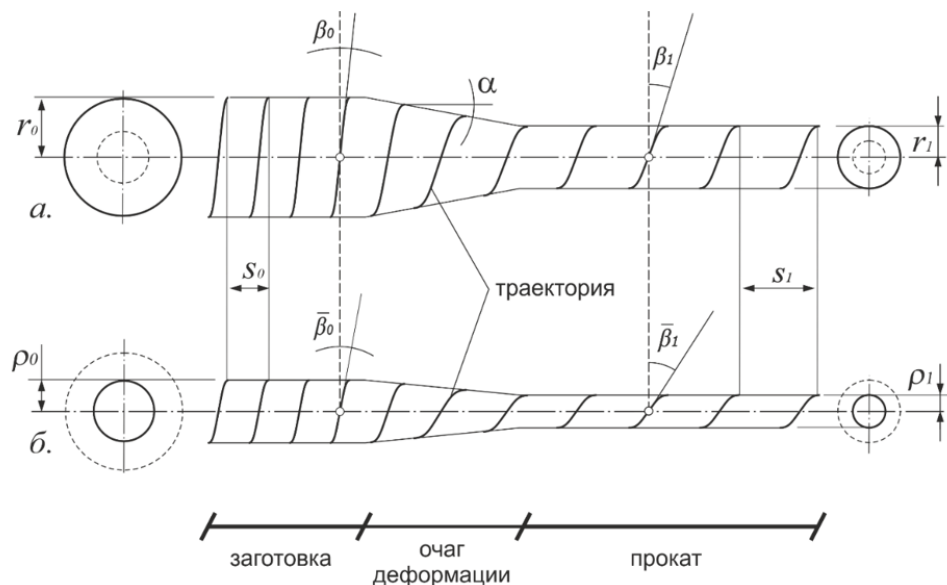


Рисунок 2.9 – Схема траекторий течения металла различного радиуса: а) на поверхности заготовки и б) в произвольном сечении

В установившейся стадии процесса движение металла вне очага деформации происходит по траекториям в виде винтовых линий. В силу стационарности процесса траектории совпадают с линиями тока. На поверхности заготовки, до очага деформации, угол подъёма траекторий радиуса r_0 составляет β_0 . При обжатии в очаге деформации радиус траектории уменьшается до значения r_1 , а угол подъёма увеличивается до β_1 (рисунок 2.9, а). При этом имеет место соотношение [101]:

$$\frac{tg\beta_1}{tg\beta_0} = \left(\frac{r_0}{r_1}\right)^3 = \zeta \quad (2.1)$$

где ζ (дзетта) – коэффициент подъёма траектории.

Для процессов винтовой прокатки свойственно развитое скольжение деформируемого металла относительно поверхности валков, которое принято характеризовать коэффициентами осевой и тангенциальной скорости [104]. В работе [105] экспериментально показано, что при РСП скольжение существенно изменяется вдоль очага деформации, снижаясь от входа к выходу. В зоне выхода металла из валков оно минимально. При использовании универсального способа винтовой прокатки [106] коэффициенты осевой и тангенциальной скорости не выходят за пределы 0,9 – 1,1 [105] даже при существенном изменении радиальных обжатий (при коэффициентах $\zeta = 1,15 – 5,00$). Это даёт возможность вести расчеты, полагая значение β_1 приблизительно равным углу подачи валков β_B .

В очаге деформации радиус и угол подъёма выделенной траектории изменяются соразмерно так, что

$$r_1^3 \cdot tg\beta_1 = r_0^3 \cdot tg\beta_0 = r_x^3 \cdot tg\beta_x = const. \quad (2.2)$$

Параметры $\bar{\beta}_0$ и $\bar{\beta}_1$ произвольной траектории начального радиуса ρ_0 в объёме деформируемой заготовки (рисунок 2.9, б) могут быть определены по правилу замкнутых контуров [107]. С учётом равномерности деформации удлинения

(постоянства коэффициента вытяжки μ) по сечению проката можно записать:

$$\frac{s_1}{s_0} = \left(\frac{r_0}{r_1}\right)^2 = \left(\frac{\rho_0}{\rho_1}\right)^2 = \mu, \quad (2.3)$$

где s_0 и s_1 шаги винтовых траекторий, одинаковые для всех точек заготовки и проката в стационарной стадии процесса.

С приемлемой точностью допустимо принять

$$s_0 = 2\pi \cdot r_0 \cdot \operatorname{tg} \beta_0 = 2\pi \cdot \rho_0 \cdot \operatorname{tg} \bar{\beta}_0 \text{ и } s_1 = 2\pi \cdot r_1 \cdot \operatorname{tg} \beta_1 = 2\pi \cdot \rho_1 \cdot \operatorname{tg} \bar{\beta}_1. \quad (2.4)$$

Отсюда следуют выражения для расчета углов подъёма произвольной траектории до $\bar{\beta}_0$ и после $\bar{\beta}_1$ очага деформации

$$\operatorname{tg} \bar{\beta}_0 = \frac{\operatorname{tg} \beta_0}{\bar{r}_0} \quad \text{и} \quad \operatorname{tg} \bar{\beta}_1 = \frac{\operatorname{tg} \beta_1}{\bar{r}_1}, \quad (2.5)$$

где $\bar{r}_0 = \frac{\rho_0}{r_0}$ и $\bar{r}_1 = \frac{\rho_1}{r_1}$ – относительные радиусы рассматриваемой траектории.

В дальнейших преобразованиях можно опустить индексы «0» и «1» в полученных выражениях, поскольку для конкретной траектории, с учётом принятых допущений, относительный радиус остается постоянным в процессе стационарного течения, т. е. $\bar{r}_0 = \bar{r}_1 = \bar{r}$.

Весьма важным параметром дробности процесса формоизменения металла является число циклов N в очаге деформации. Для трёхвалковой винтовой и радиально-сдвиговой прокатки под числом циклов N понимается количество поворотов заготовки на угол $2\pi/3 = 120^\circ$ в очаге деформации или на его отдельных участках. В работах [81, 100, 101] рекомендуется и успешно применяется ряд аналитических формул расчета N на обжимном участке с углом конусности α . В частности:

$$N = \frac{1}{C}(\zeta - 1), \quad N = \frac{1}{C} \left(\frac{tg\beta_1}{tg\beta_0} - 1 \right) \quad \text{и} \quad N = \frac{1}{C_\alpha} (ctg\beta_0 - ctg\beta_1), \quad (2.6)$$

где $C = 2\pi \cdot tg\alpha \cdot tg\beta_1$ и $C_\alpha = 2\pi \cdot tg\alpha$ константы процесса РСП, постоянные при заданной установке валков и их калибровке.

Угол подъёма траектории $\bar{\beta}_0$ в заготовке может быть вычислен на основании соотношений (2.2) в зависимости от угла β_l (угла подачи), коэффициента ζ и относительного радиуса траектории $\bar{r}$:

$$\bar{\beta}_0 = arctg \left(\frac{tg\beta_1}{\zeta \cdot \bar{r}} \right). \quad (2.7)$$

В качестве меры поворотной деформации элементарных объёмов металла, совершающих движение по произвольной винтовой траектории, принята разность углов подъёма этой траектории до и после очага деформации, т. е. $\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0$, которая равна

$$\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0 = arctg \left(\frac{tg\beta_1}{\bar{r}} \right) - arctg \left(\frac{tg\beta_1}{\zeta \cdot \bar{r}} \right). \quad (2.8)$$

Или после тригонометрических преобразований:

$$\Delta\bar{\beta} = arctg \frac{\bar{r} \cdot tg\beta_1 \cdot (\zeta - 1)}{\zeta \cdot \bar{r}^2 + tg^2\beta_1} \quad (2.9)$$

Третья из формул 2.6 позволяет установить связь начального угла $\bar{\beta}_0$ и угла поворота $\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0$ с количеством циклов деформации, углом конусности обжимного участка и углом подачи в виде:

$$\bar{\beta}_0 = arcctg[\bar{r} \cdot (ctg\beta_1 + N \cdot C_\alpha)] \quad (2.10)$$

и

$$\Delta\bar{\beta} = \text{arcctg} \left[\bar{r} \cdot \frac{\text{ctg}\beta_1 \cdot (\text{ctg}\beta_1 + N \cdot C_\alpha) + \bar{r}^{-2}}{N \cdot C_\alpha} \right]. \quad (2.11)$$

Следует иметь в виду, что полученные зависимости для углов дают результат в радианах. Перевод в градусы опущен для компактности записи.

Вычисления по представленным формулам выполняются против хода прокатки: от проката к заготовке. Угол подъёма траектории на поверхности проката β_l назначается, а углы $\bar{\beta}_0$ и $\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0$ являются искомыми и определяются в процессе решения. На рисунках 2.10 – 2.13 представлены некоторые результаты аналитических вычислений по разработанным формулам при параметрах процесса, заданных следующими величинами: угол подъёма траектории на поверхности проката, принятый равным углу подачи валков, $\beta_l = \beta_B = 20^\circ$; угол конусности калибра на обжимном участке $\alpha = 11^\circ$; константы процесса $C = 0,44$, $C_\alpha = 1,22$. В качестве аргументов принято: число циклов на обжимном участке $N = 1; 3; 6; 9$; относительный радиус траектории $\bar{r} = 0; 0,05; 0,10 \dots 1,0$. Указанные значения N могут быть пересчитаны на коэффициент $\zeta = 1,44; 2,33; 3,67; 5,00$ или коэффициент вытяжки $\mu = 1,28; 1,76; 2,38; 2,92$.

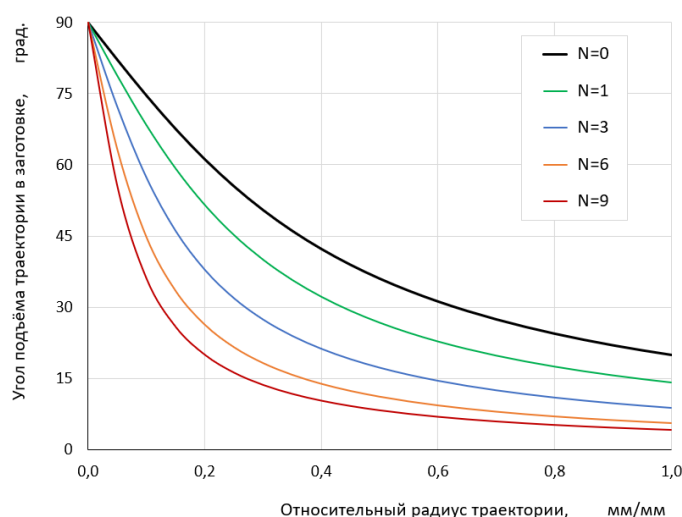


Рисунок 2.10 – Изменение угла подъёма траектории $\bar{\beta}_1$ вдоль относительного радиуса проката (кривая $N = 0$) и угла подъёма $\bar{\beta}_0$ вдоль относительного радиуса заготовки при различном количестве циклов деформации ($N = 1; 3; 6; 9$)

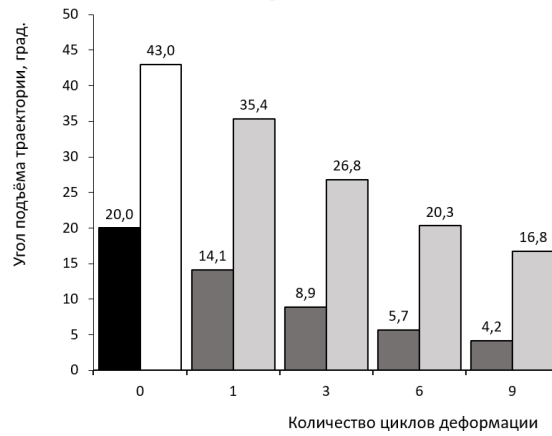
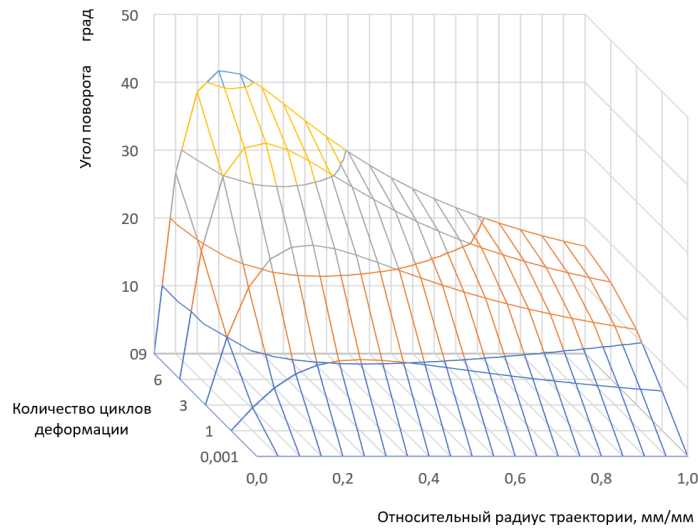


Рисунок 2.11 – Влияние количества циклов деформации N на угол подъёма поверхностной траектории в прокатке ■ и заготовке ■ и среднее значение угла подъёма траектории по сечению проката □ и заготовки □

а)



б)

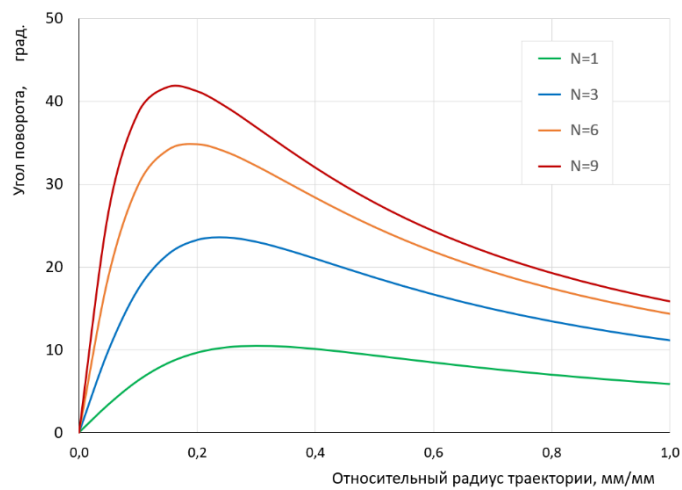


Рисунок 2.12 – Влияние числа циклов деформации N и относительного радиуса траектории $\bar{r}$ на угол поворота $\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0$: а) 3D формат; б) 2D формат в проекции на плоскость $\bar{r} - 0 - \Delta\bar{\beta}$.

Характер влияния относительного радиуса траектории $\bar{r}$ на величину угла поворота $\Delta\bar{\beta} = \bar{\beta}_1 - \bar{\beta}_0$ наглядно оценивается с помощью слоистой модели. Прокат и заготовка условно разбиваются на 20 тонких коаксиальных слоёв относительной толщиной 0,05. В каждом слое определяется угол поворота и составляется разность $\Delta(\Delta\bar{\beta}_i) = \Delta\bar{\beta}_{i+1}(\bar{r}_{i+1} + 0,05) - \Delta\bar{\beta}_i(\bar{r}_i)$ между соседними слоями, по которой оценивается степень изменения $\Delta\bar{\beta}_0$ в зависимости от радиуса слоя (рисунок 2.13).

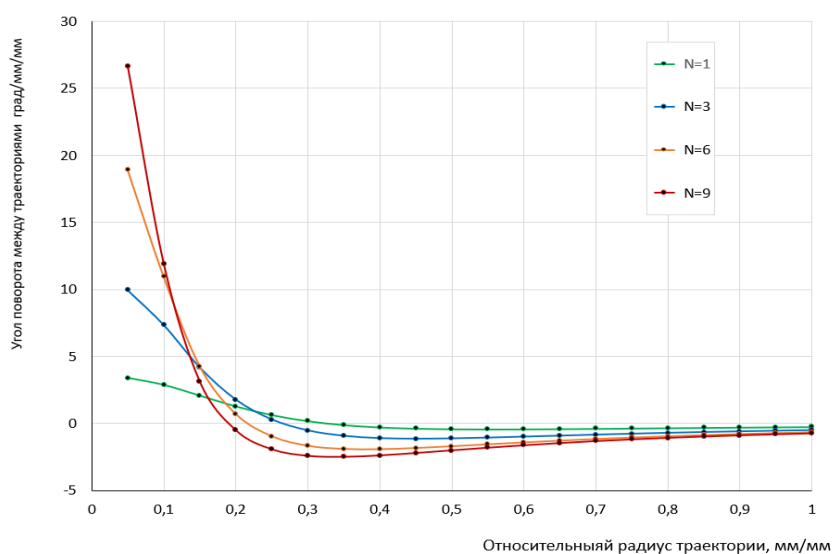


Рисунок 2.13 – Изменение по сечению проката угла поворота $\Delta(\Delta\bar{\beta}_i) = \Delta\bar{\beta}_{i+1}(\bar{r}_{i+1} + 0,05) - \Delta\bar{\beta}_i(\bar{r}_i)$ между траекториями близких радиусов для различного числа циклов деформации N

Механизм формирования поворота траектории хорошо иллюстрируется графиками на рисунке 2.10. На выходе из очага деформации распределение углов $\bar{\beta}_1$ по радиусу описывается кривой $N = 0$, а на входе 4 другими кривыми. При заданном N^* угол поворота представляется как разность соответствующей кривой и кривой для $N = 0$.

Угол поворота вектора скорости достигает значительных величин и резко неравномерно распределен по радиусу проката (рисунки 2.10, 2.12, 2.13). В около центральных, достаточно тонких слоях при $\bar{r} = 0,10 - 0,30$ отмечается весьма острый максимум с прилегающими зонами крутого градиента, особенно со стороны центра. В отдельных случаях, обычно при деформации литого металла с

ослабленной межзеренной связью, данное обстоятельство может способствовать образованию характерных несплошностей и снижению деформируемости заготовок.

В процессе и технологии РСП реализуется два вида дробности деформации:

- «обычная» дробность деформации, обусловленная количеством проходов;
- дробность в очаге деформации каждого прохода, связанная с цикличностью процесса (числом циклов деформации N).

Увеличение первого вида дробности деформации и снижение второго способствует улучшению деформируемости заготовок и повышению равномерности проработки структуры металла в связи с тем, что:

а) увеличиваются углы подъема траекторий по сечению и длине всех очагов деформации (рисунки 2.10 и 2.11);

б) ограничиваются углы поворота (рисунок 2.12) и острота их градиентов (рисунок 2.13) в около центральной зоне очагов деформации.

Описанные закономерности процесса РСП относятся к его уникальным особенностям. В других стационарных процессах производства проката, типа продольной прокатки, прессования, волочения, траектории движения металла до и после очага деформации представляют линии, близкие к прямым. В этом случае $\bar{\beta}_1 \equiv \bar{\beta}_0 \equiv 90^\circ$ и поворотная деформация отсутствует для всех линий тока.

Разработка калибровки рабочего инструмента

Согласно полученным данным о сопротивлении деформации, сплав Co-28Cr-6Mo может быть отнесен к группе высокопрочных материалов. На основе результатов вышеописанной расчетно-аналитической оценки повышение деформируемости сплава Co-Cr-Mo может быть также реализовано за счет снижения цикличности процесса. Практически все современные станы РСП оснащены рабочими валками с универсальной калибровкой [75, 83], которая позволяет производить высокоточный прокат в широком диапазоне диаметров, как правило, с отношением максимального диаметра d_{max} к минимальному d_{min} около 3, т.е. $d_{max}/d_{min} \approx 3$. Известно, что регламентируемая точность проката обеспечивается

калибрующим участком длиной, близкой к диаметру готового прутка [108]. В связи с этим, калибрующий участок универсальных валков имеет протяженность, примерно равную максимальному диаметру прокатываемых прутков. При получении проката диаметрами из нижней части сортамента, длина калибрующего участка оказывается излишне завышенной, что ведет к росту энергосиловых параметров процесса и увеличивает цикличность деформации. Для реализации многопроходной РСП рационально применение специальной калибровки рабочих валков, имеющей калибрующий участок ограниченной длины, достаточный для обеспечения точности только проката минимального диаметра в последних 1–2 проходах. Для министана РСП «20 – 40» была проведена модернизация калибровки валков, включающая расчет, моделирование (в программе QForm), изготовление и опытное опробование при многопроходной прокатке сплава системы Co-Cr-Mo (рисунок 2.14. б, в) [109].

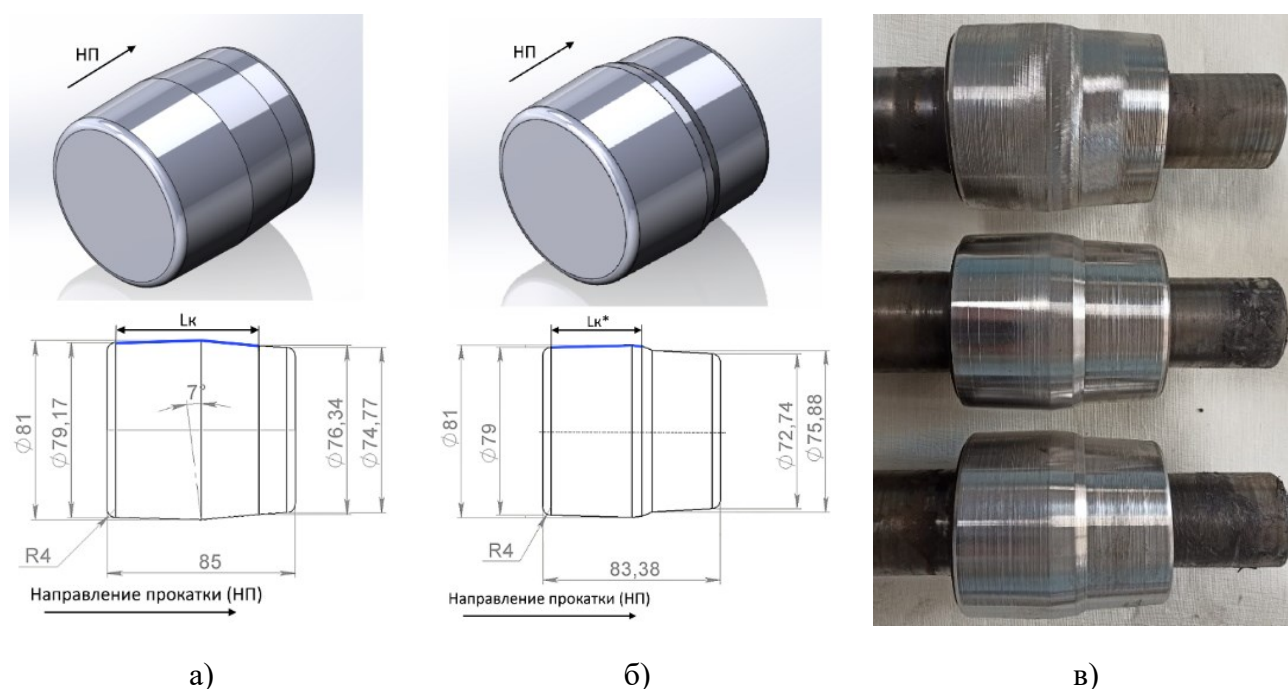


Рисунок 2.14 – Калибровка рабочего валка стана РСП «20 – 40»: а) традиционная; б) модернизированная; в) изготовленные рабочие валки стана «20 – 40»

Полученные результаты компьютерного моделирования показали, что предложенная калибровка позволяет сократить длину и площадь контакта металла

с валками и, соответственно, радиальное усилие на валок на 12 – 25 % (рисунки 2.15 и 2.16) в сравнении с традиционной конфигурацией валков.

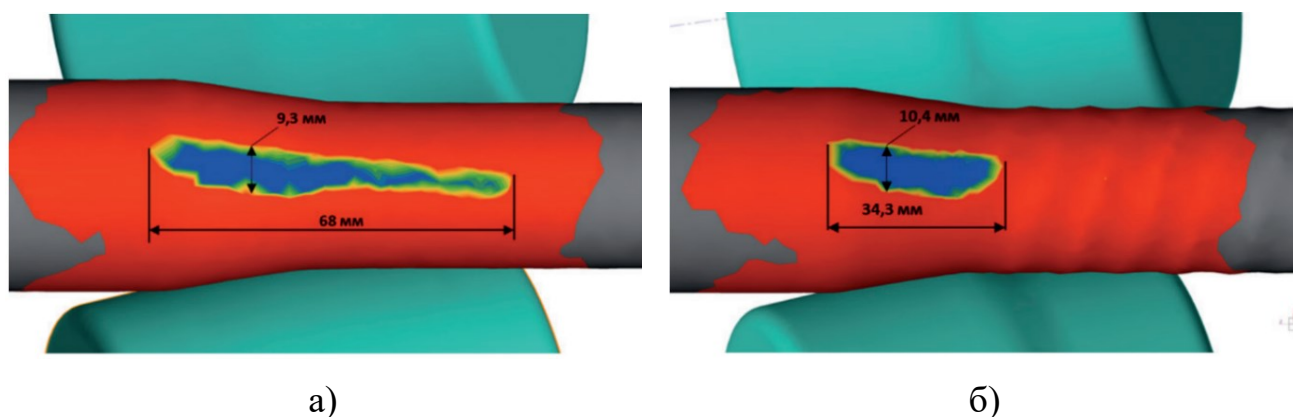


Рисунок 2.15 – Контактная поверхность металла с валком в промежуточном проходе $\varnothing 40 \rightarrow \varnothing 31,7$ мм: а) традиционная калибровка и б) модернизированная калибровка

Сокращение длины контакта активизирует осевое течение металла (подтверждается некоторым увеличением ширины контакта) и способствует улучшению деформируемости заготовки в целом.

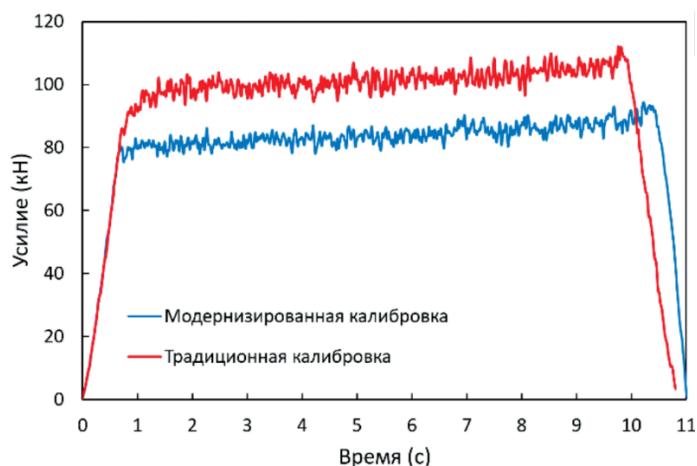


Рисунок 2.16 – Изменение усилия на валок в процессе прокатки в валках с модернизированной и традиционной калибровкой (промежуточный проход $\varnothing 40 \rightarrow \varnothing 31,7$ мм)

На рисунке 2.17 представлено изменение первого главного напряжения σ_1 по ходу процесса для поверхностной траектории. Уменьшение числа выраженных

пиков для модернизированной калибровки наглядно характеризует снижение цикличности процесса не менее, чем на 20 % при одновременном увеличении на 10 – 15 % максимального уровня сжимающих напряжений, что оказывает положительное влияние на деформируемость заготовок [110] и способствует уплотнению структуры металла.

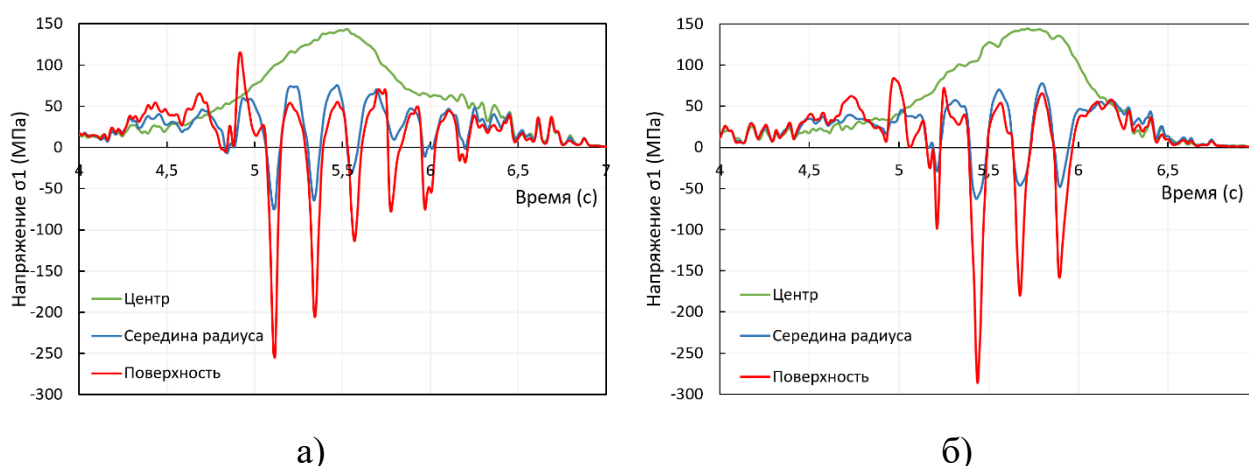


Рисунок 2.17– Первое главное напряжение σ_1 в промежуточном проходе $\varnothing 40 \rightarrow \varnothing 31,7$ мм: а) традиционная калибровка; б) модернизированная калибровка

По ходу моделирования установлено также, что модернизированная калибровка уменьшает перепад температур в очаге деформации между центром и поверхностью на 5 – 7%.

Успешное опытное опробование калибровки на стане РСП «20 – 40» полностью подтвердило заложенные в модернизацию параметры при многопроходной прокатке заготовок сплава Co-Cr-Mo (данные о прокатке с применением разработанной калибровки представлены далее в тексте главы 4).

Выводы по главе 2

1. По результатам испытаний на одноосное сжатие получены экспериментальные данные о деформационном поведении сплава Co-28Cr-6Mo и построены карты пластичности в зависимости от скорости и температуры деформации при разных степенях деформации.

2. Деформационное поведение сплава Co-28Cr-6Mo имеет тенденцию к снижению сопротивления деформации с повышением температуры, при этом увеличение скорости деформации приводит к росту напряжения течения. Пиковые напряжения резко возрастают с понижением температуры и повышением скорости деформации. По сравнению значений сопротивления деформации, сплав может быть отнесен к группе высокопрочных материалов и сопоставим с жаропрочными сплавами на основе никеля.

3. Наиболее благоприятными температурно-скоростными условиями горячей деформации сплава согласно данным карт пластичности являются режимы при низких скоростях деформации от 1 до 5 с⁻¹ и температуре деформации в интервале 1150 – 1200 °С в случае высоких обжатий, при малых обжатиях ($e \leq 0,2$) целесообразно выбирать скорости деформации $\dot{\epsilon}$ не менее 20 с⁻¹ и значения температуры более 1150 °С.

4. Состояние исходной заготовки в значительной степени определяет протекание процесса радиально-сдвиговой прокатки и качество конечного прутка. Показана возможность применения предварительно деформированной (кованой) заготовки с целью повышения технологичности сплава при РСП.

5. Согласно результатам проведенной расчетно-аналитической оценки параметров траекторий, для повышения деформируемости при РСП необходимо ограничение углов поворота вектора скорости течения металла и обеспечение снижения их градиента по сечению в очаге деформации, что может быть реализовано за счет снижения цикличности процесса (увеличения количества проходов).

6. Применение модернизированной калибровки рабочего вала (с ограниченной длиной калибрующего участка) стана РСП «20 – 40» позволяет выполнять прокатку высокопрочного сплава системы Co-Cr-Mo за счет снижения цикличности процесса при обеспечении снижения энергосиловых параметров процесса и повышения деформируемости сплава.

ГЛАВА 3. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ОПЕРАЦИЙ ТЕРМО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ CO-CR-MO МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Моделирование процессов изотермической ковки и радиально-сдвиговой прокатки выполнено в программном комплексе QForm 3D (ООО Кванторформ) методом конечных элементов. При моделировании использованы данные о реологических свойствах сплава, полученные в результате испытаний образцов на одноосное сжатие на установке Gleeble 3800 согласно п. 2.1. Для заготовки задано условие теплообмена с окружающей средой и инструментом, рабочий инструмент и заготовка в процессах приняты как жесткое и пластическое тело, соответственно. Основные теплофизические свойства сплава, использованные в модели, представлены на рисунке 3.1.

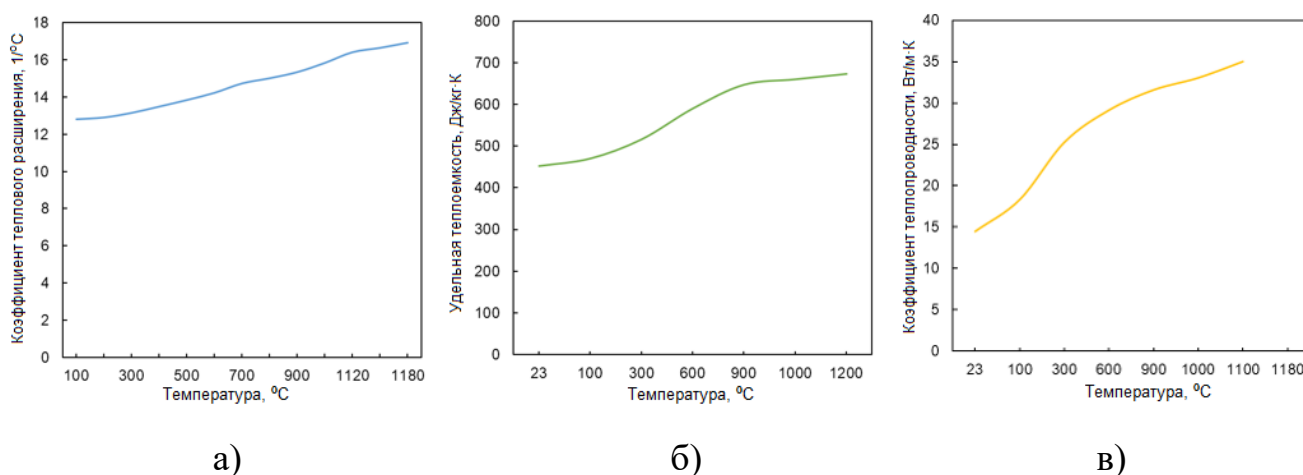


Рисунок 3.1 – Теплофизические свойства сплава Co-28Cr-6Mo в зависимости от температуры материала: а) коэффициент теплового расширения; б) удельная теплоемкость; в) коэффициент теплопроводности [111]

3.1 Моделирование процесса изотермической ковки

Для реализации возможности применения предварительно деформированной заготовки для РСП проведено компьютерное моделирование процесса мультосековой изотермической ковки с целью выбора рациональных температурно-

деформационных режимов, обеспечивающих требуемый структурно-фазовый состав сплава [112]. Как показано ранее, полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \epsilon$ в сплаве Co-28Cr-6Mo начинается в интервале 900 – 1000 °С, следовательно, деформация в высокотемпературной однофазной γ -области является более предпочтительной, поскольку снижается усилие на инструмент и риск образования дефектов. Кроме этого обеспечение температуры деформации выше 1000 °С целесообразно с точки зрения предотвращения выделения частиц охрупчивающей σ -фазы. Для обеспечения требуемых температурных интервалов деформации, особенно на заключительных этапах обработки, эффективным решением может быть применение подогреваемого рабочего инструмента (бойков). Схема процесса мультисековой изотермическойковки (рисунок 3.2) с чередующимися операциями протяжки и осадки позволит обеспечить проработку крупнозернистой структуры слитка и получить равномерную мелкозернистую структуру деформированной заготовки. Для сохранения мелкозернистой структуры и сдерживания процесса выделения σ -фазы предполагается проведение охлаждения в воде после окончания деформации. Параметры моделирования приведены в таблице 3.1.

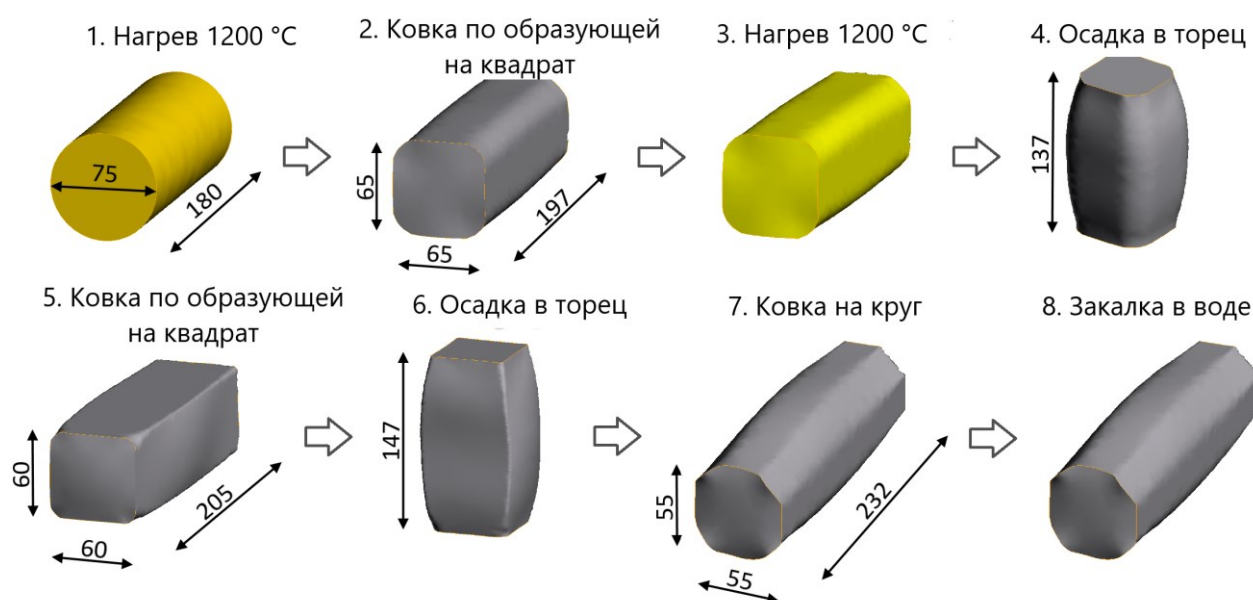


Рисунок 3.2 – Схема изотермическойковки слитка из сплава Co-28Cr-6Mo при моделировании

Таблица 3.1 – Параметры моделирования изотермическойковки

Параметр	Единица измерения	Значение
Температура нагрева заготовки	°C	1200
Температура инструмента	°C	950
Температура окружающей среды	°C	20
Фактор трения между заготовкой и бойками	-	0,4
Размер слитка: - длина - диаметр	мм	180 75
Материал бойков	-	Сплав на основе никеля
Скорость перемещения верхнего бойка	мм/с	8
Время транспортировки от печи до пресса	с	8
Время закалки в воде	с	360

По результатам моделирования проводилась оценка распределения температуры заготовки по окончании основных операций (рисунок 3.3) [112].

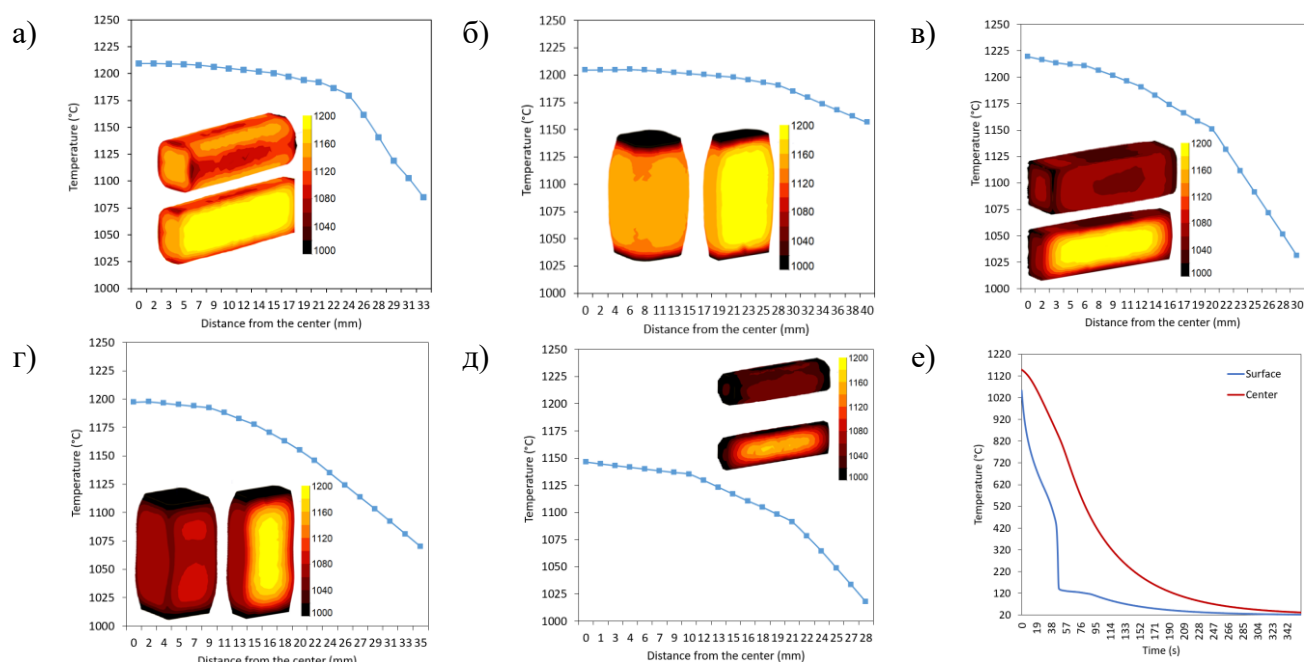


Рисунок 3.3 – Распределение температуры заготовки в процессе ковки (основные операции: а, в – ковка по образующей на квадрат; б, г – осадка в торец; д – ковка на круг; е – кривые изменения температуры в процессе закалки)

Применение подогреваемого инструмента обеспечивает поддержание температуры заготовки, в частности, на поверхности на всех этапах деформации на уровне не ниже 1000 °С. Однако в случае первых двух операций (рисунок 3.3, а, б) поле температуры имеет высокие значения (1180 – 1200 °С) практически во всем объеме заготовки при небольшом снижении в поверхностных слоях. При последующих операциях, в частности, на последней операции (рисунок 3.3, в-д) значительно увеличивается область пониженных температур в объеме заготовки (1080 – 1120 °С) с достаточно низкой температурой поверхностных слоев (1000 – 1060 °С). Подобное распределение указывает на необходимость введения промежуточных коротких подогревов между основными операциями ковки. Кроме этого, различные значения температуры в поверхностных и центральных областях заготовки будут оказывать влияние и на скорость охлаждения заготовки после последнего этапа деформации, что показано на рисунке 3.3, е. Различие в скоростях охлаждения поверхности и центра с большей вероятностью приведет к формированию различного типа структур по сечению ковanej заготовки.

Анализ распределения скоростей деформации (рисунок 3.4) при моделировании показал, что, как и при операциях протяжки, так и при осадке наибольшие значения отмечены в центре заготовки и составляют 0,2 – 0,3 с⁻¹ и 0,05 – 0,1 с⁻¹, соответственно. Необходимо отметить, что при анализе деформируемости сплава в главе 2, установлено, что наиболее рациональными являются скорости деформации 1 – 5 с⁻¹, в данном случае моделирование процесса проведено с учетом технических возможностей производственного оборудования, использованного в процессе исследования. В совокупности с анализом полей скорости деформации проведена оценка значений stress triaxiality parameter (показатель жесткости напряженного состояния), позволяющего оценить напряженное состояние заготовки. Известно, что чем больше уровень сжимающих напряжений в схеме напряженного состояния (ниже значение stress triaxiality parameter), тем ниже вероятность разрушения материала при пластической деформации [113].

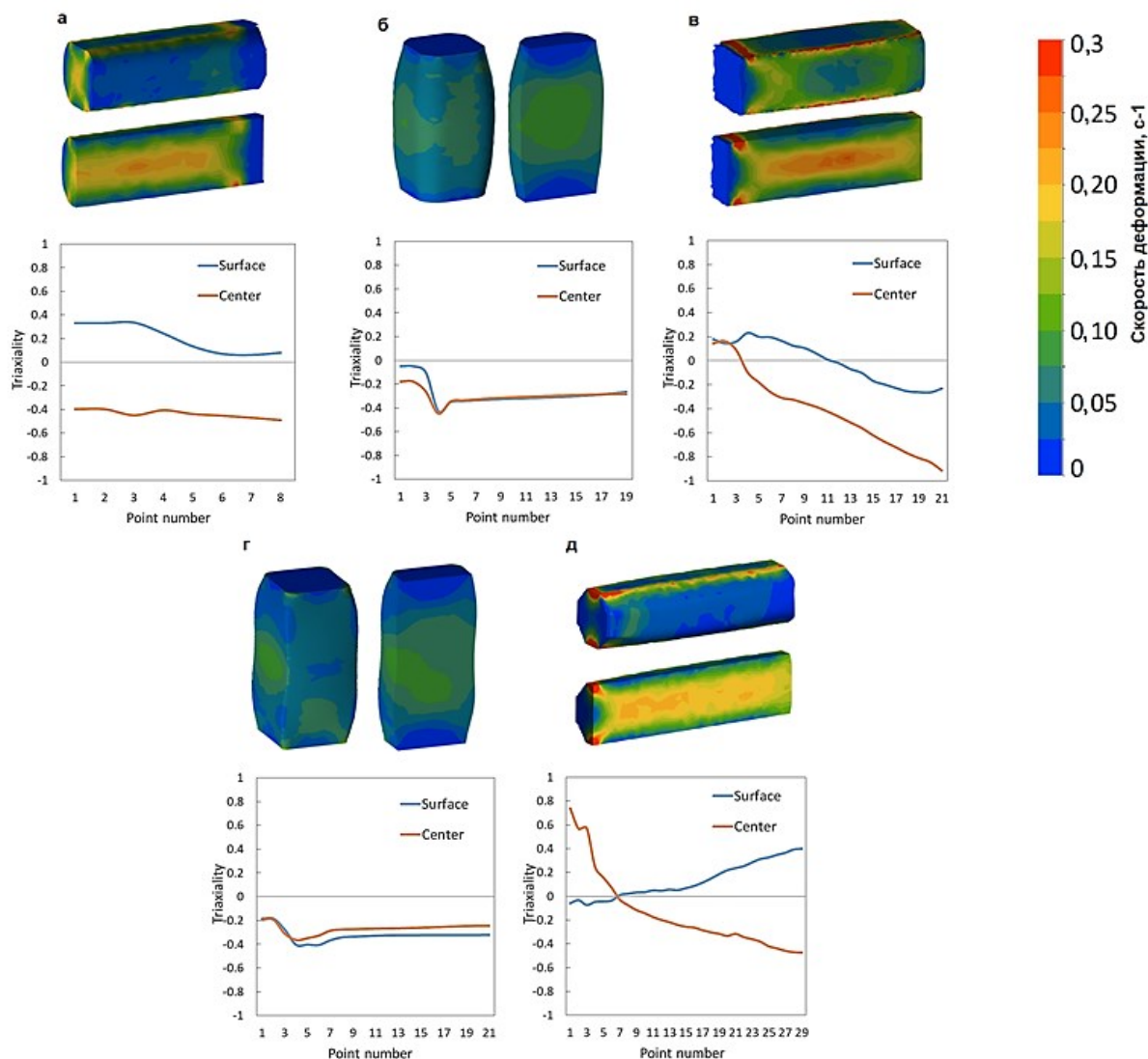


Рисунок 3.4 – Распределение полей скоростей деформации и параметра stress triaxiality на основных этапахковки: а, в – ковка по образующей на квадрат; б, г – осадка в торец; д – ковка на круг

В процессе ковки на квадрат (рисунок 3.4, а, в) значение параметра stress triaxiality принимает положительные значения на поверхности и отрицательные в центре. При осадке в торец (рисунок 3.4, б, г) параметр stress triaxiality имеет отрицательные значения и на поверхности, и в центральной части. На последней операции ковки со скруглением профиля (рисунок 3.4, д) значения параметра stress triaxiality в процессе деформации имеют разнонаправленное изменение. При наличии хрупкой σ -фазы в сплаве и высоком уровне растягивающих напряжений возрастает опасность образования дефектов в виде трещин, что также указывает на необходимость введения промежуточных подогревов между операциями.

3.2 Моделирование процесса радиально-сдвиговой прокатки

3.2.1 Анализ температурного поля заготовки

При горячей обработке металлов давлением распределение температуры металла оказывает существенное влияние на качество и свойства продукции. В некоторых случаях, для получения требуемых свойств необходима деформация в узком интервале температур.

Для анализа изменения температуры в процессе РСП выполнено 15 вариантов моделирования с варьированием одного из параметров: температуры заготовки T_0 , частоты вращения валков n , коэффициента вытяжки μ , диаметра заготовки D_0 и температуры рабочих валков T_v . Матрица эксперимента и последовательность выполнения этапов приведены в таблице 3.2 и на рисунке 3.5, где базовый вариант моделирования выделен полужирным шрифтом. При изменении одного из параметров остальные принимались по базовому варианту [114].

Таблица 3.2 – Матрица эксперимента при моделировании РСП

№	Варьируемый параметр	1	2	3	4	5
1	Температура заготовки, T_0 , °C	1100	1200	1150	-	-
2	Частота вращения валков, n , об/мин	10	30	60	90	-
3	Коэффициент вытяжки, μ	1,2	1,6	2,0	2,4	2,8
4	Диаметр заготовки, D_0 , мм	40	55	75	-	-
5	Температура рабочих валков, T_v , °C	20	50	150	200	-

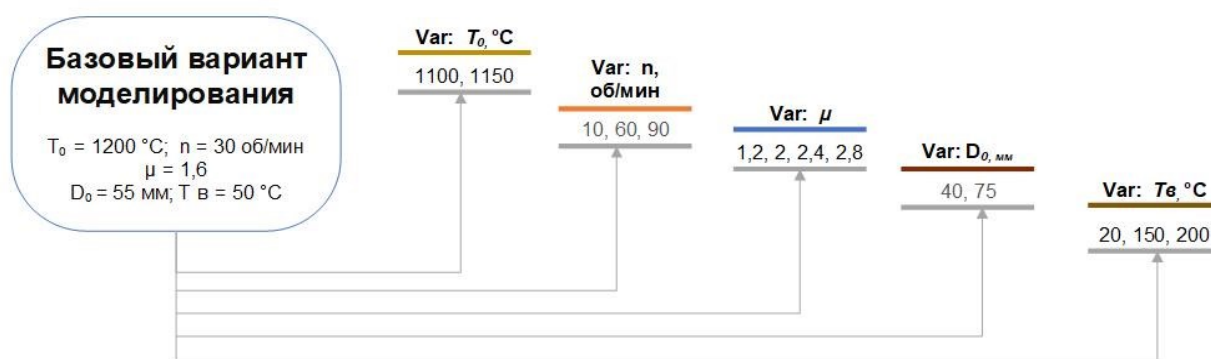


Рисунок 3.5 – Последовательность выполнения этапов моделирования

В моделировании использованы данные о теплофизических свойствах (раздел 3.1) и кривых сопротивления деформации, описанные в разделе 2.1.

Трехмерная модель для моделирования процесса РСП состояла из трех рабочих валков, развернутых на углы подачи $\beta = 18^\circ$ и раскатки $\delta = 10^\circ$, установленных на минимальном расстоянии от оси прокатки, равном радиусу проката, и заготовки заданного диаметра (рисунок 3.6) [114]. Валки симметрично расположены относительно оси прокатки и во время прокатки вращаются в одинаковом направлении с заданной частотой вращения.

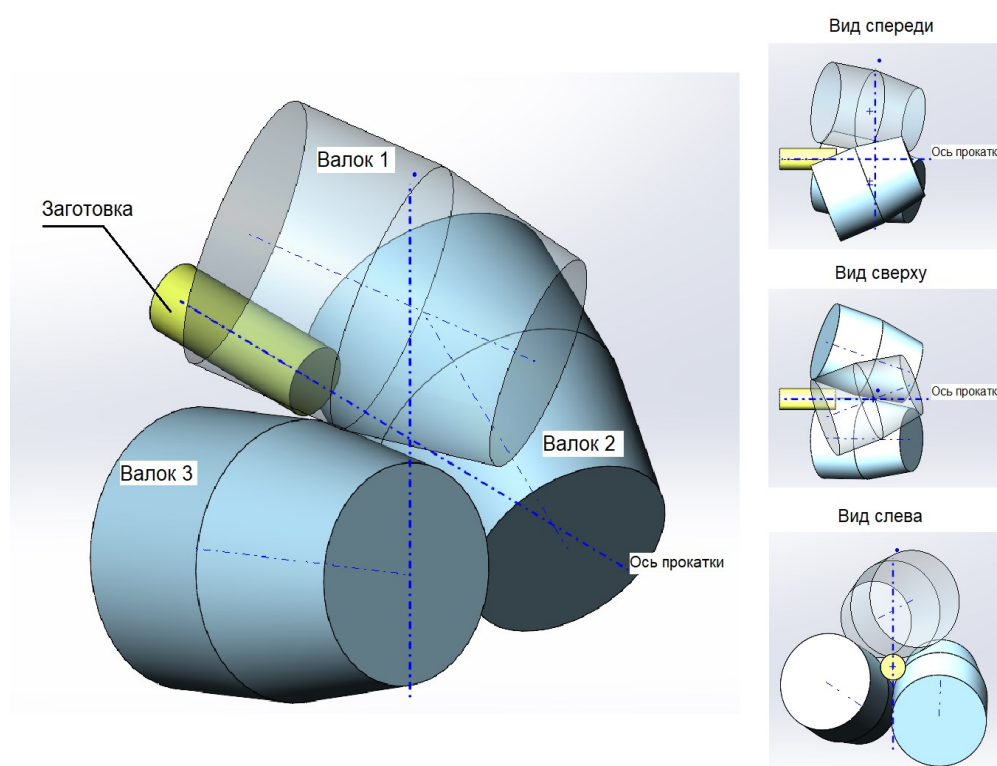


Рисунок 3.6 – Трехмерная модель процесса РСП

Основные параметры модели, использованные при моделировании, представлены в таблице 3.3. Для более точного расчета в контактной зоне задана адаптация сетки конечных элементов с коэффициентом, равным 8.

Таблица 3.3 – Параметры модели процесса РСП

Параметр	Единица измерения	Значение
Материал рабочих валков	-	Сталь 40Х
Диаметр валка в пережиме	мм	250
Фактор трения между заготовкой и инструментом	-	0,95
Температура заготовки	°C	Var (1000 – 1200)
Температура инструмента	°C	Var (20 – 200)
Температура окружающей среды	°C	20
Коэффициент теплопередачи между материалом заготовки и инструментом	Вт/(м ² ·К)	30000
Коэффициент теплопередачи между материалом заготовки и окружающей средой	Вт/(м ² ·К)	30
Количество объемных элементов сетки заготовки	-	29530
Средний размер элемента сетки заготовки (мм)	-	6±2
Средний размер элемента сетки инструмента (мм)	-	10±4

По результатам проведённого моделирования выполнена оценка распределения температуры прутка в зависимости от варьируемых параметров процесса. Определена средняя температура прутка после прокатки, а также изменение температуры по сечению и длине.

На рисунке 3.7 показано распределение температуры прутка по поперечному сечению для заднего конца, середины и переднего конца в зависимости от варьируемых параметров процесса радиально-сдвиговой прокатки сплава системы Co-Cr-Mo. Для анализа полученных результатов отдельно проведена оценка влияния каждого параметра на формирование температурного поля в процессе моделирования.

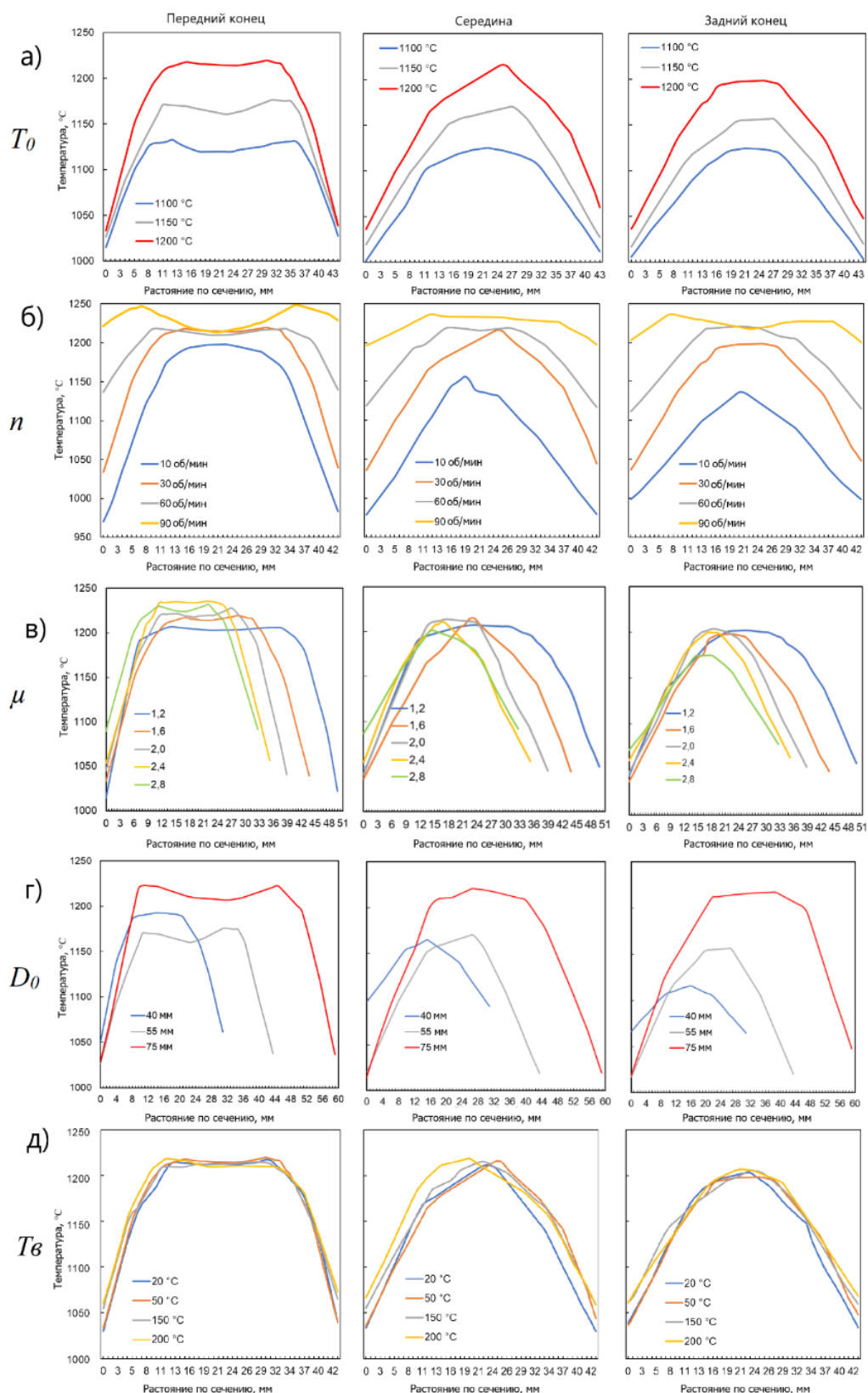


Рисунок 3.7 – Распределение температуры прутка по поперечному сечению в зависимости от варьируемых параметров: а) температуры заготовки, T_0 ; б) частоты вращения валков, n ; в) коэффициента вытяжки, μ ; г) диаметра заготовки, D_0 ; д) температуры валков, T_v

Влияние частоты вращения валков

На рисунке 3.8 показано температурное поле прутка в продольном сечении в зависимости от изменения частоты вращения валков.

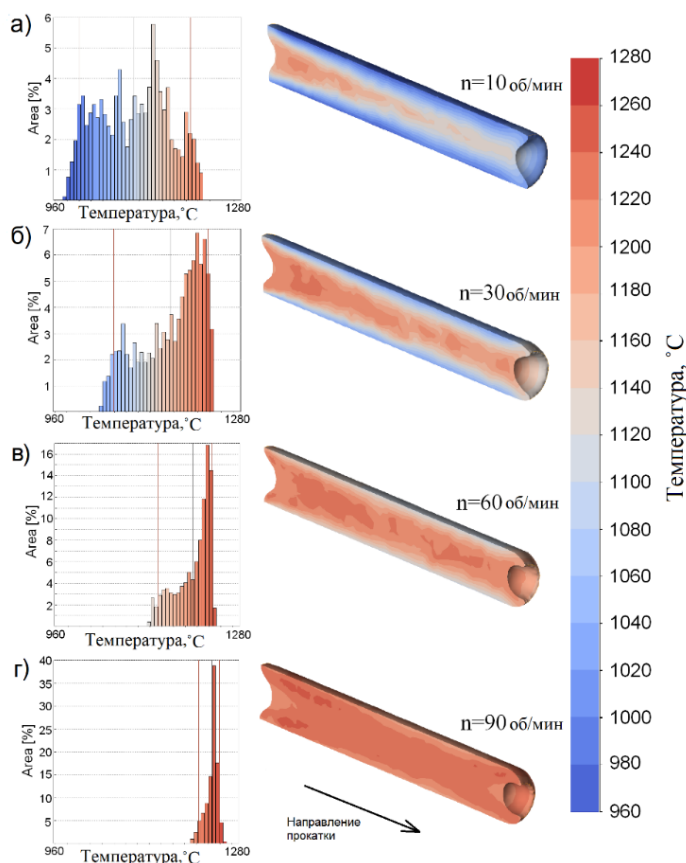


Рисунок 3.8 – Гистограммы температуры и температурное поле прутка после прокатки в зависимости от частоты вращения валков n : а) 10 об/мин; б) 30 об/мин; в) 60 об/мин; г) 90 об/мин

Изменение частоты вращения рабочих валков оказывает существенное влияние на распределение температуры прутка. В частности, увеличение частоты вращения валков приводит к снижению температурного градиента по поперечному сечению прутка и длине. При минимальном значении $n = 10$ об/мин температура прутка изменяется от 970 до 1200 °C, а при максимальном $n = 90$ об/мин температурный градиент составляет в среднем 50 °C (от 1200 до 1250 °C). Прокатка при минимальных скоростях приводит к низкой производительности процесса, а также к значительному снижению температуры поверхности прутка, и как следствие, к риску образования поверхностных дефектов. Кроме этого, снижение

температуры менее 1000 °С повышает вероятность фазового перехода $\gamma \rightarrow \epsilon$ в сплаве и приводит к росту сопротивления деформации сплава.

Как следует из графиков на рисунках 3,7, б и 3.8, г, при частоте вращения $n = 90$ об/мин наблюдается практически равномерное распределение температуры как в продольном, так и в поперечном сечениях прутка (температура составляет в среднем 1250 °С). Однако, прокатка при таком скоростном режиме весьма затруднительна из-за ограничений технических характеристик оборудования (требуемая высокая мощность) и резкого роста сопротивления деформации, а высокая температура окончания деформации при скоростном упрочнении будет приводить к росту зерна (см. рисунок 2.1).

Согласно результатам моделирования, прокатка при частоте вращения $n = 60$ об/мин представляется наиболее рациональной с точки зрения распределения температуры в полученном сечении прутка и величины температурного градиента, а также возможности получения равномерной структуры. При этом, как показывают результаты испытаний данного сплава на одноосное сжатие, при увеличении скорости более $n = 60$ об/мин ($\dot{\epsilon}$ более 5 – 10 с⁻¹) и снижении температуры ниже 1150 °С значение сопротивления деформации возрастает до 400 МПа и более. Таким образом, для выбора температурных режимов РСП предпочтительной частотой вращения валков может быть диапазон от 30 до 60 об/мин. Такие значения n позволят обеспечить температуру центральной зоны на уровне температуры нагрева заготовки за счет деформационного разогрева, при этом температура поверхности не будет снижаться менее 1050 °С.

Влияние коэффициента вытяжки

Анализ температурного поля прутка в продольном сечении не выявил существенных изменений в характере распределения температуры в исследуемом диапазоне коэффициента вытяжки (рисунок 3.9). Гистограммы распределения температуры прутка показали, что процент занимаемой площади с более низкой температурой возрастает с увеличением коэффициента вытяжки (приблизительно

с 2 % до 3,5 % в интервале 1050 – 1100 °С при изменении μ от 1,2 до 2,8), что объясняется более быстрым охлаждением из-за уменьшающегося диаметра прутка. Однако, значения температуры в поверхностной зоне при увеличении коэффициента вытяжки не достигают значений фазового перехода, что в свою очередь, не приведет к снижению пластических свойств данного сплава [114].

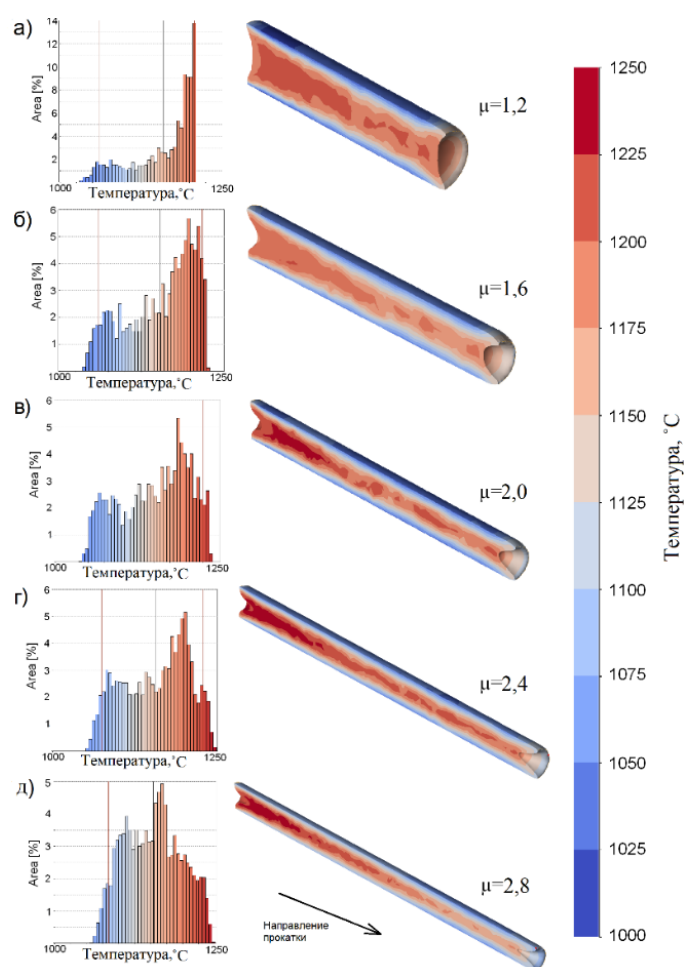


Рисунок 3.9 – Гистограммы температуры и температурное поле прутка после прокатки в зависимости от коэффициента вытяжки μ :
а) 1,2; б) 1,6; в) 2,0; г) 2,4; д) 2,8

Можно отметить, что плавность изменения температуры увеличивается от заднего конца прутка к переднему концу. Температура поверхности прутка во всех случаях не снижается ниже значений 1000 – 1050 °С. Для основного объема прутка температура составляет в среднем 1150 – 1200 °С и лишь на расстоянии 5 – 10 мм от поверхности опускается ниже.

Таким образом, полученные данные демонстрируют, что деформационный разогрев сплава системы Co-Cr-Mo в рассматриваемом диапазоне значений коэффициента вытяжки практически полностью компенсируется естественным охлаждением в процессе прокатки. Температура поверхности прутка при варьировании μ не достигает температуры фазового перехода. Из этого следует, что величина μ при разработке режима деформации может быть определена необходимостью получения прутка определенного диаметра, либо требуемой проработкой структуры за счет высоких обжатий за проход (при этом принимая во внимание энергосиловые параметры).

Влияние диаметра заготовки

Выбор диаметра исходной заготовки при РСП важен не только с точки зрения оценки влияния деформационного разогрева на структуру и свойства материала, но и для оптимизации производственного процесса за счет снижения количества проходов и промежуточных подогревов.

На рисунке 3.10 показаны гистограммы температуры и температурное поле прутка в продольном сечении в зависимости от размера исходной заготовки и при остальных базовых параметрах. При выборе исходной заготовки диаметром 75 мм в прокатанном прутке наблюдается разогрев центральной зоны до 1240 °С при температуре поверхностных слоев около 1025 °С. Подобная тенденция отмечается для всей длины прутка, градиент температур при этом составляет 215 °С на расстоянии от 5 до 13 мм от поверхности к центру в зависимости от рассматриваемого сечения (рисунок 3.7, г, красная кривая). В данном случае использование заготовки диаметром более 75 мм (в совокупности с увеличением частоты вращения валков до 50 – 60 об/мин) дает возможность прокатки в несколько проходов без дополнительных промежуточных подогревов. Однако, в случае получения прутков малых диаметров (до 10 – 14 мм) при заданном базовом коэффициенте вытяжки ($\mu = 1,6$) процесс прокатки требует увеличения количества проходов, что значительно увеличит суммарное время производственного процесса [114].

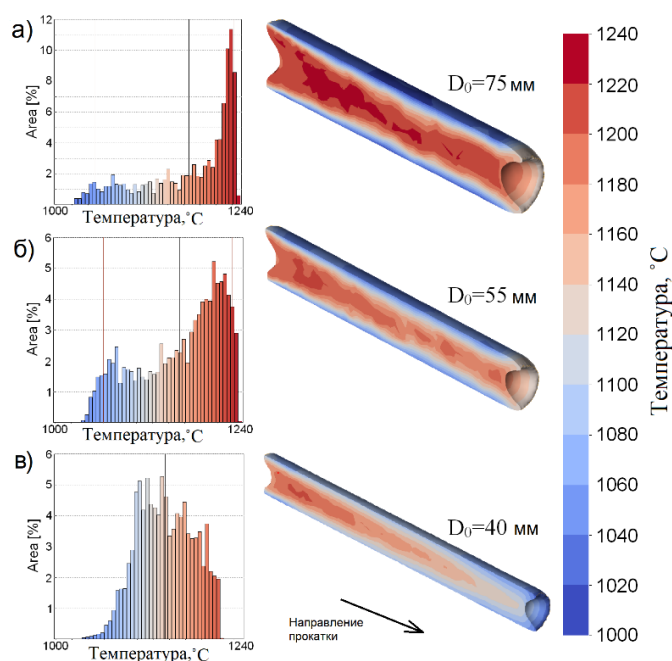


Рисунок 3.10 – Гистограммы температуры и температурное поле прутка после прокатки в зависимости от диаметра исходной заготовки D_0 :

а) 75 мм; б) 55 мм; в) 40 мм

Для заготовки диаметром 40 мм температурное поле прутка неравномерно как в продольном, так в поперечном сечении. Гистограммы распределения температуры прутка показали, что процент занимаемой площади с более низкой температурой (от 1060 до 1140 °C) составляет в среднем 30 %. При этом наблюдается значительное снижение температуры в поперечных сечениях в середине (1100 – 1150 °C) и на переднем конце (1060 – 1100 °C), что указывает на быстрое остывание заготовки в процессе прокатки [114]. На заднем конце температура в центральной зоне прутка ниже 1200 °C, что говорит о превалировании процессов охлаждения над деформационным разогревом в процессе прокатки и охлаждения прутка по всему сечению. Подобное распределение температурного поля прутка в случае многопроходной прокатки потребует промежуточных подогревов для выравнивания температуры и ее повышения до исходной температуры нагрева.

Диаметр исходной заготовки равный 55 мм при заданных параметрах моделирования позволяет проводить деформирование выше температурной

границы фазового перехода и обеспечить одинаковое распределение температур по всей длине прутка, а в случае многопроходной прокатки до малых размеров, сократить время промежуточных подогревов.

В целом полученные данные показывают, что увеличение диаметра заготовки приводит к росту неравномерности температуры по поперечному сечению, в то время как уменьшение диаметра исходной заготовки больше влияет на продольную неравномерность.

Влияние температуры валков

На рисунке 3.11 показаны гистограммы температуры и температурное поле прутка в продольном сечении после прокатки в зависимости от температуры валков T_v . Проведенный анализ результатов моделирования показал, что температура валков оказывает влияние только на температуру поверхности прутка, и не влияет на распределение температуры по длине проката [114].

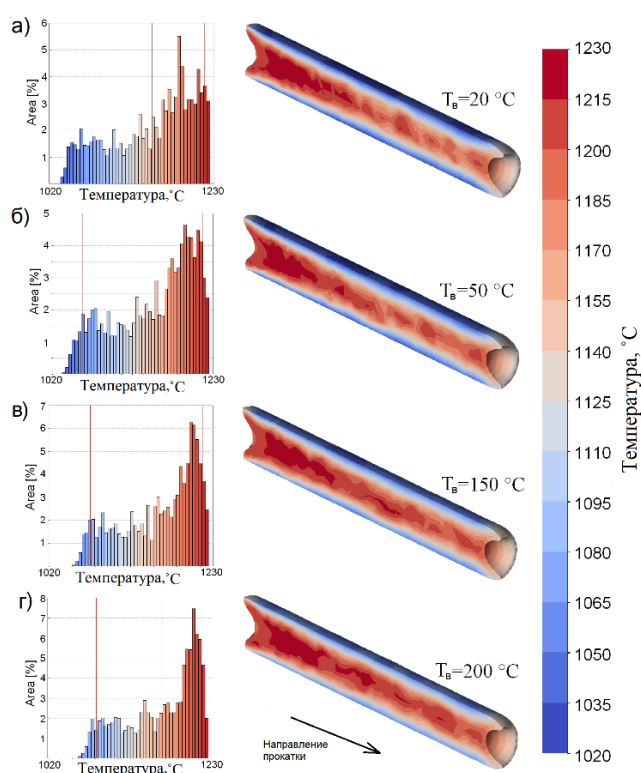


Рисунок 3.11 – Гистограммы температуры и температурное поле прутка после прокатки в зависимости от температуры валков:

а) 20 °C; б) 50 °C; в) 150 °C; г) 200 °C

РСП с применением холодных валков (20 °С) увеличивает процент площади заготовки с пониженной температурой (вплоть до 1000 °С) за счет теплообмена нагретой заготовки и холодных валков в начале процесса прокатки. Подобное снижение температуры наблюдается в поверхностных слоях от переднего конца до середины заготовки с дальнейшим снижением градиента температур на заднем конце, что может привести к неравномерности формирования структуры и фазового состава между поверхностью и центром.

Предварительный нагрев валков позволяет избежать резкого падения температуры заготовки в начале процесса деформации. Однако, как показали результаты моделирования более высокие температуры нагрева валков ($T_{\text{в}} = 150$ и 200 °С) не оказывают существенного влияния на распределение температуры по длине и поперечному сечению прутка. Следовательно, дополнительный нагрев валков, требующий вспомогательных операций, представляется не целесообразным. При многопроходной технологии температура валков будет увеличиваться за счет естественного теплообмена с заготовкой и способствовать меньшему остыванию поверхности прутка в последних проходах.

3.2.2 Анализ напряженно-деформированного состояния заготовки и энергосиловых параметров процесса

Накопленная степень деформации

Для выполненных вариантов моделирования в п. 3.2.1 согласно матрице эксперимента (таблица 3.2) проведена оценка величины накопленной степени деформации (НСД) в зависимости от варьируемых параметров (рисунок 3.12), где обозначениям $\min$ и $\max$ соответствуют значения в центральной и приповерхностной области, соответственно.

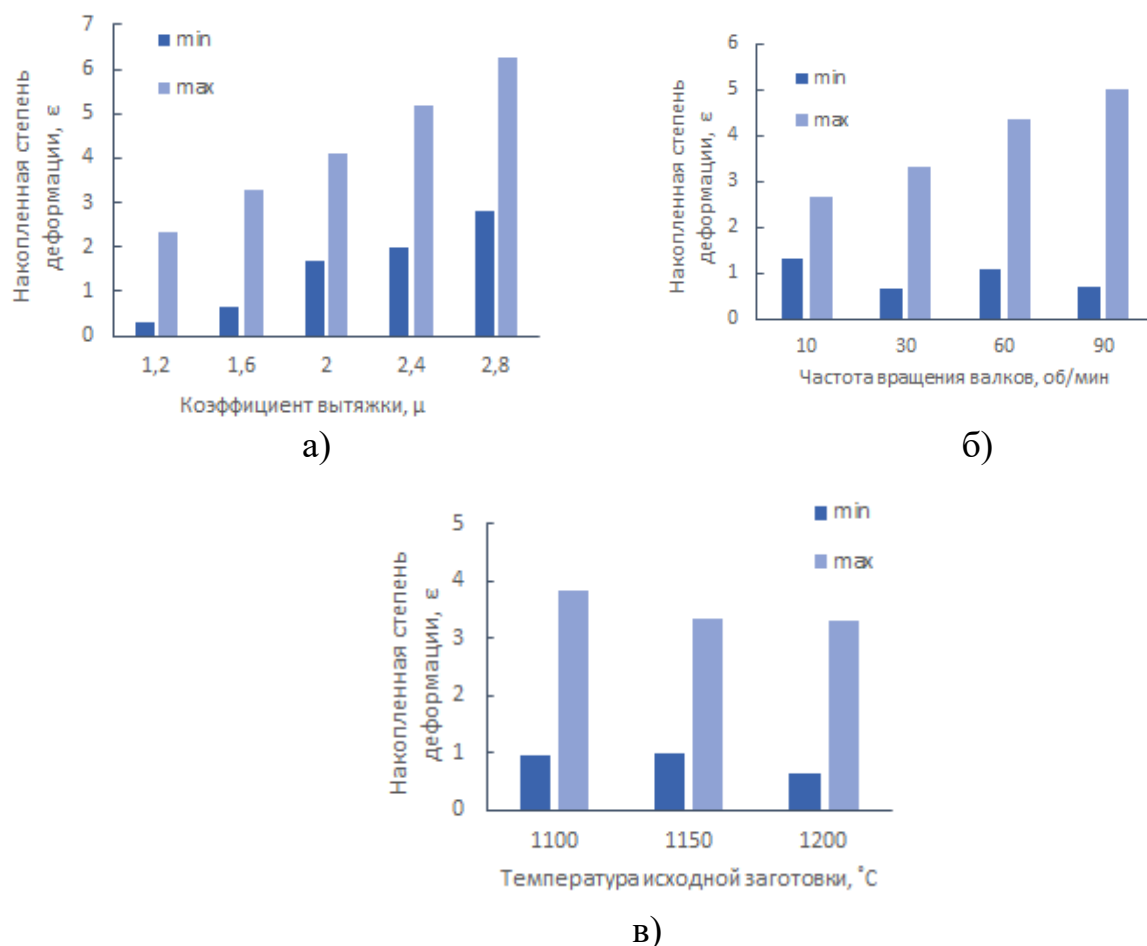


Рисунок 3.12 – Величина накопленной степени деформации при различных параметрах: а) коэффициентах вытяжки; б) частоте вращения валков; в) температурах исходной заготовки

При увеличении коэффициента вытяжки μ от 1,2 до 2,8 отмечено линейное увеличение значений НСД как в центральной, так и приповерхностной областях с градиентным распределением по сечению заготовки (рисунок 3.12, а). При $\mu = 1,2$ НСД в центре не достигает 1, а вблизи поверхности составляет около 2, что может быть недостаточным для проработки структуры металла в осевой зоне заготовки. Однако уже при $\mu = 2$ значения НСД равны 2 – в центральной области и 4 – у поверхности заготовки, достигая максимальных значений 3 и 6, соответственно, при $\mu = 2,8$, что характеризует более интенсивную проработку структуры по мере увеличения коэффициента вытяжки.

При варьировании частоты вращения валков n в диапазоне 10 – 90 об/мин (рисунок 3.12, б) значения НСД в центральной области заготовки практически не изменяются и составляют от 0,5 до 1,5. При этом в приповерхностных слоях

заготовки значения НСД линейно возрастают от 2,5 до 5 по мере увеличения n , что связано с градиентным распределением скорости деформации по сечению с максимальным возрастанием вблизи поверхности.

Изменение температуры в интервале 1100 – 1200 °С не приводит к существенному изменению НСД, как в центральной, так и в приповерхностных областях (рисунок 3.12, б).

Скорость деформации

Анализ изменения скорости деформации $\dot{\epsilon}$ выполнен в 4-х точках по сечению прутка, расположение которых соответствует оси заготовки (центр), двум точкам на радиусе (0,3Р и 0,6Р) и поверхности (Р) при варьировании μ , n и T_z (рисунок 3.13). Изменение скорости деформации относительно времени имеет периодический характер, что выражено экстремумами (пиками) на графиках. При этом количество пиков соответствует количеству частных обжатий в очаге деформации (циклов деформации). В силу особенностей течения металла при РСП НСД по поперечному сечению заготовки неравномерна, скорость деформации также имеет градиентное распределение – от минимальных значений в центральной зоне до максимальных в поверхностных слоях, находящихся в контакте с валками.

Так, варьирование коэффициента вытяжки не привело к значительному изменению значений скорости деформации в целом, однако с увеличением μ с 1,2 до 2,8 возрастает количество частных обжатий по длине очага деформации с 3 до 8, соответственно, и как следствие, увеличивается длина траекторий каждой точки на участке обжатия. Кроме этого, следует отметить рост $\dot{\epsilon}$ в центральной области заготовки с $0,6 \text{ с}^{-1}$ при $\mu = 1,2$ до $2,49$ и $2,68 \text{ с}^{-1}$ при $\mu = 2,0$ и $\mu = 2,4$, соответственно, что также указывает коррелирует со значениями НСД.

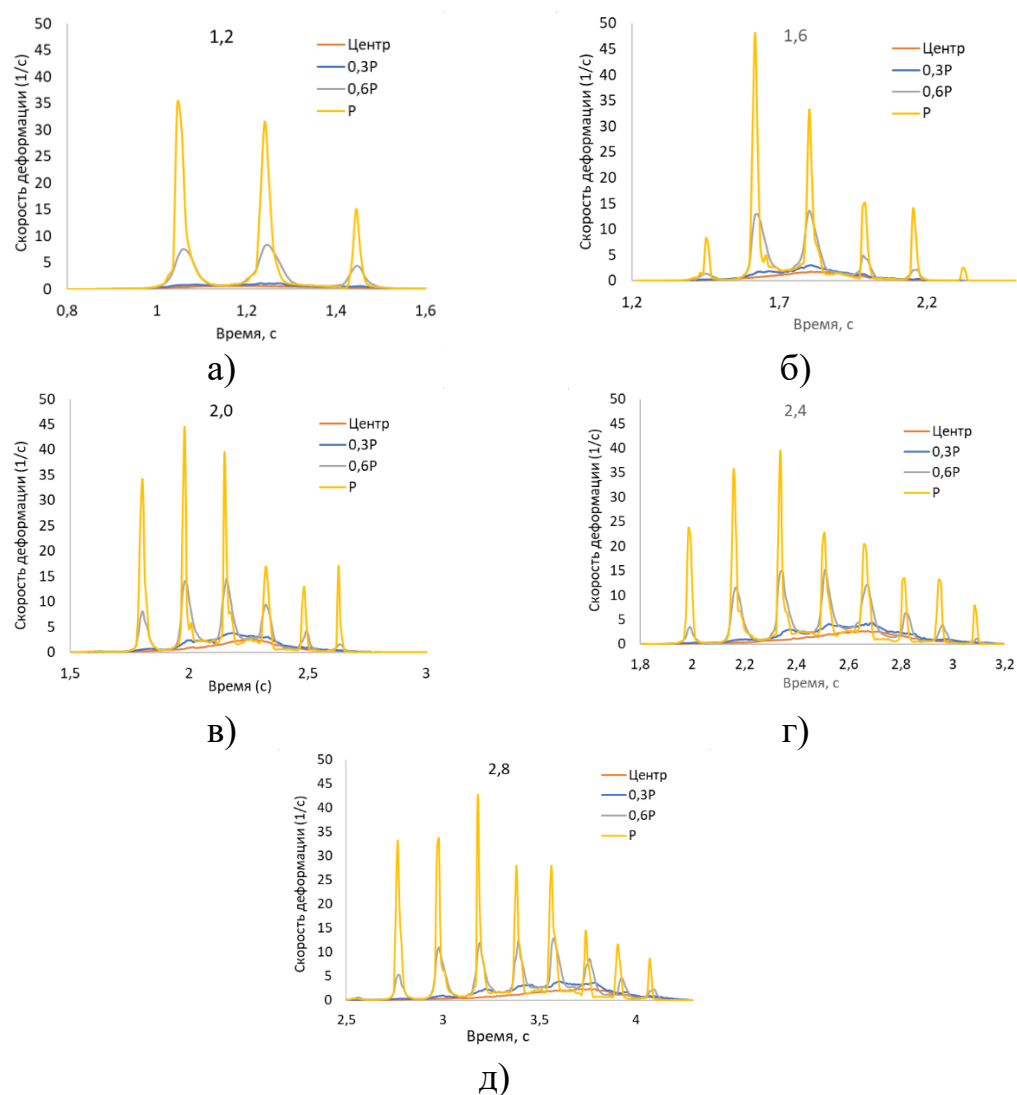


Рисунок 3.13 – Скорость деформации при различных коэффициентах вытяжки:
а) $\mu = 1,2$; б) $\mu = 1,6$; в) $\mu = 2,0$; г) $\mu = 2,4$; д) $\mu = 2,0$

При изменении частоты вращения валков n наибольшее изменение скорости деформации отмечено в приповерхностных слоях, рисунок 3.14. С увеличением частоты вращения значительно возрастает скорость деформации у поверхности заготовки, особенно при $n = 90$ об/мин, что может привести к локальному разогреву поверхности и, как следствие, образованию поверхностных дефектов прутка. При минимальной $n = 10$ об/мин градиент скорости деформации по сечению сильно снижается, однако в несколько раз увеличивается время прокатки, что может привести к остыванию прутка и формированию охрупчивающей σ -фазы. Кроме этого, можно отметить увеличение количества циклов деформации с 4 до 6 при

повышении частоты вращения валков, что, вероятно, связано с увеличением скольжения.

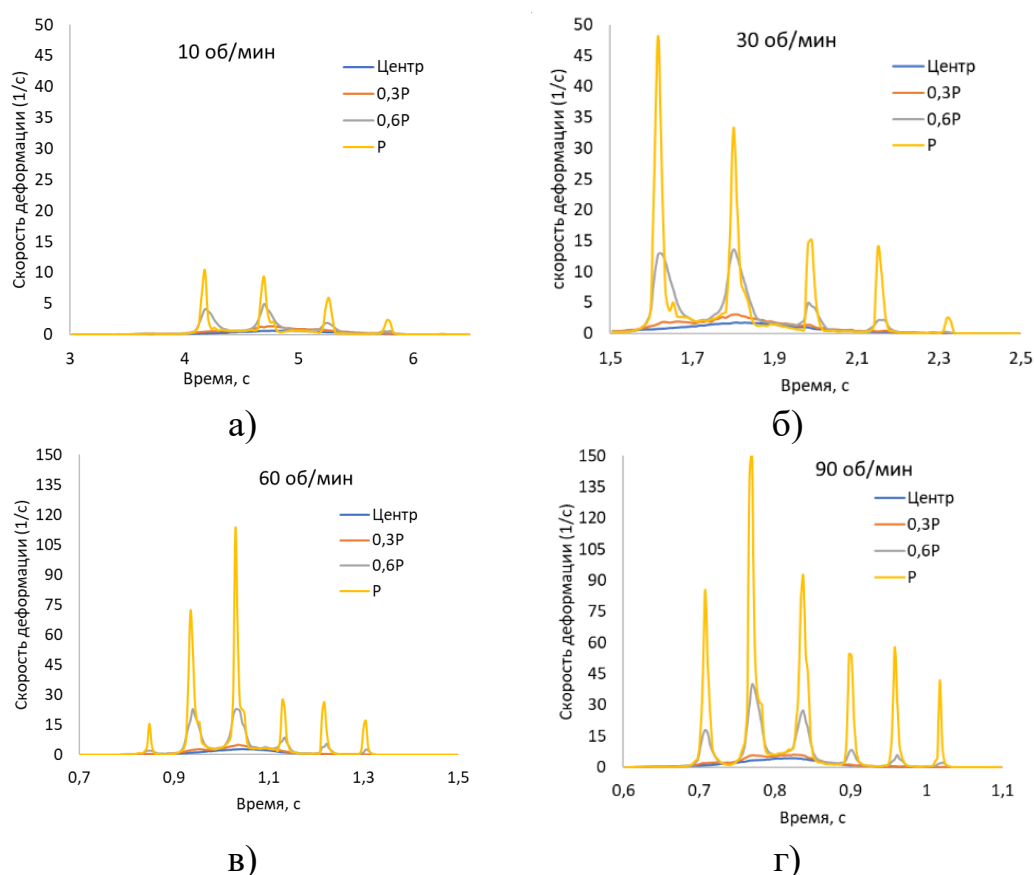


Рисунок 3.14 – Скорость деформации при различной частоте вращения:

а) $n = 10$ об/мин; б) $n = 30$ об/мин; в) $n = 60$ об/мин; г) $n = 90$ об/мин

Изменение температуры исходной заготовки также, как и при анализе НСД не повлияло на характер распределения скорости деформации по сечению заготовки (рисунок 3.15).

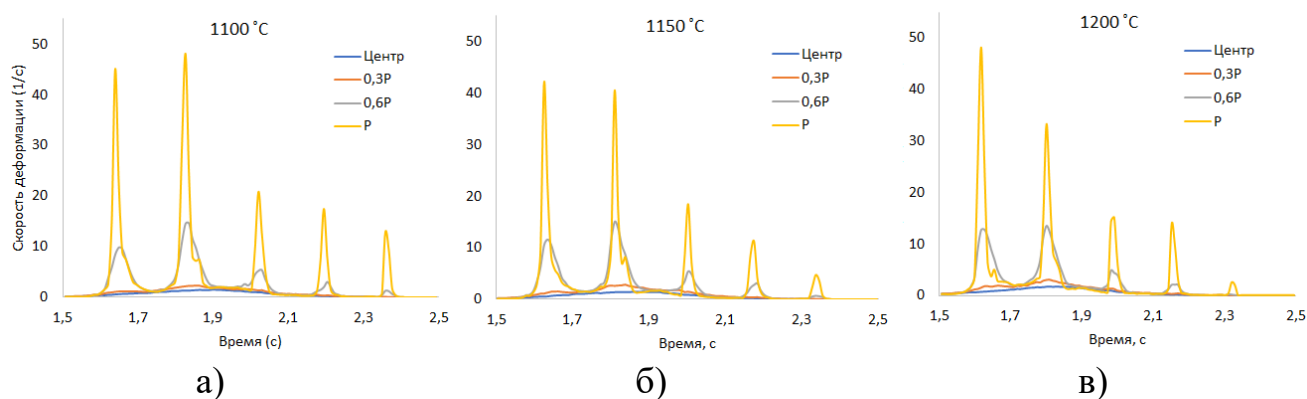


Рисунок 3.15 – Скорость деформации при различных температурах исходной заготовки: а) $T = 1100$ °C; б) $T = 1150$ °C; в) $T = 1200$ °C

Средние напряжения

При моделировании процесса РСП с варьированием коэффициента вытяжки, частоты вращения валков и температуры исходной заготовки получены распределения полей средних напряжений (рисунок 3.16), где могут быть выделены 3 наиболее показательных области: области сжимающих напряжений, возникающие в поверхностях, контактирующих с валками ($-100 \dots -900$ МПа), область невысоких сжимающих напряжений ($-100 \dots 0$ МПа) и область растягивающих напряжений в осевой зоне заготовки ($0 \dots 100$ МПа).

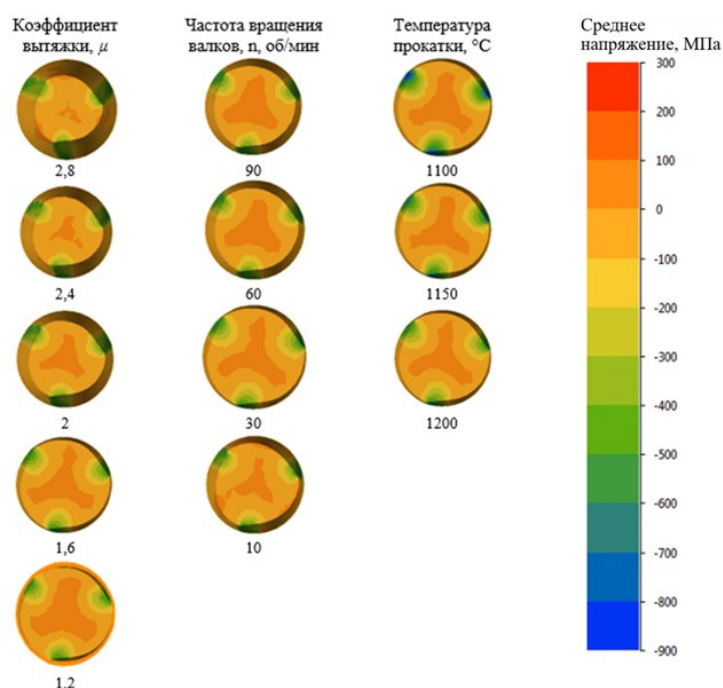


Рисунок 3.16 – Средние напряжения при различных параметрах процесса (поперечные сечения в плоскости пережима валков)

Увеличение коэффициента вытяжки, согласно полученным данным, приводит к снижению уровня растягивающих напряжений с 50 % занимаемой площади при $\mu = 1,2$ до 5 – 7 % при $\mu = 2,8$. При изменении частоты вращения валков наблюдается обратный эффект, где с повышением частоты вращения область растягивающих напряжений в центральной области значительно возрастает, что повышает вероятность разрушения заготовки при РСП. Изменение температуры исходной заготовки не повлияло на распределение полей средних напряжений.

Анализ энергосиловых параметров

Оценка энергосиловых параметров (ЭСП) представляется важным этапом при разработке технологического процесса, поскольку их уровень определяет допустимые температурно-деформационные режимы, выбор и параметры оборудования и др.

По результатам моделирования процесса РСП сплава системы Co-Cr-Mo построены зависимости радиального усилия на валок, момента и мощности прокатки от основных варьируемых параметров (рисунок 3.17, 3.18). При изменении коэффициента вытяжки μ с 1,2 до 2,8 отмечено увеличение максимального значения радиального усилия на установившейся стадии процесса с 250 кН до 340 кН, при этом рост составляет 50 кН на каждые 0,4 ед. до достижения $\mu = 2,4$ (рисунок 3.17, а). При больших значениях $\mu = 2,4$ и 2,8 усилие практически одинаково и в среднем составляет 340 кН, что объясняется интенсивным ростом температуры прутка за счет деформационного разогрева.

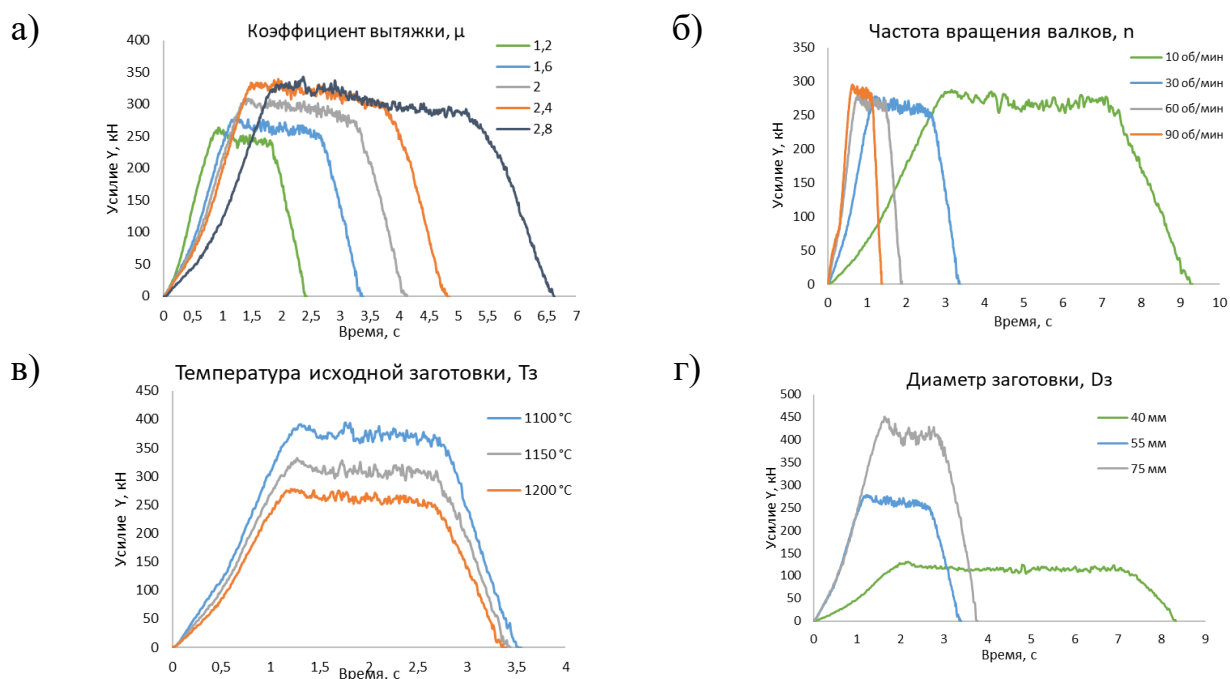


Рисунок 3.17 – Радиальное усилие на валок при РСП сплава Co-28Cr-6Mo при варьировании параметров: а) коэффициента вытяжки; б) частоты вращения валков; в) температуры исходной заготовки; г) диаметра заготовки

Изменение частоты вращения валков n не оказывает существенного влияния на усилие при прокатке, на установившейся стадии его значения сохраняются на уровне 270 – 300 кН. Заметный эффект оказывает температура исходной заготовки: при изменении температуры с 1100 до 1200 °С отмечено снижение усилия на 60 ± 10 кН на каждые 50 °С с 370 кН до 250 кН. Увеличение диаметра заготовки ожидаемо приводит к росту усилия при прокатке.

На рисунке 3.18 показаны результаты оценки средней мощности и момента на установившейся стадии прокатки в зависимости от варьируемых параметров.

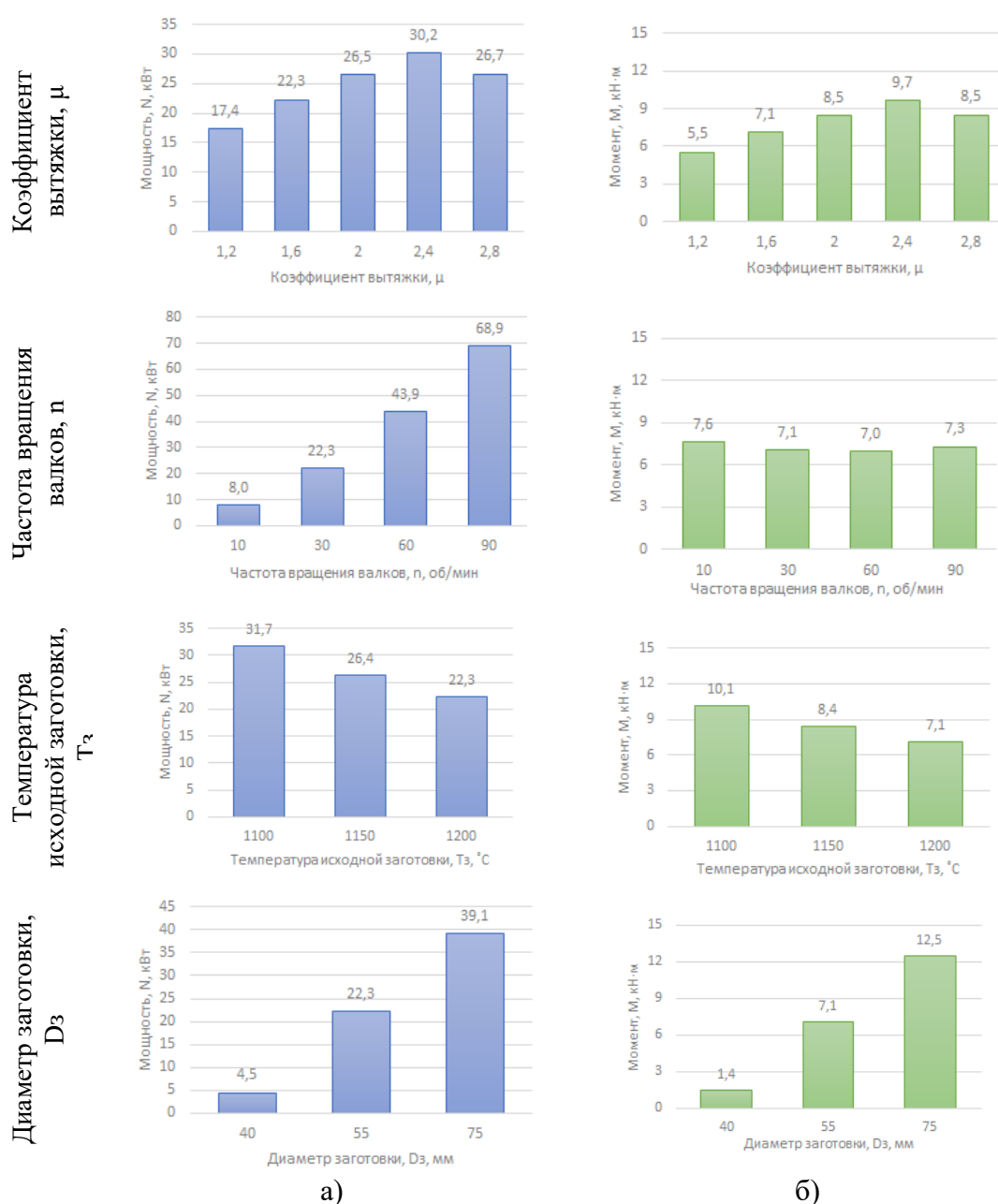


Рисунок 3.18 – Мощность (а) и момент прокатки (б) при РСП при варьировании параметров

Изменение мощности и момента прокатки при РСП сплава Co-28Cr-6Mo в целом имеет похожий характер для всех варьируемых параметров и соответствует традиционному виду зависимости: увеличение коэффициента вытяжки, повышение частоты вращения валков и увеличение диаметра заготовки приводят к увеличению крутящего момента, и как следствие, мощности прокатки; повышение температуры снижает сопротивление деформации, что требует меньших энергозатрат (рисунок 3.18, а, б).

Выводы по главе 3

1. Анализ распределения полей температуры, скоростей деформации и параметра stress triaxiality по результатам КЭ-моделирования показал, что для обеспечения рациональных температурно-деформационных условий процесса требуется проведение дополнительных промежуточных подогревов между основными операциями. Рассматриваемая схема мультиосевой изотермическойковки может быть применима для предварительного уплотнения литой структуры и повышения деформируемости заготовок при последующей РСП.

2. В процессе РСП возможно осуществлять эффективное управление температурным полем деформируемой заготовки. Наиболее значимыми технологическими параметрами, оказывающими влияние на распределение температуры в прутке, являются температура нагрева исходной заготовки и частота вращения рабочих валков. Для обеспечения температуры центральной зоны прутка на уровне температуры нагрева заготовки и без существенного снижения температуры поверхности (не менее 1050 °C) предпочтительным может быть диапазон $n = 30 - 60$ об/мин.

3. При варьировании коэффициента вытяжки деформационный разогрев сплава Co-28Cr-6Mo компенсируется естественным охлаждением при контакте с инструментом и окружающей средой. В интервале $\mu = 1,2 - 2,4$ температура в поверхностной зоне не достигает значений фазового перехода, таким образом

величина обжатия может быть определена требуемым диаметром прутка, уровнем энергосиловых параметров и необходимостью снижения цикличности процесса.

4. Увеличение диаметра исходной заготовки приводит к росту неравномерности температуры по поперечному сечению, в то время как уменьшение диаметра в большей степени влияет на продольную неравномерность. Использование заготовки диаметром более 75 мм позволит осуществлять прокатку в несколько проходов без промежуточных подогревов. Для получения прутков малых диаметров (до 10 – 14 мм) необходимо либо увеличивать скорости прокатки в каждом последующем проходе, либо обеспечить промежуточный подогрев прутка.

5. НСД имеет градиентное распределение по сечению заготовки и линейно возрастает с увеличением коэффициента вытяжки как в центральной, так и приповерхностной областях. Кроме этого, при увеличении μ с 1,2 до 2,8 существенно снижается уровень растягивающих напряжений в центральной области прутка с 50 % до 5 – 7 % занимаемой площади. Вместе с этим, с ростом μ повышается цикличность процесса и происходит увеличение максимального значения радиального усилия на установившейся стадии процесса на 50 кН на каждые 0,4 ед. μ . Таким образом, для обеспечения проработки структуры прутка и поддержания адекватного уровня энергосиловых параметров оборудования значения μ за 1 проход могут быть выбраны из интервала 1,2 – 2,0 при этом следует обеспечить суммарный коэффициент вытяжки не менее 3.

ГЛАВА 4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРОБОВАНИЕ ПРЕДЛОЖЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ

4.1 Отработка режима гомогенизационного отжига

Как показано в п.2.2 слиток без предварительной обработки имеет низкую технологическую пластичность из-за наличия дендритной ликвации и выделений охрупчивающей интерметаллидной σ -фазы. Кроме этого, на формирование структуры слитка в значительной степени могут влиять скорости кристаллизации при выплавке [115, 116].

Проведение гомогенизационного отжига позволяет устранить данные недостатки, однако для его применения необходимо подобрать температурно-временной режим с учетом химического состава сплава системы Co-Cr-Mo и его исходного состояния. Так, предварительно проведенный гомогенизационный отжиг в п.2.2 показал, что при температуре 1230 °С и выдержке в течение 6 ч структура сплава характеризуется преимущественно ГЦК-фазой с некоторым количеством ГПУ-фазы и наличием нерастворенной охрупчивающей σ -фазы, что указывает на недостаточность проведенной термической обработки.

Для отработки режимов гомогенизирующего отжига отобраны образцы от слитков после выплавки, химический состав которых соответствовал ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009 (таблица 4.1).

Таблица 4.1 – Химический состав образцов слитков после выплавки

	Химический состав, % масс.									
	Co	Cr	Mo	Fe	Mn	Si	C	Ni	N	S
Слиток №1	Осн.	28,1	5,81	0,02	0,29	0,17	0,017	<0,05	0,0006	0,0014
Слиток №2	Осн.	28,3	6,0	0,3	<1,0	0,095	0,002	0,85	-	<0,015

На рисунке 4.1 показана микроструктура образца из слитка №1 в литом состоянии с выраженными дендритными ячейками и крупными включениями σ -фазы по их границам [112].

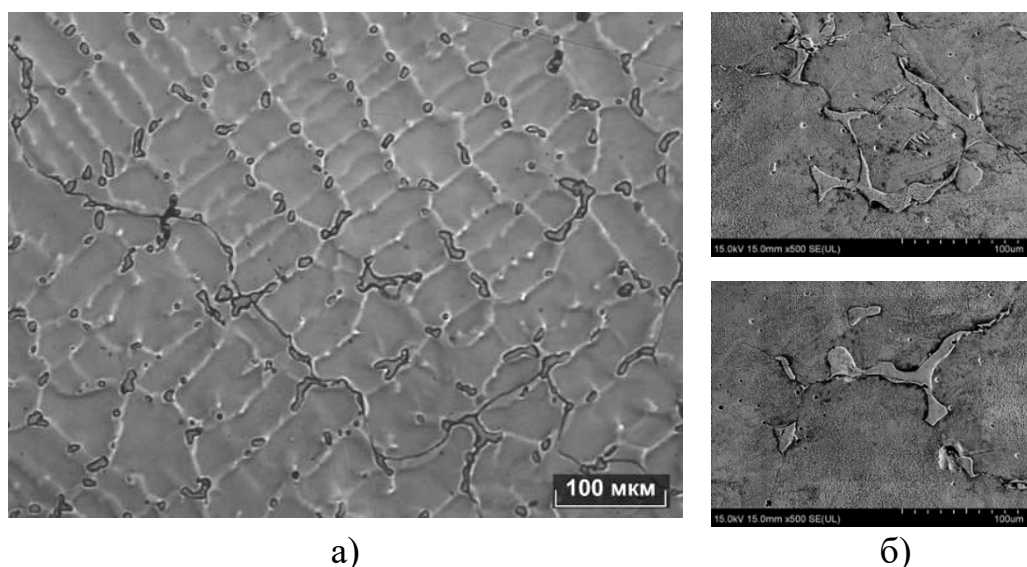


Рисунок 4.1 – Микроструктура слитка №1 из сплава Co-28Cr-6Mo в литом состоянии: а – оптическая микроскопия, б – СЭМ

Для исследования и выбора рационального режима гомогенизационного отжига на основе построенных диаграмм состояния сплава выбраны температуры 1200 и 1250 °С при продолжительности выдержки 6, 9 и 12 ч с последующим ускоренным охлаждением (слиток №1) и охлаждением в печи (слиток №2). На рисунке 4.2 показано изменение микроструктуры образцов в зависимости от температуры и времени выдержки (после ускоренного охлаждения).

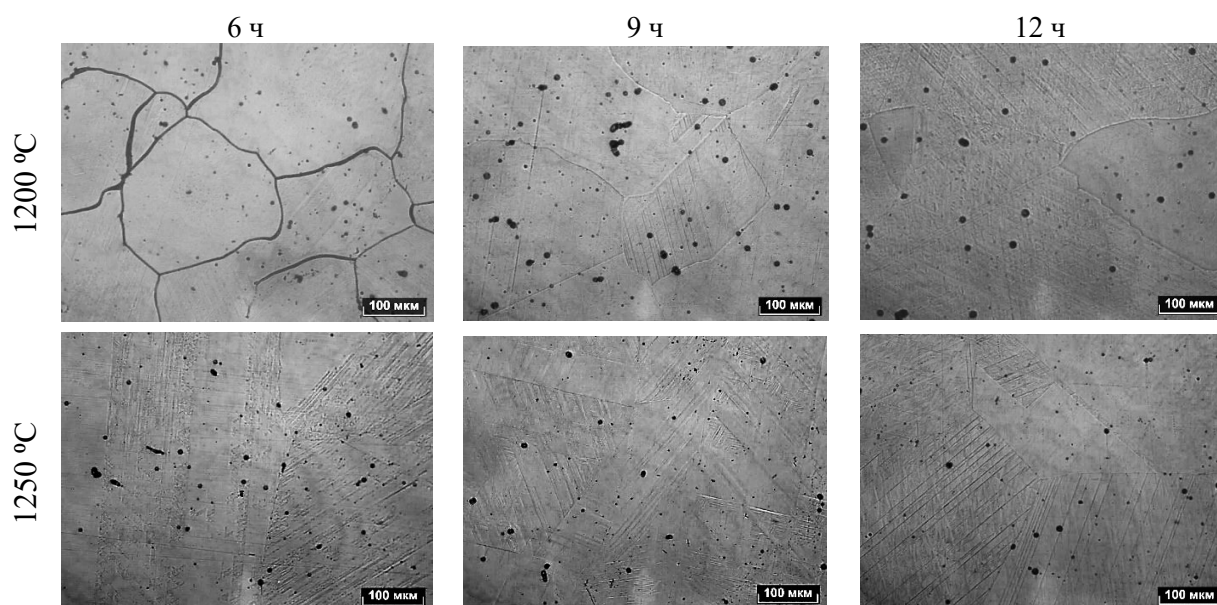


Рисунок 4.2 – Изменение микроструктуры слитка №1 при различных температурах и продолжительности гомогенизационного отжига

Анализ микроструктуры показал, что формирование зеренной структуры и растворение интерметаллидной σ -фазы происходит уже при температуре 1200 °С и времени выдержки 6 ч с последующим ускоренным охлаждением. При этом для данного режима наблюдается повышенная травимость границ зерен, что свидетельствует о концентрации легирующих элементов в данных зонах и неполном растворении в матрице. Повышение температуры до 1250 °С способствует устранению химической неоднородности по сечению зерна, однако выдержка более 9 ч приводит к значительному росту зерна, что также отражается в снижении значений твердости образцов (рисунок 4.3) [117].

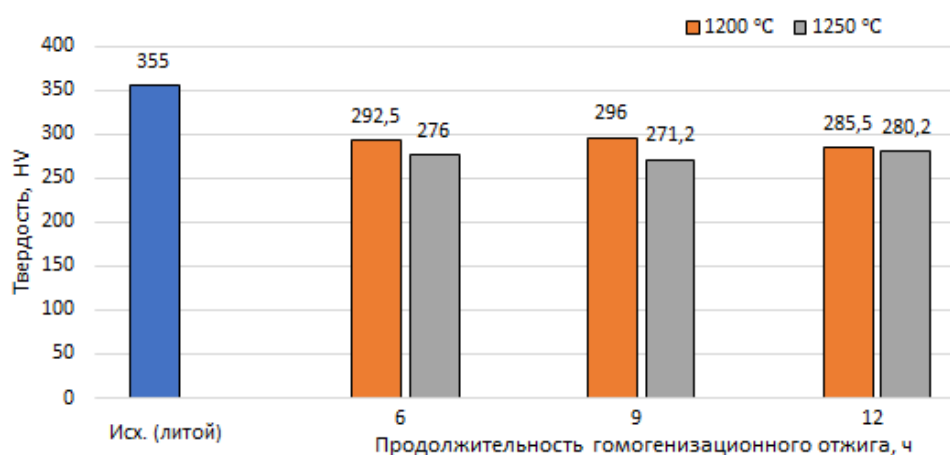


Рисунок 4.3 – Изменение твердости слитка №1 при различных температурах и продолжительности гомогенизационного отжига

При этом образец слитка №2 в исходном литом состоянии имел крупнозернистую зеренную структуру с достаточно крупными включениями σ -фазы по границам зерна. Режим гомогенизирующего отжига при температуре 1250 °С и в течение 9 ч с охлаждением в печи не обеспечил полного растворения σ -фазы, напротив привел к существенному увеличению зерна и, вероятно, выделению вторичной фазы за счет медленного охлаждения с печью (рисунок 4.4).

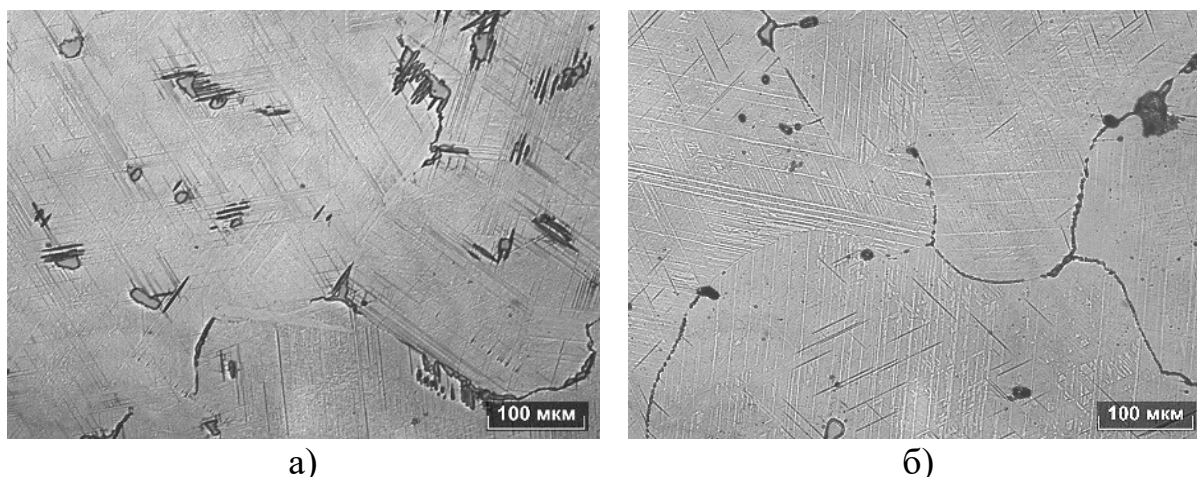


Рисунок 4.4 – Микроструктура слитка №2: а) в литом состоянии; б) после гомогенизации

Показано, что при назначении режима гомогенизационного отжига сплава Co-Cr-Mo следует руководствоваться данными о химическом составе и исходной микроструктуре слитков (размер зерна или дендритной ячейки, объемной доли вторичных фаз). Для снижения риска выпадения σ -фазы, охлаждение слитков должно осуществляться ускоренно. Кроме этого, температура и время выдержки должны назначаться с учетом возможностей технологического оборудования и обеспечивать рациональное соотношение временных затрат при проведении отжига и обеспечения требуемого эффекта в структуре сплава. Рекомендуемым режимом, согласно полученным данным, представляется интервал температур 1220 – 1250 °C при времени выдержки 6 – 9 ч.

4.2 Отработка режимов изотермическойковки

С учетом результатов моделирования процесса изотермическойковки и в соответствии со схемой процесса в п.3.1, проведена отработка режима изотермическойковки в производственных условиях при введении в схему дополнительных подогревов.

Для отработки режимовковки использован слиток с химическим составом, приведенным в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Химический состав слитка при отработке режимовковки

	Химический состав, % масс.									
	Co	Cr	Mo	Fe	Mn	Si	C	Ni	N	S
Слиток (В)	Осн.	28,3	5,97	0,12	0,33	0,39	0,089	0,24	0,0039	0,0045

Механически обработанный конусный слиток со средним диаметром 95 мм и длиной ~ 400 мм был предварительно подвергнут гомогенизационному отжигу при температуре 1250 °С в течение 9 ч в вакуумной печи с возможностью ускоренного охлаждения. Охлаждение слитка выполнено в потоке азота под давлением, обеспечивающего максимальную скорость охлаждения. Далее выполнена порезка слитка на 2 заготовки равной длины ~ 190 мм (маркировка заготовок, В1 и В2, соответственно).

Далее заготовки, нагретые до температуры 1200 ± 10 °С, были деформированы на гидравлическом прессе усилием 16 МН, оснащенным установкой подогрева рабочего инструмента. Ковка проводилась с применением плоских бойков, нагретых до температуры 950 ± 10 °С, при скорости перемещения инструмента 8 мм/с в следующей последовательности [112]: ковка по образующей на квадрат 65 мм → подогрев при температуре 1200 ± 10 °С в течение 20 минут → осадка в торец со степенью деформации ~30 % → ковка на квадрат 60 мм → подогрев при температуре 1200 ± 10 °С в течение 20 минут → осадка в торец со степенью деформации ~30 % → ковка на Ø60 мм. По завершении процессаковки выполнено охлаждение заготовок на воздухе. Размер полученных кованых заготовок составил: средний диаметр 60 мм и длина ~300 мм.

Несмотря на сравнительно невысокие скорости рабочего инструмента, при операцияхковки на квадрат и осадке в торец не зафиксировано растрескивания кромок и трещинообразования в заготовках (рисунок 4.3, а, б), что связано с соблюдением температурного режима деформации, а также введения в схемуковки дополнительных коротких подогревов. При визуальном контроле поверхности полученных заготовок дефекты также не обнаружены.



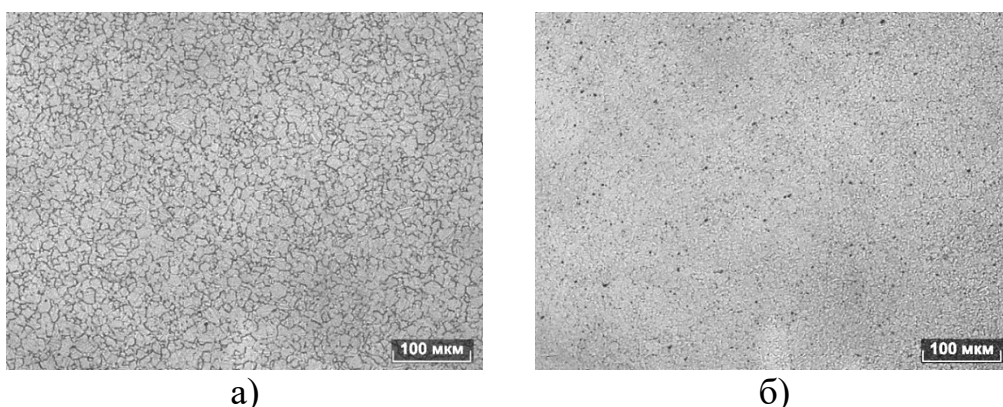
а)

б)

в)

Рисунок 4.3 – Процессковки слитка из сплава системы Co-Cr-Mo (а, б) и внешний вид ковanej заготовки (в)

Анализ микроструктуры показал, что в результате мультисековой изотермическойковки в заготовке формируется мелкозернистая структура с некоторым градиентным распределением по сечению (рисунок 4.4), без видимых включений σ -фазы при использовании оптической микроскопии.



а)

б)

Рисунок 4.4 – Микроструктура ковanej заготовки: а) центр, б) приповерхностная область

Кроме этого, не выявлено внутренней пористости и следов растрескивания. Необходимо отметить, что в ходе отработки режимовковки на данном этапе охлаждение заготовок выполнено на воздухе, и несмотря на длительный период остывания, выделений вторичных фаз не произошло, что вероятно связано с проведением деформации в высокотемпературной области без подствывания сплава и значительной проработкой структуры. Однако для гарантированного предотвращения выделения σ -фазы и при соблюдении температурного режима

ковки необходимо проведение ускоренного охлаждения с целью быстрого прохождения температурного интервала ее существования.

4.3 Отработка режимов радиально-сдвиговой прокатки

Для определения наиболее благоприятных условий деформирования и выбора режимов РСП проведен ряд экспериментов по варьированию параметров процесса, в частности количества проходов, частоты вращения валков и температуры нагрева перед прокаткой с учетом данных выполненного компьютерного моделирования и ранее выполненных предварительных опробований [118, 119] (таблица 4.3).

Таблица 4.3 – Экспериментальные режимы радиально-сдвиговой прокатки

Маркировка	Кол-во проходов	Маршрут	Частота вращения валков, п, об/мин	Суммарный коэффициент вытяжки, μ_{Σ}	Температура нагрева, Т, °С
Прокатка до диаметра 40 мм					
B1 (40)	1	56,5—40	54	2,0	1195
B2 (40)	3	56,5—49—45—40	18		
Прокатка до диаметра 30 мм					
B1 (30)	3	40—38—34—30	27	3,5	1195
B2 (30)	3	40—38—34—30	81		
Прокатка до диаметра 18 мм					
B1 (18)	3	30—27—21,5—17,8	27	9,7	1180
B2 (18)	3	30—27,3—21,7—18	27		1120

В качестве исходной заготовки использованы предварительно деформированные (кованые) заготовки (маркировка B1 и B2) диаметром 56,5 мм. Для определения влияния количества проходов прокатку заготовок до диаметра 40 мм осуществляли на трёхвалковом стане МИСиС-100Т, для определения влияния частоты вращения и температуры нагрева промежуточные прутки деформировали до диаметров 30 мм и 18 мм на стане РСП «20 – 40», соответственно. После деформации в конечный размер на каждом этапе выполнена закалка в воде и отбор образцов для проведения металлографического анализа и определения

механических свойств. Влияние суммарного коэффициента вытяжки оценивалось на каждом этапе серии прокаток, а также в целом по формоизменению от исходной заготовки до конечного диаметра: $\varnothing 56,5\text{--}\varnothing 40\text{--}\varnothing 30\text{--}\varnothing 18$ мм, где пруткам диаметром 40, 30 и 18 мм соответствовали следующие фактические значения суммарного коэффициента вытяжки $\mu_{\Sigma} = 2,0; 3,5$ и $9,7$ [120]. Прокатка прутков на стане РСП «20 – 40» выполнена с применением модернизированной калибровки рабочих валков (см. п. 2.3). На рисунке 4.5 показан процесс прокатки прутка на станах РСП МИСиС-100Т и «20 – 40».

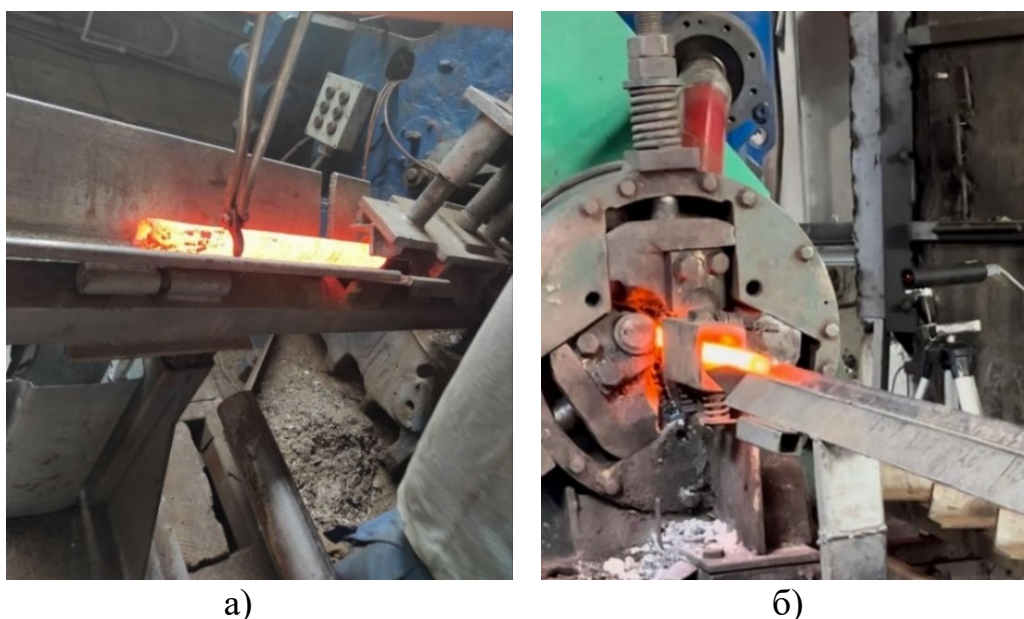


Рисунок 4.5 – Процесс прокатки на станах РСП: а) МИСиС-100Т и б) «20–40»

В ходе экспериментальных прокаток осуществлялась фиксация значений тока двигателя для стана «20 – 40» (рисунок 4.6).

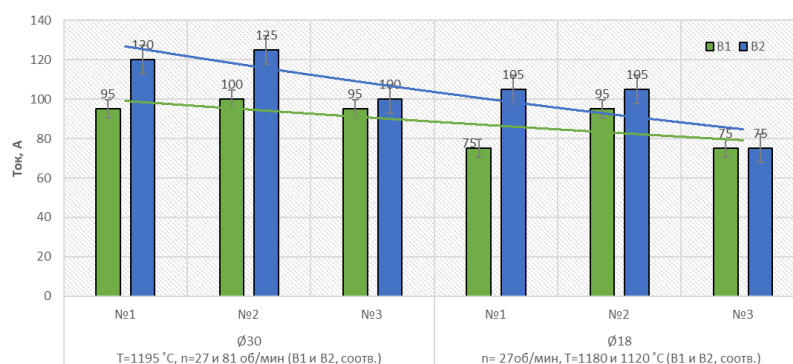


Рисунок 4.6 – Средние значения тока двигателя министана «20–40» при прокатке прутков Ø 30 и 18 мм с варьированием параметров

Результаты металлографического анализа показали, что при деформации заготовки В1 за 1 проход наблюдается ярко выраженный градиент структуры: от мелкозернистой в поверхностном слое до крупнозернистой в центре, средний размер зерна составлял 24,1 и 65,4 мкм, соответственно (рисунок 4.7).

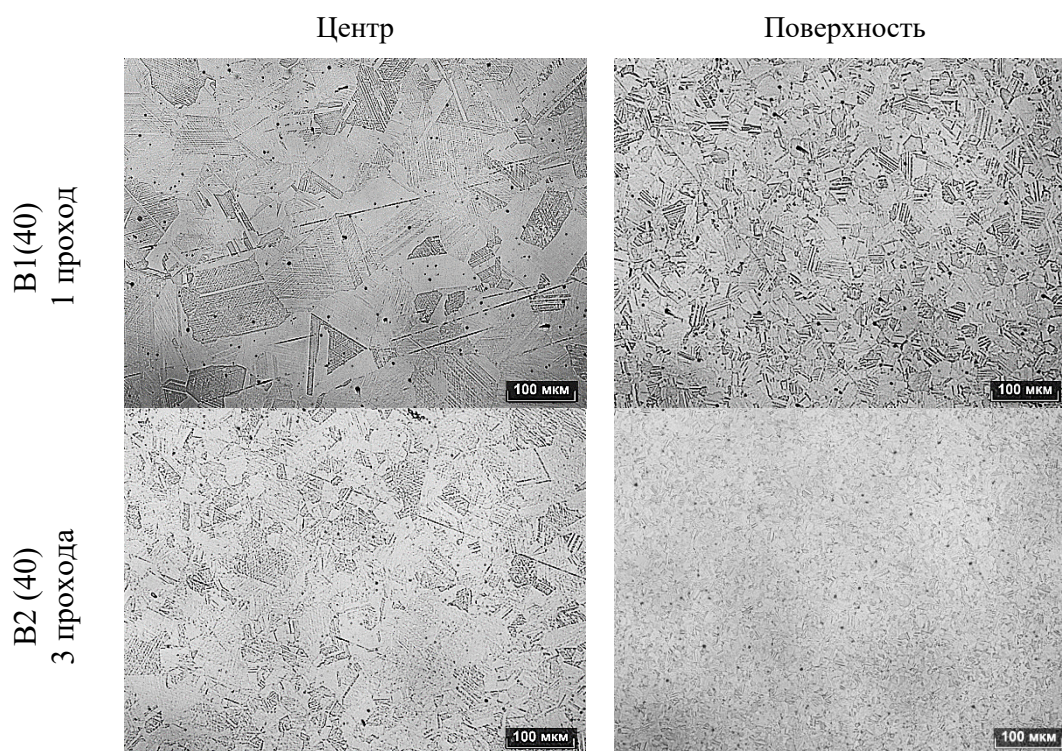


Рисунок 4.7 – Микроструктура прутка (Ø40 мм) в зависимости от количества проходов

При прокатке заготовки В2 за 3 прохода с короткими промежуточными подогревами отмечено снижение градиента (средний размер зерна в поверхностной и центральной областях равен 16,5 и 32,6 мкм), а также более мелкая структура у поверхности прутка в сравнении с В1. Следует отметить, что начальные условия эксперимента предполагали проведение прокатки при одинаковой частоте вращения $n = 18$ об/мин. Однако, при прокатке в один проход для обеспечения условий захвата заготовки рабочими валками скорость была увеличена до $n = 54$ об/мин.

Результаты анализа микроструктуры образцов также коррелируют со значениями механических свойств, представленных на рисунке 4.8. При прокатке заготовки В2 в 3 прохода отмечены более высокие значения прочностных и

пластических характеристик как в центральной, так и в поверхностной областях. Таким образом, многопроходная РСП представляется более предпочтительной при деформировании сплава Co-28Cr-6Mo, т. к. позволяет в большей степени проработать структуру и снизить нагрузку на оборудование за счет дробления степени деформации по проходам в отличие от прокатки в 1 проход.

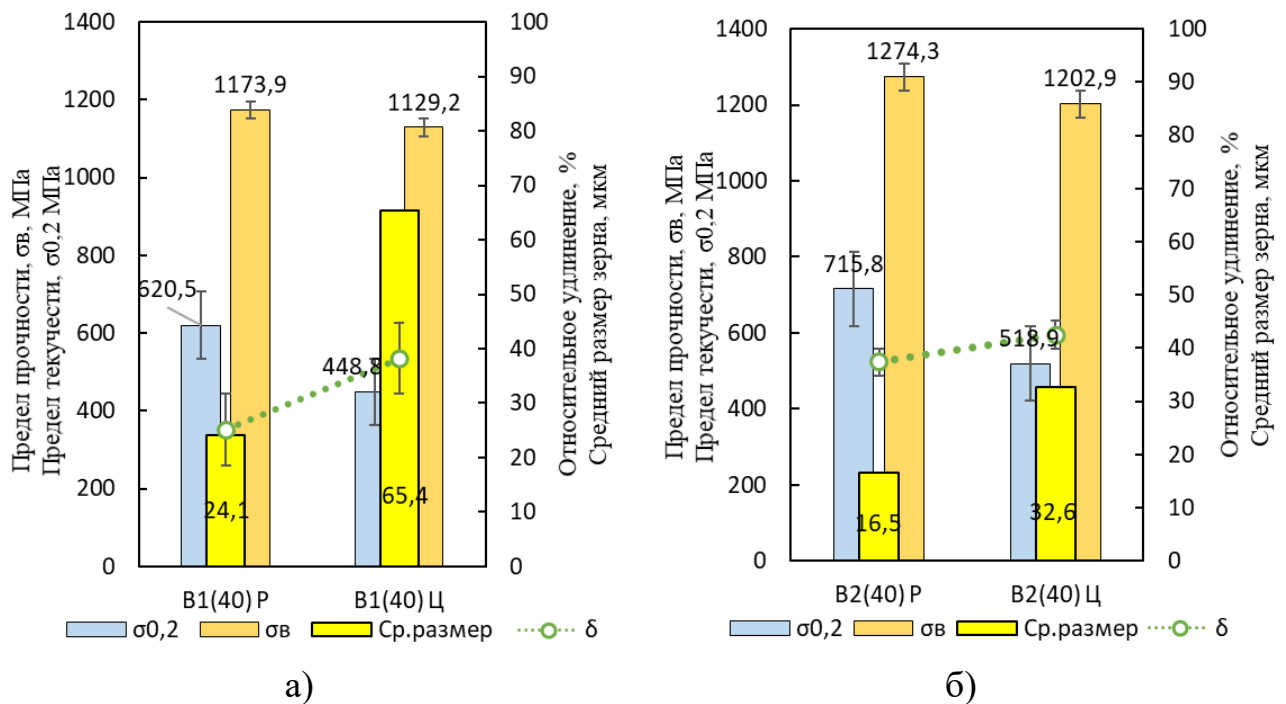


Рисунок 4.8 – Механические свойства и средний размер зерна при прокатке прутка Ø40 мм при $\mu_{\Sigma} = 2$: а) в 1 проход; б) в 3 прохода

Дальнейшее деформирование прутков В1 и В2 до диаметра 30 мм при различных скоростях показало, что значительное увеличение частоты вращения валков ($n = 81$ об/мин) приводит к росту зерна в прутке В2 как в центре, так и в поверхностной области (средний размер зерна 40,4 и 24 мкм, соответственно) за счет интенсивного разогрева металла при РСП. При этом прокатка при $n = 27$ об/мин позволяет сформировать в прутке В1, имевшем ранее выраженную крупнозернистость в центральной зоне, более мелкую структуру со средним размером зерна 31 мкм в центре и 16,4 мкм в поверхностной области (рисунок 4.9), что также соотносится с полученными механическими свойствами (рисунок 4.10).

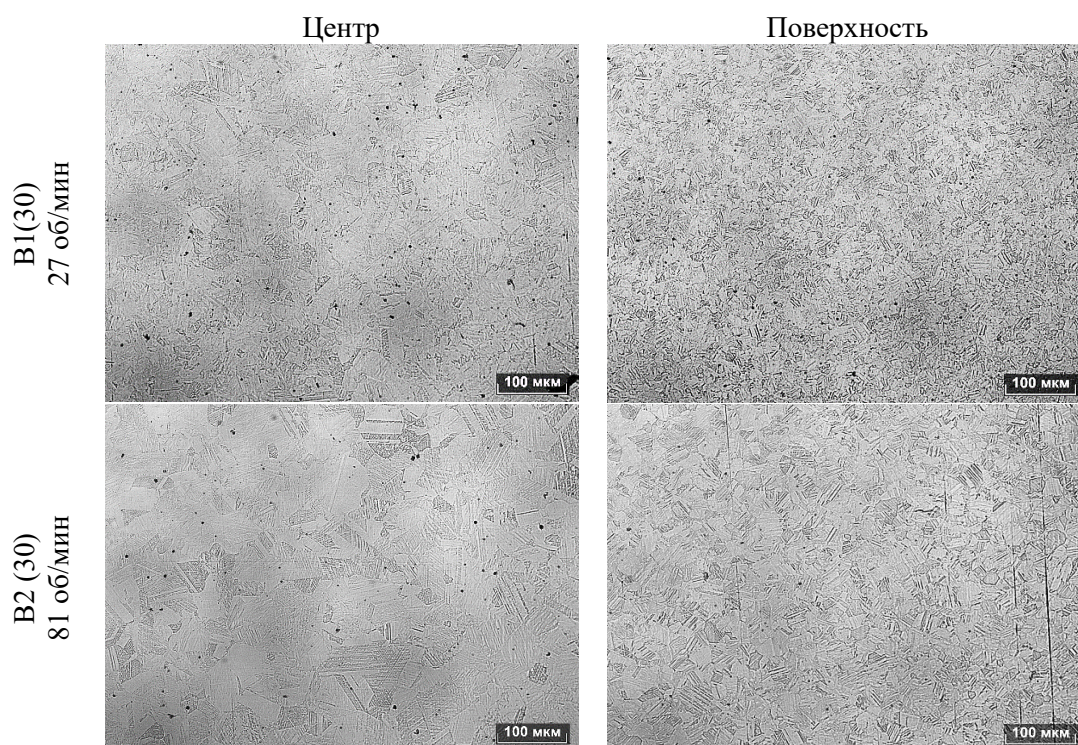


Рисунок 4.9 – Микроструктура прутков (Ø30 мм) в зависимости частоты вращения валков

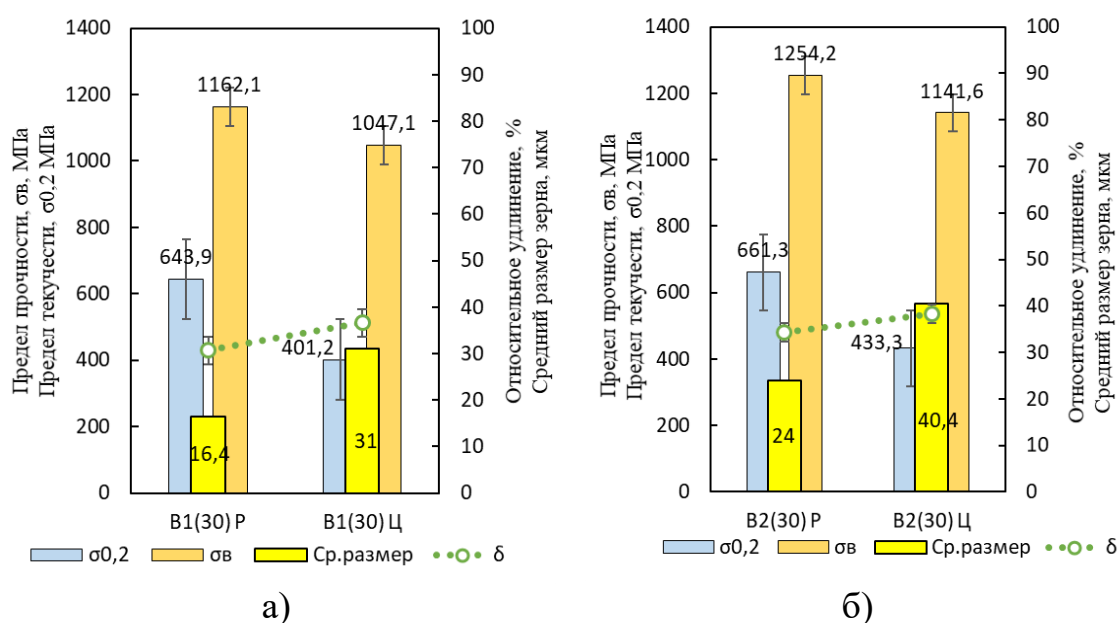


Рисунок 4.10 – Механические свойства и средний размер зерна при различной частоте вращения при прокатке прутка Ø30 мм при $\mu_{\Sigma} = 3,5$:
а) 27 об/мин; б) 81 об/мин

При выполнении данной серии прокаток отмечено, что увеличение частоты вращения валков в 3 раза, с $n = 27$ до 81 об/мин, приводит к росту тока двигателя на 15 – 20 %.

При последующей прокатке прутков В1 и В2 до конечного диаметра 18 мм при различных температурах 1120 и 1180 °С и увеличении суммарного коэффициента вытяжки до 9,7 отмечено существенное измельчение зерна в сравнении с предыдущей серией прокаток. При этом наибольшее различие в микроструктуре наблюдается в центральной области прутков В1 и В2, где средний размер зерна составляет 18,2 мкм и 12,2 мкм, в то время как у поверхности – 6,5 и 4,1 мкм, соответственно (рисунок 4.11). Высокая температура деформации при прокатке малых сечений приводит к росту зерна и большому градиенту структуры за счет быстрого остывания поверхностных слоев.

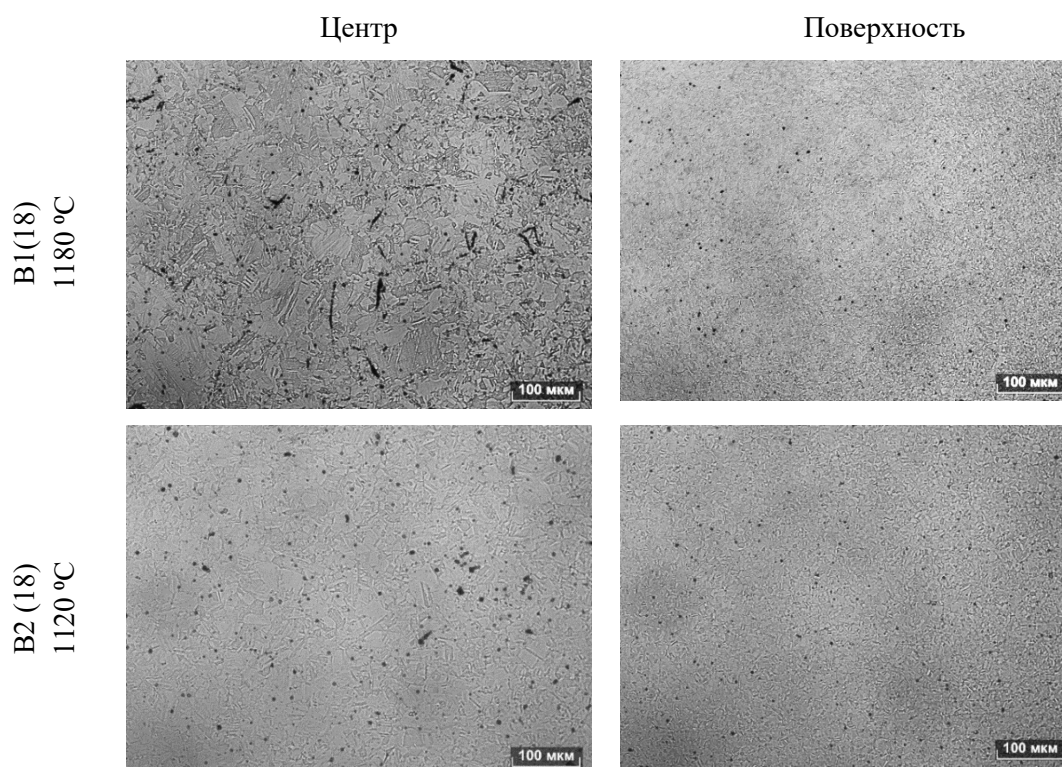


Рисунок 4.11 – Микроструктура прутков (Ø18 мм) в зависимости от температуры прокатки

Данные процессы также отражаются на механических свойствах прутков, увеличение степени деформации (суммарного коэффициента вытяжки) приводит к повышению прочностных свойств как в центральной, так и в приповерхностной областях при сохранении пластичности (рисунок 4.12). Однако прокатка при

температуре 1120 °С повышает токовую нагрузку привода стана на 30 % с 70 – 80 до 100 – 110 А.

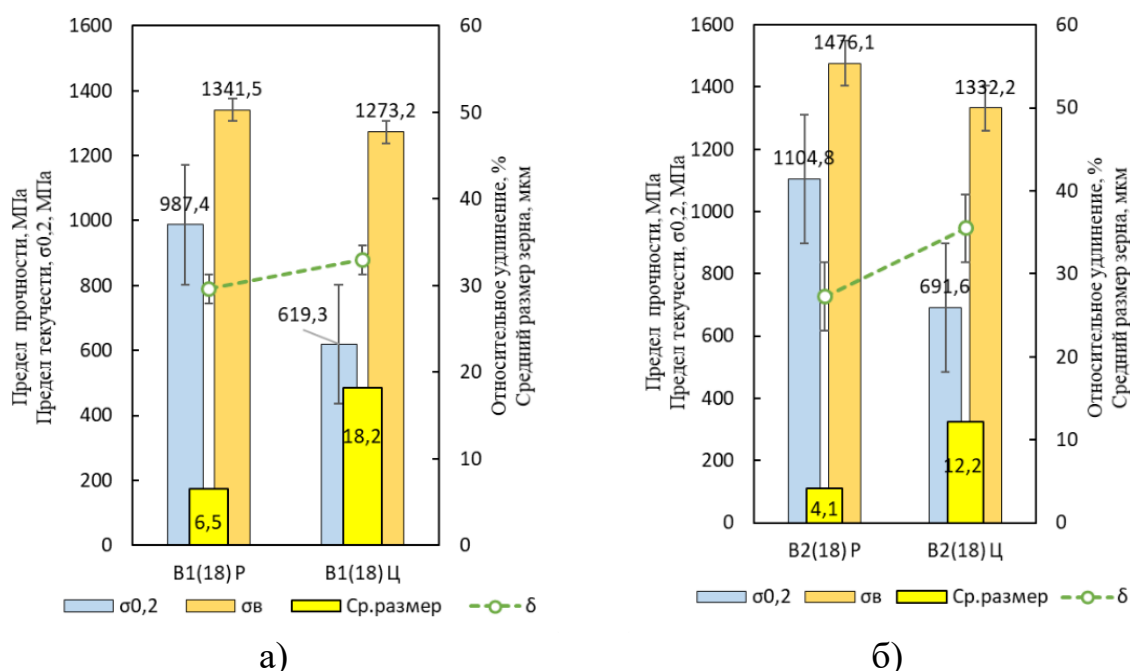


Рисунок 4.12 – Механические свойства и средний размер зерна при различной температуре прокати прутка Ø18 мм при $\mu_{\Sigma} = 9,7$: а) 1180 °С; б) 1120 °С

Таблица 4.4 – Механические свойства прутков и средний размер зерна при варьировании параметров прокатки

Маркировка	Место вырезки	Средний размер зерна, D _{ср} , мкм	Предел прочности, σ _в , МПа	Предел текучести, σ _{0,2} , МПа	Относительное удлинение, %	Суммарный коэффициент вытяжки, μ _Σ
Прокатка до диаметра 40 мм						
B1 (40) 1 проход	Ц	65,4	1129,2	448,8	38,2	2,0
	Р	24,1	1173,9	620,5	25,1	
B2 (40) 3 прохода	Ц	32,6	1274,3	715,8	37,4	
	Р	16,5	1202,9	518,9	42,5	
Прокатка до диаметра 30 мм						
B1 (30) 27 об/мин	Ц	31,0	1047,1	401,2	36,6	3,5
	Р	16,4	1162,1	643,9	30,7	
B2 (30) 81 об/мин	Ц	40,4	1141,6	433,3	38,3	
	Р	24,0	1254,2	661,3	34,3	
Прокатка до диаметра 18 мм						
B1 (18) 1180 °С	Ц	18,2	1273,2	619,3	33,0	9,7
	Р	6,5	1341,3	987,4	29,7	
B2 (18) 1120 °С	Ц	12,2	1332,2	691,6	35,5	
	Р	4,1	1476,1	1104,8	27,3	

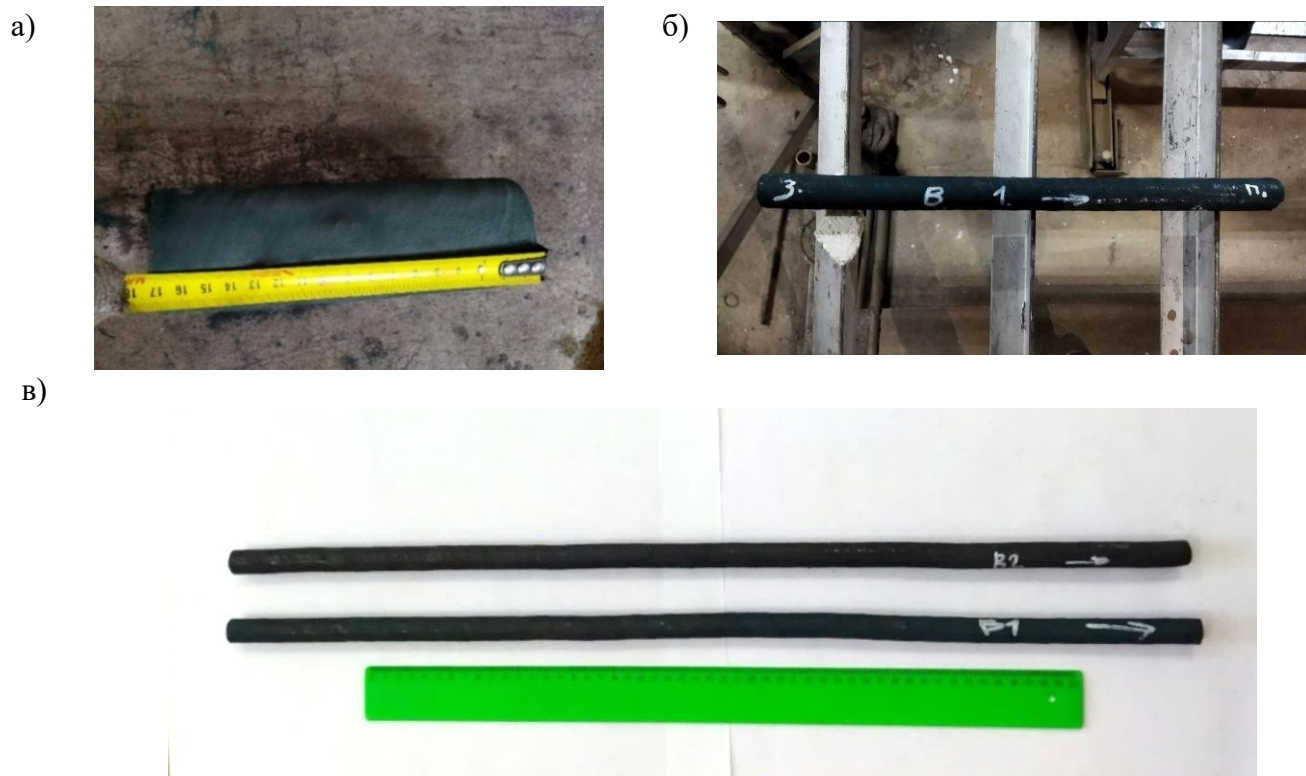


Рисунок 4.13 – Внешний вид прутков после прокатки: а) $\varnothing$ 40 мм; б) $\varnothing$ 30 мм;
в) $\varnothing$ 18 мм

Выводы по главе 4

1. При гомогенизации слитков полное растворение охрупчивающей σ -фазы происходит уже после 6 ч выдержки при температуре 1200 °С. При этом в значительной степени режим гомогенизационного отжига определяется исходной структурой слитка и объемной долей σ -фазы, выделившейся при кристаллизации слитка, которые, в свою очередь, зависят от химического состава. Таким образом, рациональным режимом обработки слитка представляется интервал температур 1220 – 1250 °С при времени выдержки 6 – 9 ч с последующим скоростным охлаждением для предотвращения выделения охрупчивающей σ -фазы.

2. Показано, что мультиосевая изотермическая ковка при температуре 1200 °С на гидравлическом прессе с подогреваемым инструментом (до 950 °С) пригодна для получения деформированных заготовок сплава Co-28Cr-6Mo с мелкозернистой структурой. Для обеспечения технологической пластичности сплава и избежания

трещинообразования необходимо строгое соблюдение температурного режима деформации с применением дополнительных коротких подогревов.

3. Установлено, что при РСП сплава Co-28Cr-6Mo предпочтительной является многопроходная прокатка, обеспечивающая большую деформируемость и измельчение зерна, а также снижение нагрузки на оборудование за счет дробления деформации по проходам. Деформация при высокой частоте вращения валков ($n = 81$ об/мин) приводит к существенному разогреву сплава и росту зерна, а также повышению токовой нагрузки на привод стана. С учетом полученных результатов эксперимента и результатов моделирования, предпочтительным является диапазон частоты вращения $n = 25 - 60$ об/мин.

4. Показано, что при прокатке прутков малых сечений температура является важным фактором для структурообразования и механических свойств. Для снижения градиентности структуры по сечению следует снижать температуру нагрева под прокатку по мере уменьшения диаметра прутка, в совокупности с энергосиловыми параметрами процесса прокатки рациональным является температурный интервал $1180 - 1150$ °C.

ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ CO-CR-MO

Исследование взаимосвязи формирования структуры и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo при термо-деформационной обработке выполнено с применением методов оптической микроскопии (Carl Zeiss Axio Observer.D1m), рентгенофазового анализа (Rigaku PSF-3M) и электронной сканирующей микроскопии (TESCAN VEGA LMN с катодом LaB6) с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy и приставкой EBSD NordLysMax2. Испытания на одноосное растяжение проводились при комнатной температуре на испытательном оборудовании INSTRON 150LX. Образцы ковальной заготовки и прутки после РСП изучены в двух зонах: центральной и приповерхностной областях.

При проведении экспериментального опробования процесса РСП с использованием предварительно деформированной заготовки в п.2.2 получены длинномерные прутки диаметром 32 мм [121]. Анализ микроструктуры и фазового состава сплава на стадиях деформационной обработки показал, что после изотермическойковки в заготовке диаметром 55 мм формируется преимущественно рекристаллизованная структура со средним размером зерна у поверхности и в центре равным 5 и 10 мкм, соответственно (рисунок 5.1, а, 5.3, б). Также наблюдается малое количество мелкодисперсной σ -фазы. Фазовый состав представлен ϵ -фазой, сформированной вследствие закалки заготовки в воде после деформационной обработки (рисунок 5.1, б) [122].

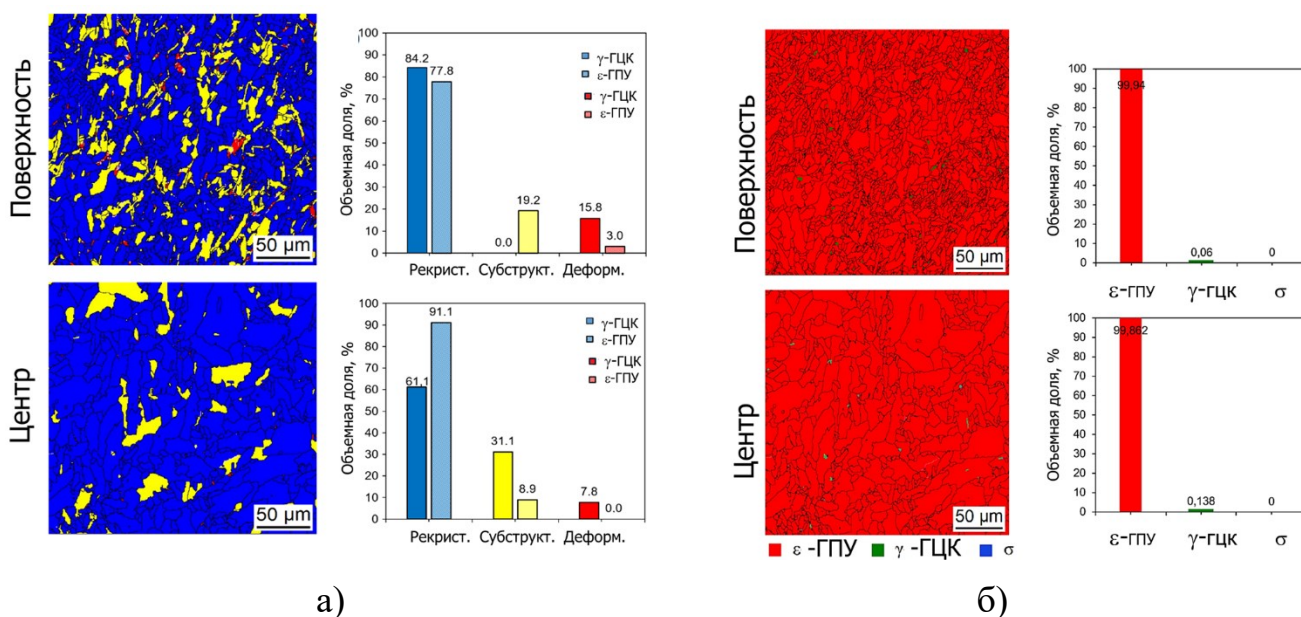


Рисунок 5.1 – EBSD-карты рекристаллизации и диаграммы объемной доли структуры фазовых составляющих (а) и карты фазового состав и диаграммы соотношения фазовых составляющих (б) послековки

Структура сплава после РСП представлена смесью деформированных и рекристаллизованных зерен, а также некоторым количеством полигонизованных зерен (субструктурированных) (рисунок 5.2, а). При этом происходит значительное измельчение зерна, средний размер которого в центре и на поверхности составляет 3 – 3,5 мкм (рисунок 5.3, б). РСП с последующей закалкой в воде приводят к формированию дуплексной структуры с различной долей фазовых составляющих по сечению (рисунок 5.2, б). Деформация сплава начинается в температурной области существования γ -фазы, однако последующая закалка приводит к формированию в сплаве также и ϵ -фазы. Вблизи поверхности преобладающей фазой является ϵ -мартенсит с объемной долей порядка 66,3 %, при этом в центральной области прутка соотношение γ -фазы и ϵ -фазы находится примерно в равном соотношении, 50,3 % и 49,7 %, соответственно. Наблюдаются отдельные области с присутствием мелкодисперсной σ -фазы, преимущественно в приповерхностной области (до 0,1 %).

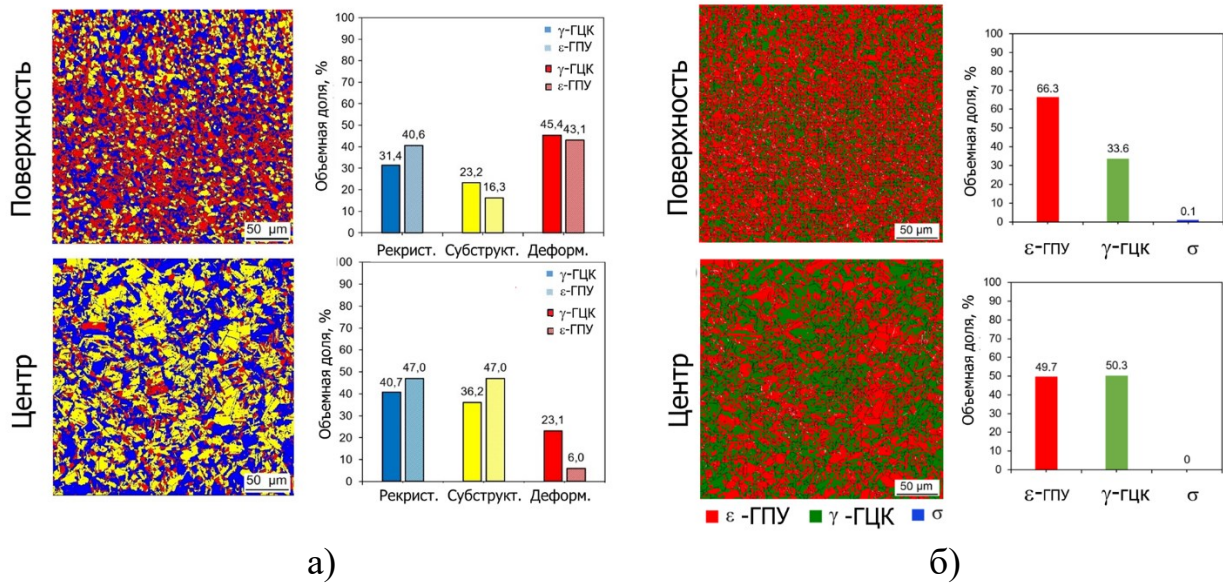


Рисунок 5.2 – EBSD карты рекристаллизации и диаграммы объемной доли структуры фазовых составляющих (а) и карты фазового состав и диаграммы соотношения фазовых составляющих (б) после РСП

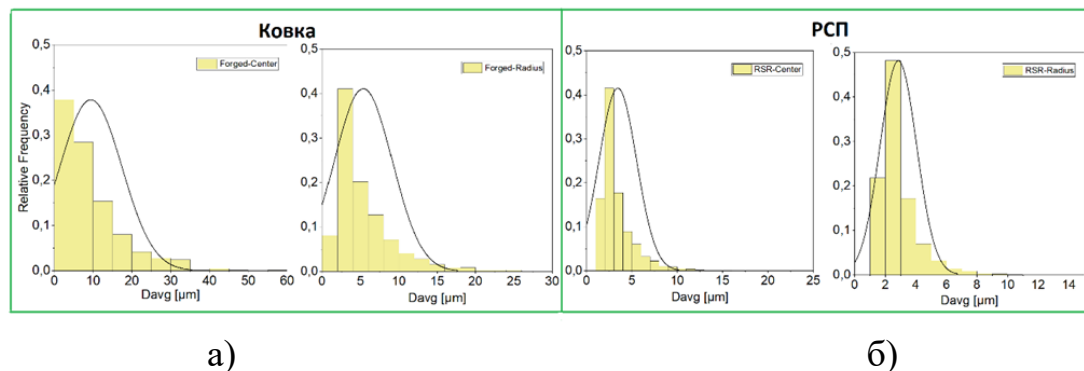


Рисунок 5.3 – Гистограммы распределения среднего размера зерна а) при ковке и б) последующей РСП

На рисунке 5.4 показано изменение микроструктуры сплава Co-28Cr-6Mo при экспериментальном опробовании процесса РСП с применением кованой заготовки.

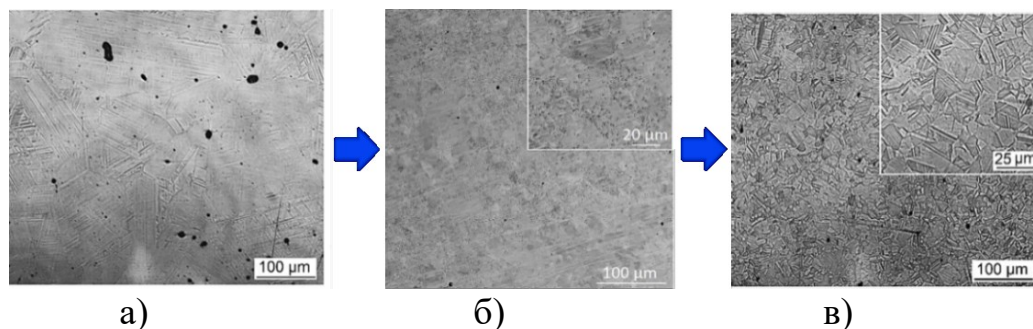


Рисунок 5.4 – Изменение микроструктуры сплава Co-28Cr-6Mo: а) слиток после гомогенизации, б) кованая заготовка, в) пруток после РСП

Фазовый состав полученного прутка диаметром 32 мм также оказывает влияние на механические свойства: области вблизи поверхности с преобладающей долей ε -фазы имеют более высокие значения прочности ($\sigma_{0,2} = 715$ МПа $\sigma_B = 1164$ МПа, чем центральная зона с практически равным соотношением γ - и ε -фаз $\sigma_{0,2} = 492$ МПа и $\sigma_B = 948$ МПа). При этом пластичность практически не меняется по сечению заготовки и составляет $\delta = 12,9 - 13,2$ % (испытания выполнены на образцах при длине и диаметре рабочей части 40 и 4 мм, соответственно, и скорости деформации 2×10^{-3} мм/с).

В ходе последующей отработки режимов деформационной обработки, описанных в п. 4.2 и 4.3 получены прутки диаметрами 40, 30, 18 мм двух опытных партий (В1, В2) после РСП из предварительно деформированной (кованой) заготовки при различных режимах с окном варьирования частоты вращения валков от 20 до 80 об/мин, верхним и нижним уровнем температуры 1180 – 1195 и 1120 °С, а также коэффициентом вытяжки μ от 1,12 до 2,0 за проход и суммарным μ_{Σ} от 2,0 до 9,7. Анализ микроструктуры образцов на всех стадиях деформационной обработки показал значительное измельчение зерна в прутках двух партий (В1 и В2) относительно исходного слитка (рисунок 5.5) [123].

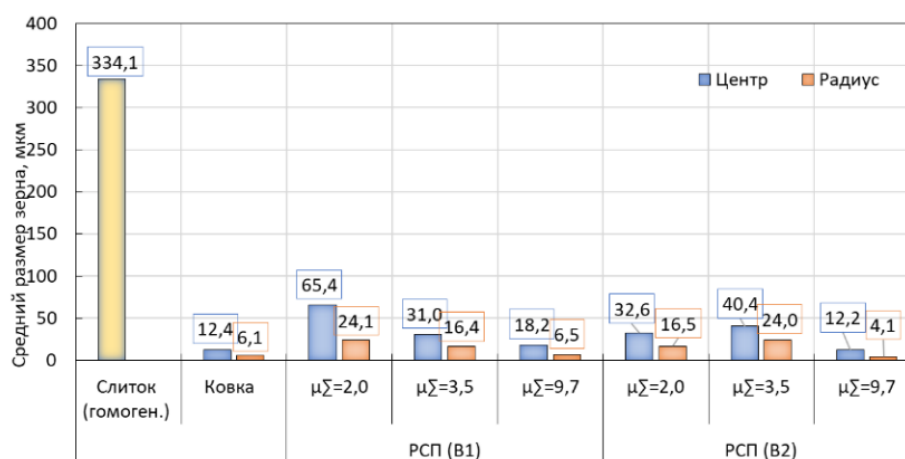


Рисунок 5.5 – Изменение среднего размера зерна образцов сплава Co-28Cr-6Mo на основных этапах обработки

При этом РСП кованой заготовки при различных деформационных, температурных и скоростных режимах приводит к различным вариациям фазового

состава и механических свойств прутков. Согласно РФА анализу в результате изотермическойковки в однофазной γ -области и последующего охлаждения на воздухе фазовый состав кованой заготовки полностью представлен γ -фазой (рисунок 5.6). При последующей РСП и ускоренном охлаждении в воде в прутках на каждом этапе наблюдалась двухфазная структура, представленная смесью γ и ϵ -фаз практически в равном соотношении, за исключением прутка В2 Ø 30 мм, как в центральной, так и приповерхностной областях прутков. Увеличение доли ГПУ-фазы в прутке В2 Ø 30 мм связано с процессом деформации при достаточно высокой частоте вращения валков $n = 81$ об/мин, что привело к существенному разогреву прутка и, по всей видимости, вызвало формирование большей доли атермического мартенсита при последующей закалке.

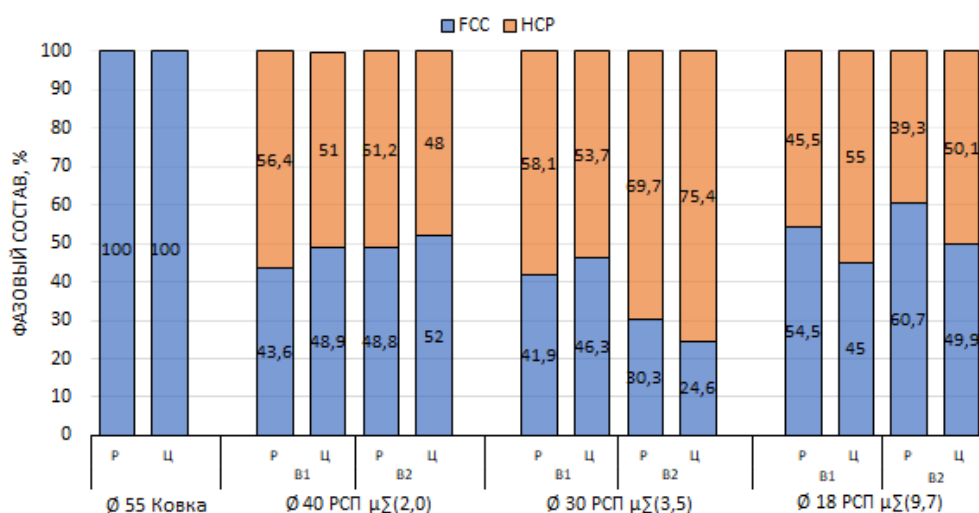


Рисунок 5.6 – Изменение фазового состава образцов сплава Co-28Cr-6Mo послековки и РСП

Результаты анализа изменения механических свойств (средние значения предела прочности, предела текучести и относительного удлинения согласно данным таблицы 4.4), зафиксированных в процессе обработки: слиток Ø95 мм после гомогенизации → кованая заготовка Ø55 мм → прутки Ø 40 мм → Ø 30 мм → Ø 18 мм после РСП, приведены на рисунке 5.7.

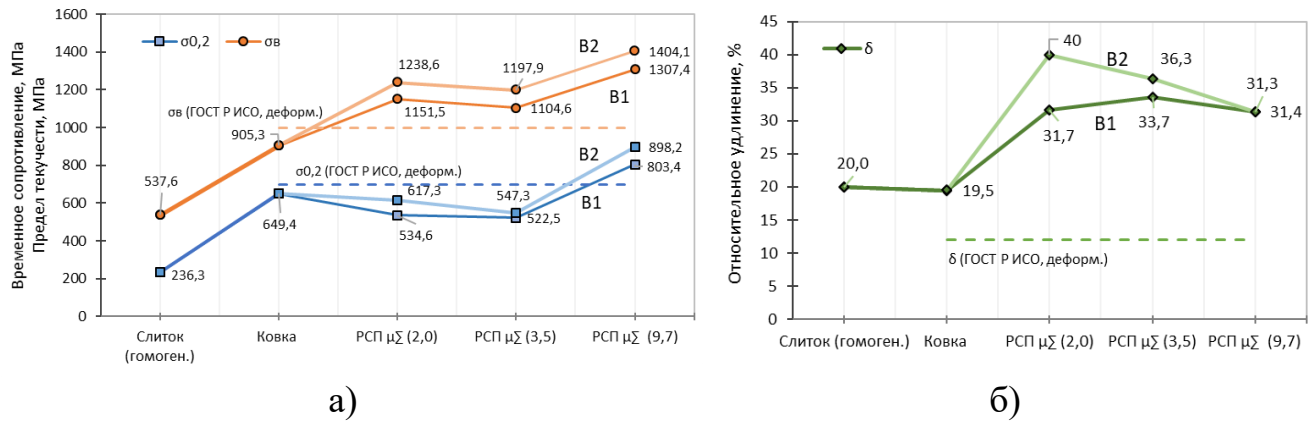


Рисунок 5.7 – Изменение механических свойств (средние значения) сплава Co-28Cr-6Mo на основных этапах обработки

После гомогенизации слиток имеет низкий уровень механических свойств вследствие выраженной крупнозернистости после длительного воздействия высоких температур. Последующая ковка в изотермических условиях обеспечила существенное повышение прочности за счет измельчения зерна, при этом пластичность сплава сохранилась на том же уровне (относительное удлинение составило $\sim 19,5$ %). Последующая многопроходная РСП с суммарным коэффициентом вытяжки до 3,5 приводит к повышению предела прочности с $\sim 905,3$ МПа до 1105 – 1200 МПа, с некоторым снижением предела текучести до 522,5 – 547,3 МПа. При этом относительное удлинение возрастает в 1,6 – 1,7 раз (с 19,3% до 33,7 – 36,3 %) за счет формирования мелкозернистой структуры и различного соотношения компонентов фазового состава (ГЦК и ГПУ-фаз), что обусловлено особенностями температурно-деформационных параметров процесса РСП. Последующее увеличение степени деформации ($\mu_{\Sigma} = 9,7$) приводит к росту прочностных характеристик (σ_b до 1307 – 1404,1 МПа и $\sigma_{0,2}$ до 803 – 898 МПа) при сохранении относительного удлинения ($\delta = 31,3$ %) [124, 125].

Отдельно более подробно рассмотрены результаты испытаний образцов, вырезанных из центральной и приповерхностной областей прутков при различных коэффициентах вытяжки после РСП (рисунок 5.8).

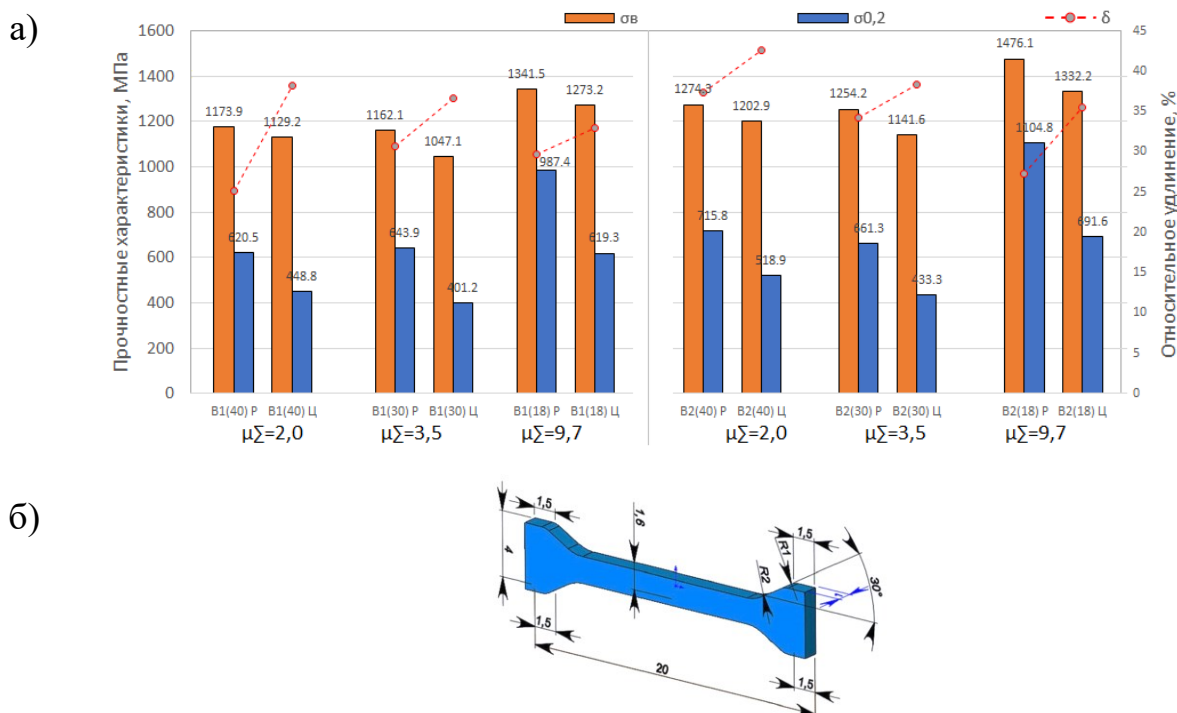


Рисунок 5.8 – Изменение механических свойств в центральной и приповерхностных областях прутков с увеличением суммарного коэффициента вытяжки (а) и вид образца для испытаний (б)

Характерные особенности процесса РСП, выраженные в виде полученной градиентной структуры, также отражаются и на формировании механических свойств сплава. Так, в центральных областях прутков на всех этапах РСП отмечаются более высокие значения пластичности (относительное удлинение $\delta = 28,0 - 42,2 \%$) и более низкие значения прочности ($\sigma_b = 1047,1 - 1332,2$ МПа, $\sigma_{0,2} = 401,2 - 691,6$ МПа) в сравнении с приповерхностной областью, где относительное удлинение составляет $25,1 - 37,0 \%$, $\sigma_b = 1162,1 - 1476,1$ МПа, $\sigma_{0,2} = 620,5 - 1104,8$ МПа.

С целью верификации данных по механическим свойствам, полученных на плоских образцах малой величины, из прутка В2 Ø18 мм вырезаны образцы в соответствии с ГОСТ 1497 (тип 3, номер 8), таким образом, что рабочая часть образца располагалась в зоне 0,5 радиуса прутка (схема вырезки, рисунок 5.9). По результатам испытаний получены следующие значения: $\sigma_b = 1322,1$ МПа, $\sigma_{0,2} = 844$ МПа, $\delta = 24,8\%$, что полностью удовлетворяет требованиям ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009.

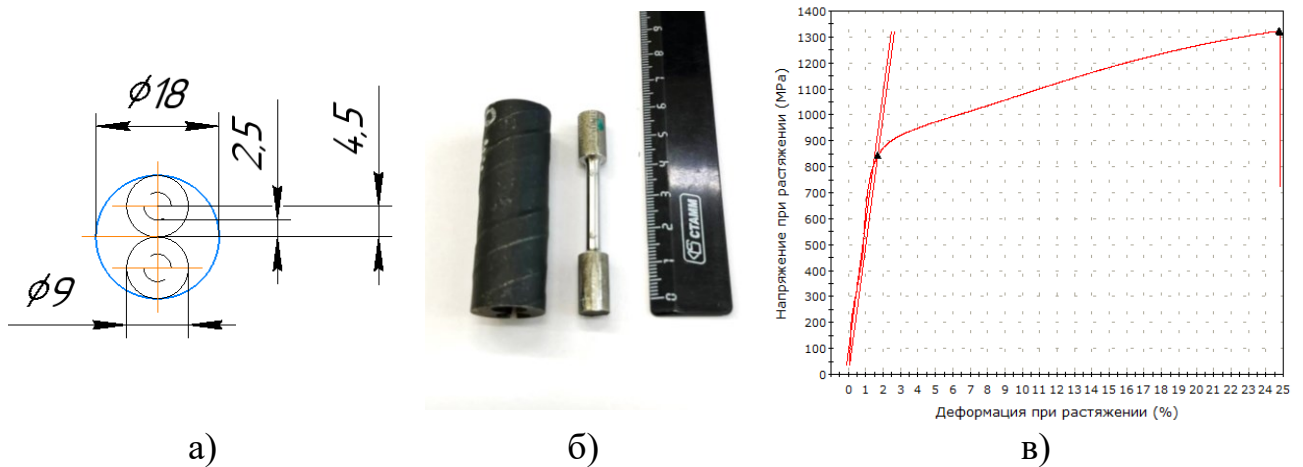


Рисунок 5.9 – Схема вырезки образцов из прутка диаметром 18 мм (а), внешний вид образца (б) и диаграмма растяжения (в)

Результаты фрактографического анализа изломов образцов после испытаний на растяжение из прутков диаметром 40 и 18 мм также подтверждают зависимость формирования структуры и механических свойств от режимов обработки (рисунок 5.10).

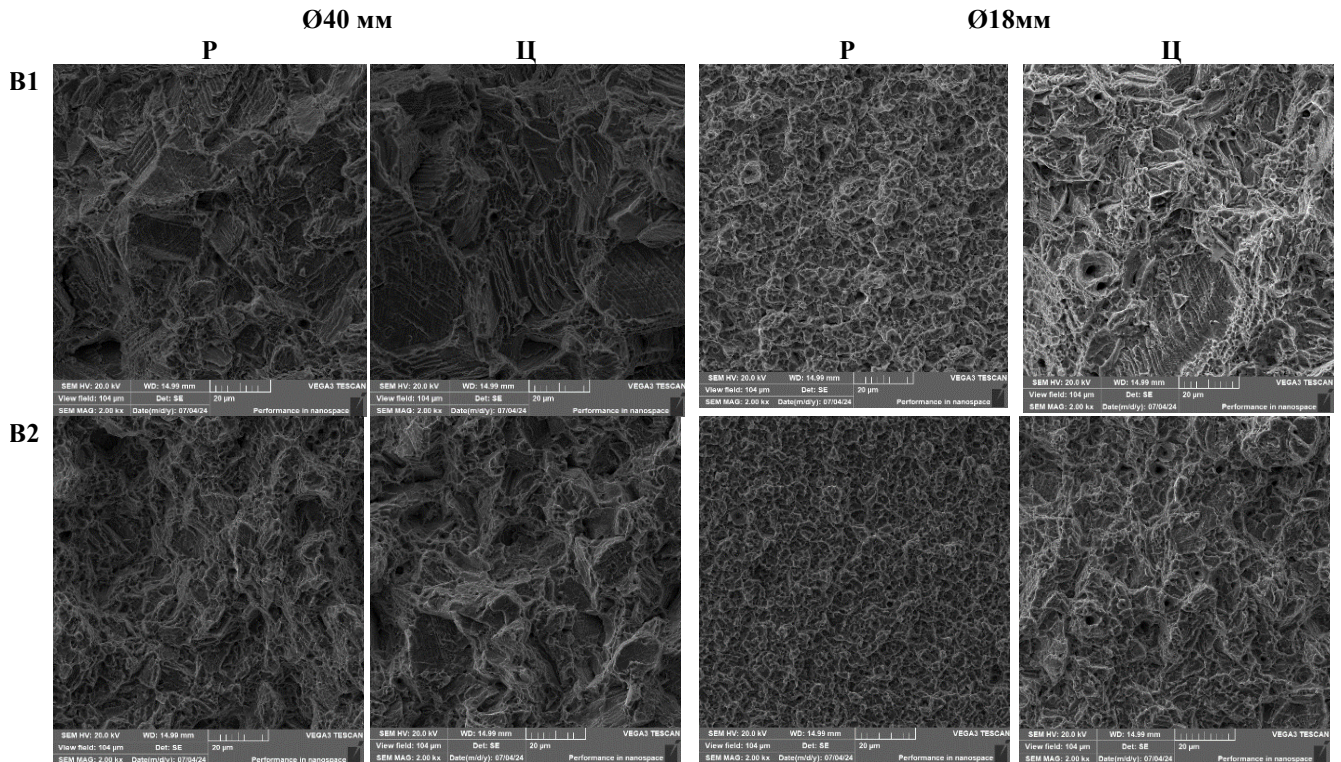


Рисунок 5.10 – Вид изломов образцов прутков B1 и B2 Ø 40 мм и 18 мм после испытаний на одноосное растяжение

Так, в прутке В1 диаметром 40 мм при $\mu_{\Sigma} = 2,0$ с выраженной крупнозернистостью в центральной зоне, деформированном за 1 проход, доминирующим механизмом разрушения является квазискол, характеризующийся фасетками с гребнем. При дробной деформации в 3 прохода в прутке В2 и большей проработке структуры отмечен смешанный механизм: с преобладающим ямочным внутрезерненным в приповерхностных областях и квазисколом с фасетками с гребнем по крупным зернам в центральной области.

По мере увеличения суммарного коэффициента вытяжки до $\mu_{\Sigma} = 9,7$ и измельчения зерна в прутках диаметром 18 мм, деформированных при различных температурах, сохраняется смешанный характер изломов, однако доля зон с ямочным внутрезерненным механизмом разрушения возрастает и является преобладающей, фасетки квазискола с гребнем отмечены преимущественно в центральной зоне, где локализованы отдельные крупные зерна. Необходимо отметить, что при анализе образцов не выявлены включения вторичных фаз, карбидов и др. Данные фрактографического анализа также коррелируют с результатами испытаний на растяжение и анализа среднего размера зерна образцов. При крупнозернистой структуре с выраженным градиентом по сечению разрушение образцов происходит преимущественно внутри зерен по полосам мартенсита по механизму квазискола, по мере измельчения зерна и снижения градиента по сечению формируются области с ямочным рельефом. Таким образом, градиентная структура (крупнозернистая в центре и мелкозернистая в поверхностных слоях) прутков приводит к формированию различных механизмов разрушения по сечению прутка и, как следствие, градиенту механических свойств от центра к поверхности.

Согласно картам рекристаллизации (рисунок 5.11), полученным по результатам EBSD анализа прутка В2 диаметром 18 мм ($\mu_{\Sigma} = 9,7$), в процессе РСП формируется преимущественно динамически рекристаллизованная структура с небольшой долей деформированных зерен.

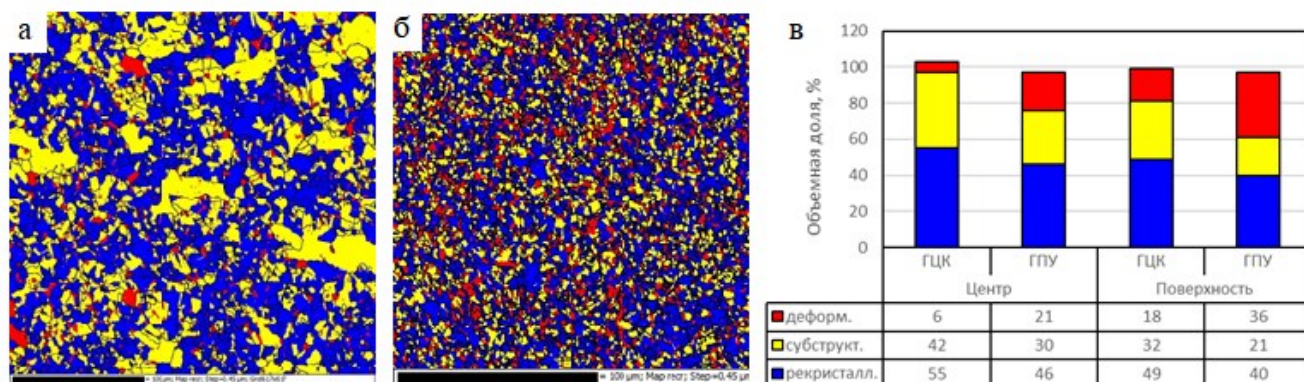


Рисунок 5.11 – EBSD карты рекристаллизации: а) центральная и б) поверхностная области прутка В2 Ø18 мм ($\mu_{\Sigma} = 9,7$) и в) диаграмма объемной доли структурных составляющих

При этом в осевой области прутка доля деформированных зерен невелика, а все крупные зерна являются рекристаллизованными, либо полигонизованными, что связано с более высокой температурой и меньшей величиной накопленной степени деформации в центре при РСП. По мере продвижения к поверхности доля деформированных мелких зерен возрастает из-за интенсивной деформационной проработки приповерхностных слоев и снижения температуры поверхности. При анализе типа структуры фазовых составляющих наибольшая доля деформированных зерен принадлежит ГПУ-фазе (рисунок 5.11, в).

Постдеформационная обработка

При разработке технологий изготовления новой продукции и в зависимости от условий ее применения в технологическую схему включаются дополнительные операции термической обработки для обеспечения требуемого уровня свойств и структуры материала. ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009 также предусматривает изготовление полуфабрикатов в различных состояниях поставки (горячедеформированное, термообработанное, теплодеформированное). Таким образом, для исследования влияния постдеформационной термической обработки на характеристики сплава Co-28Cr-6Mo выполнена серия отжигов образцов прутка (В1) Ø 18 мм при температуре 700, 850 и 950 °С при времени выдержки

2 – 16 ч, по завершению обработки образцы охлаждены в воде [126 – 128].
Результаты металлографического анализа образцов показаны на рисунке 5.12.

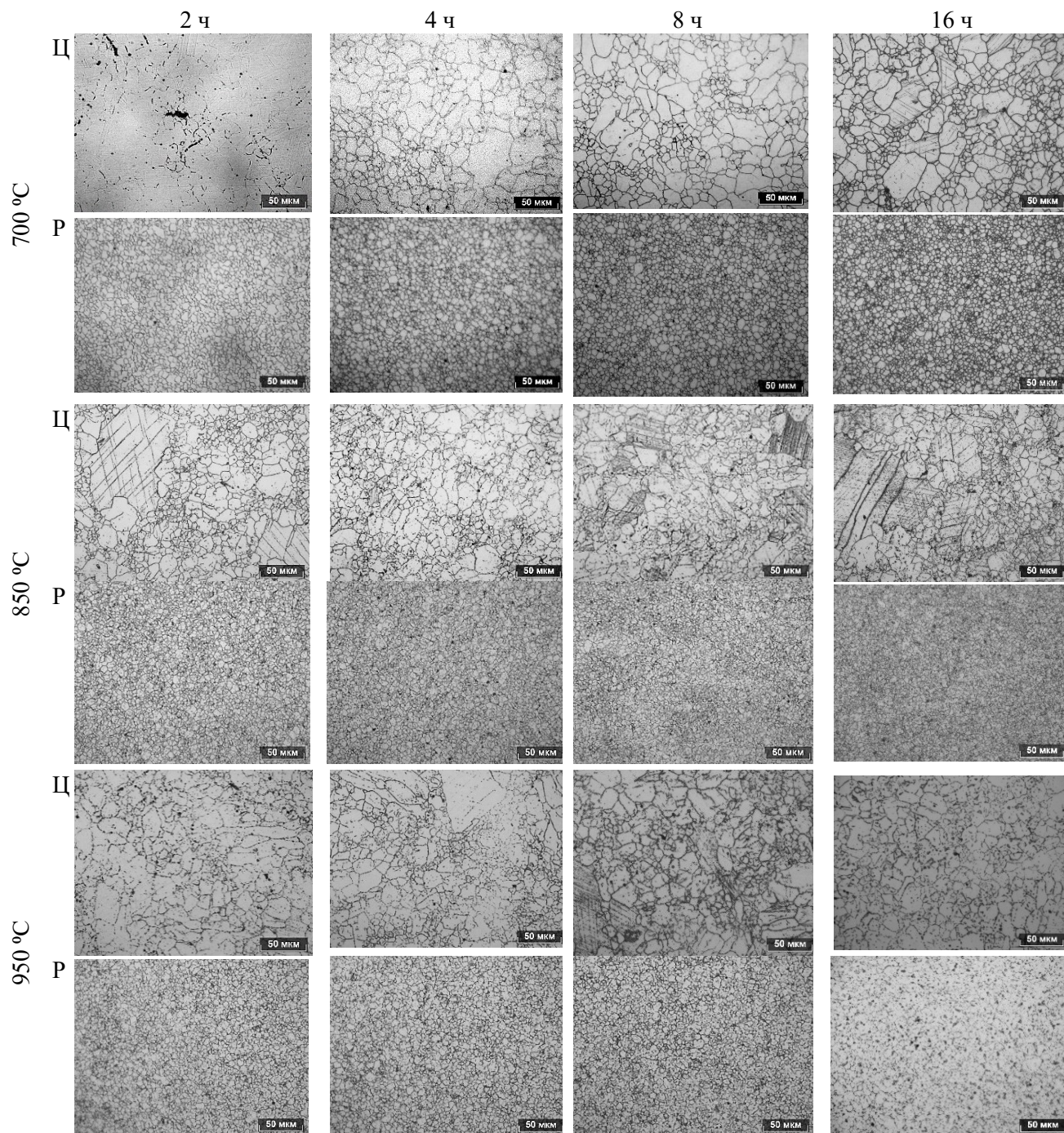


Рисунок 5.12 – Микроструктуры прутка Ø 18 мм (B1) при различных режимах постдеформационной термической обработки (отжига)

Микроструктура образцов после отжига в течение 2 ч при 700 °С практически не изменятся из-за недостаточного времени и низкой температуры для запуска процесса структурных превращений, в то время как при 850 °С образцы после РСП со смешанным фазовым составом демонстрируют повышение мартенситной составляющей и, как следствие, рост значений твердости (в совокупности с более дисперсной структурой) (рисунок 5.13). При температуре 950 °С обнаружены крупные включения σ -фазы, расположенные в межзеренном пространстве, одновременно с этим, начинаются процессы разупрочнения, что приводит к снижению уровня твердости.

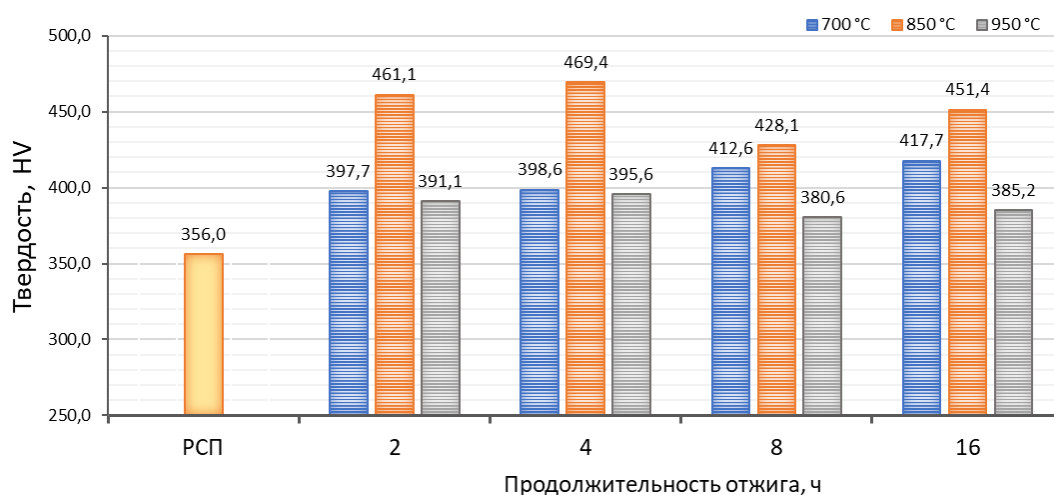


Рисунок 5.13 – Изменение твердости образцов прутка Ø 18 мм (В1) при различных температурах и времени выдержки

Дальнейшие выдержки образцов после РСП в интервале 4 – 16 ч при температурах 700 – 950 °С продолжают тенденцию, отмеченную при выдержке 2 ч. При 850 °С фиксируются максимальные значения твердости, однако после выдержки 4 ч отмечается их снижение. При 950 °С фиксируется увеличение количества σ -фазы и ее укрупнение (рисунок 5.14).

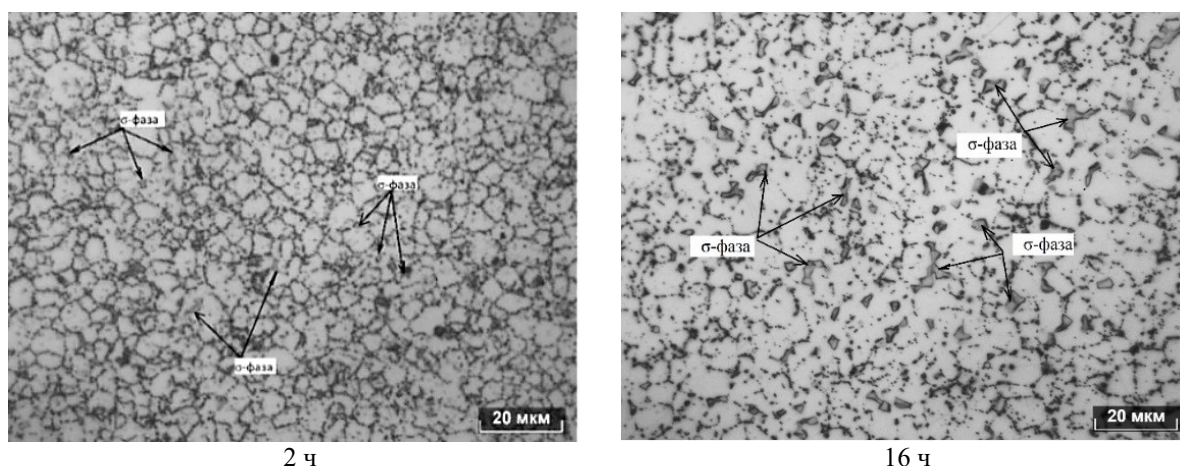


Рисунок 5.14 – Микроструктура образца после РСП и отжига при 950 °С в течение 2 и 16 ч

В исследуемом сплаве Co-Cr-Mo при температурах отжига 700 – 950 °С происходит фазовое превращение ГЦК→ГПУ, скорость которого увеличивается с ростом температуры отжига и зависит от исходного типа микроструктуры и соотношения фаз. При этом диапазон 800 – 850 °С при выдержке до 2 ч представляется наиболее рациональным с точки зрения сохранения прочностных характеристик и исключения выпадения σ -фазы [126, 128, 129].

На основе полученных данных выбран и опробован режим постдеформационной обработки при 850 °С в течение 2 ч на прутке Ø30 мм после РСП со значениями механических свойств $\sigma_B = 1110$ МПа, $\sigma_{0,2} = 660$ МПа и $\delta = 23,5$ %, по результатам которого отмечено повышение прочностных характеристик до значений $\sigma_B = 1223$ МПа, $\sigma_{0,2} = 706$ МПа, при заметном увеличении пластических характеристик до $\delta = 35,2$ %.

Выводы по главе 5

1. В процессе термо-деформационной обработки сплава прочностные характеристики сплава возрастают на каждом этапе обработки. Однако при РСП отмечено существенное повышение прочности и пластичности одновременно за счет уникального формирования микроструктуры и фазового состава.

2. После изотермическойковки в сплаве в зависимости от условий охлаждения может быть сформирована однофазная структура (ГЦК- или ГПУ-фазы). Последующая РСП в высокотемпературной γ -области с закалкой в воде приводят к образованию двухфазной (дуплексной) структуры (ГЦК+ГПУ-фазы), соотношение фаз, в том числе, зависит от скоростных и термо-деформационных условий РСП.

3. Применение комбинированной деформационной обработки (изотермическая ковка + РСП) обеспечивает проработку структуры сплава с формированием мелкозернистой структуры в прутках.

4. Градиент структуры при РСП снижается по мере увеличения суммарного коэффициента вытяжки, что подтверждается значениями среднего размера зерна и уровнем механических свойств как на в центре, так и в поверхностной зоне прутков.

5. При исследовании влияния постдеформационной обработки установлено, что отжиг при 800 – 850 °С до 2 ч (в зависимости от исходной структуры) обеспечивает благоприятное соотношение прочности и пластичности сплава Co-28Cr-6Mo и может быть использован при необходимости для достижения требуемого соотношения свойств при различных условиях поставки.

ГЛАВА 6. РАЗРАБОТКА СХЕМЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ И ВЫБОР ОБОРУДОВАНИЯ

В соответствии с вышеописанными результатами проведенных исследований деформационного поведения сплава Co-28Cr-6Mo и разработанными технологическими решениями для реализации процесса изготовления деформированных полуфабрикатов в виде прутков круглого сечения предложена схема технологического процесса (рисунок 6.1) [129, 130], включающая следующие основные операции:

- 1 – Выплавка слитка;
- 2 – Гомогенизационный отжиг в вакуумной печи;
- 3 – Нагрев слитка в печи камерного типа;
- 4 – Изотермическая ковка слитка;
- 5 – Нагрев ковкой заготовки в печи камерного типа;
- 6 – Многопроходная радиально-сдвиговая прокатка с промежуточными подогревами
- 7 – Постдеформационная термическая обработка прутков (при необходимости).

Для реализации основных этапов предложенной схемы предполагается проведение ряда вспомогательных операций, таких как механическая обработка в виде обточки, порезки на мерные длины, обрезки утяжин и др. в зависимости от стадии процесса.

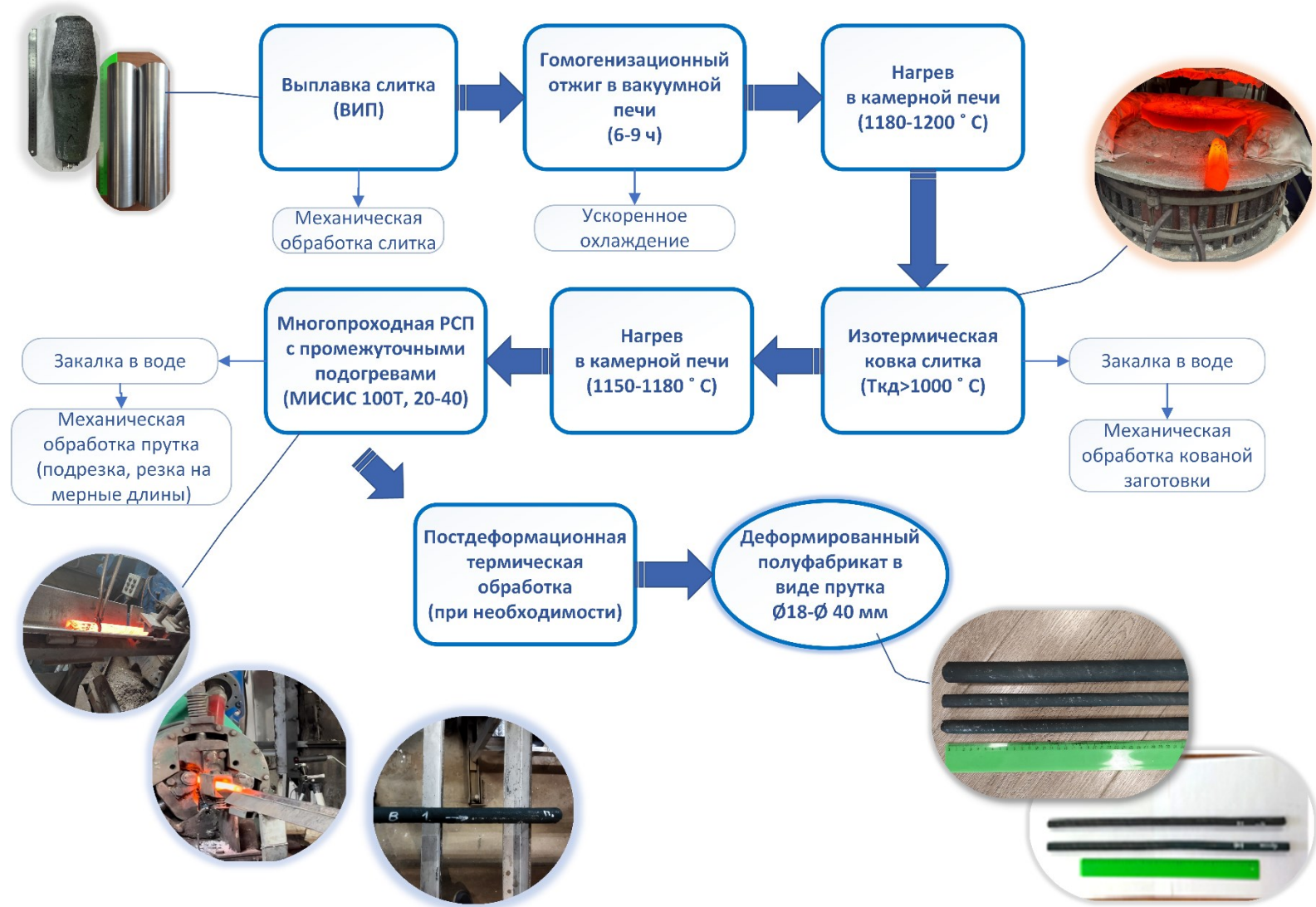


Рисунок 6.1 – Схема технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов круглого сечения (прутков) из сплава системы Co-Cr-Mo

Выплавка слитка

Выплавку слитка следует проводить методом вакуумно-индукционной плавки для обеспечения требуемого химического состава и плотной структуры слитка без дефектов литейного характера, таких как включения, трещины, пористость. Скорость кристаллизации при разливке в значительной степени оказывает влияние на формирующуюся структуру слитка, в частности, на объемную долю σ -фазы. В связи с этим, для получения слитков с минимальным содержанием σ -фазы следует обеспечить низкие скорости кристаллизации. Размер слитка определяется размером конечного продукта, для прутков диаметром 18 – 40 мм рекомендовано изготовление слитка в готовом размере диаметром 95 – 120 мм и высотой, равной 2–2,5 диаметра (190 – 250 мм) с учетом предварительной механической обработки слитка и отбора образцов для контроля макро- и микроструктуры.

Гомогенизационный отжиг

В зависимости от химического состава слитка, а также для устранения возможных дефектов литейного происхождения таких, как неоднородность химического состава, наличие в структуре охрупчивающей σ -фазы, дендритной ликвации, гомогенизационный отжиг следует проводить при температуре 1220 – 1250 °С в течение 6 – 9 ч. Для предотвращения окисления металла и значительных потерь металла за счет окалинообразования рекомендовано проводить отжиг в вакуумной печи. Кроме этого, с целью исключения образования σ -фазы в процессе охлаждения слитка с температуры гомогенизации следует обеспечить ускоренное охлаждение.

Нагрев перед деформационной обработкой

Нагрев заготовок осуществляется в диапазоне температур 1150 – 1200 °С для обеспечения высокотемпературной области существования γ -фазы при отсутствии σ -фазы, время выдержки рассчитывается из условия 1,5 мин/мм. Также нагрев перед ковкой может быть совмещен с этапом гомогенизационного отжига, что позволит снизить затраты на дополнительный нагрев, уменьшить расход металла на окалинообразование. В таком случае температура после длительной выдержки должна быть снижена с 1250 до 1200 °С. Температура нагрева должна обеспечивать

возможность проведения и окончания деформационной обработки сплава в интервале не ниже 1000 – 1050 °С во избежание интенсивного выделения и роста охрупчивающей σ -фазы.

С целью поддержания температурной области деформации, снижения сопротивления деформации, и как следствие, исключения рисков трещинообразования, при нагреве заготовок (слитков) перед операциейковки на гидравлических прессах следует выбирать более высокие значения из обозначенного диапазона 1180 – 1200 °С, поскольку рабочий инструмент прессы имеет невысокие скорости деформирования.

При нагреве заготовок перед РСР температура нагрева может варьироваться в диапазоне 1150 – 1180 °С по мере уменьшения диаметра прутка, а также с учетом выбора частоты вращения валков и величины обжатия (коэффициента вытяжки).

Нагрев заготовок следует выполнять в печи камерного типа с отклонением от номинальной температуры не более ± 10 °С. Для снижения вероятности образования и роста σ -фазы в процессе нагрева и роста зерен, рекомендуется производить двухстадийный нагрев. Первая стадия нагрева выполняется до температуры ~ 600 °С, что является нижней границей начала интенсивного роста зерен и образования интерметаллидных фаз, производится при более длительном времени выдержки, позволяющей выровнять температуру по сечению заготовки. Вторая стадия нагрева с 600 °С до температуры деформации производится ускоренно при более кратковременной выдержке.

Также для прутков диаметром 40 мм и менее возможен скоростной нагрев в проходных индукционных установках.

Изотермическая ковка слитка

В качестве предварительной деформационной обработки слитка диаметром 95 – 120 мм рекомендована мультиосевая изотермическая ковка на гидравлическом прессе с индукционной установкой подогрева рабочего инструмента (бойков) до температуры 950 ± 10 °С. Применение подогрева инструмента обеспечит необходимые температурные условия заготовки, что позволит предотвратить образование дефектов и разрушения. Для исключения образования σ -фазы в

структуре ковальной заготовки следует обеспечить температуру конца деформации не ниже 1000 °С, при необходимости между операциями ввести промежуточные подогревы в течение 15 – 30 мин, по окончании процесса ковки проводить охлаждение заготовки в воде. В зависимости от размера слитка и с учетом диаметра конечного прутка, конечный диаметр ковальной заготовки должен составлять 60 – 75 мм.

Многопроходная радиально-сдвиговая прокатка

Процесс многопроходной радиально-сдвиговой прокатки реализуется с применением станов РСП различных типоразмеров. Компонировка станов РСП (их количество) в технологической линии определяется конечными размерами прутков. Длина исходной заготовки должна составлять не менее 250 – 300 мм, перед РСП проводится обточка ковальной заготовки до диаметра 55 – 70 мм. Основные технологические параметры процесса приведены в таблице 6.1.

Таблица 6.1 – Основные технологические параметры процесса РСП

Параметр	Единица измерения	Значение
Температура нагрева под прокатку, Т	°С	1150 – 1180
Частота вращения валков, n	об/мин	25 – 60
Угол подачи, β	°	18 – 20
Коэффициент вытяжки за проход, μ	-	1,2 – 2,0
Суммарный коэффициент вытяжки, μ _Σ	-	3,0 – 9,0
Время подогрева между проходами, t	мин	5 – 15

По завершении процесса прокатки и получения конечного диаметра проводится охлаждение прутков в воде.

Постдеформационная термическая обработка

Для обеспечения требуемых механических свойств в зависимости от условий, предъявляемых к полуфабрикатам, может быть проведена дополнительная термическая обработка прутков в виде отжига. Применение отжига позволит обеспечить требуемое соотношение прочности и пластичности сплава за счет

формирования компонентов фазового состава. Для сплава Co-28Cr-6Mo определен следующий режим отжига: 800 – 850 °С в течение 1 – 2 ч (в зависимости от исходной структуры) с последующим охлаждением в воде.

Финишная обработка

Завершающими операциями технологического процесса является финишная обработка полуфабрикатов, которая зависит от требований поставки и может включать:

- обрезку концевых утяжек;
- порезку на ленточных пилах на мерные длины;
- правку прутков на правильных машинах в холодном состоянии;
- бесцентровую шлифовку.

Выводы по главе 6

1. На основе результатов проведенных экспериментальных исследований, а также анализа структурно-фазового состава сплава Co-28Cr-6Mo в процессе деформационной обработки разработана схема технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов в виде прутков круглого сечения (диаметром 18 – 40 мм).

2. Разработаны режимы обработки сплава для основных технологических операций и выбрано требуемое технологическое оборудование. Для реализации процесса предлагается проведение комбинированной термомеханической обработки, включающей операции изотермической ковки на гидравлическом прессе с установкой подогрева рабочего инструмента для получения предварительно деформированной заготовки и последующей многопроходной радиально-сдвиговой прокатки на министанах для изготовления прутков конечного диаметра 18 – 40 мм.

3. Разработанная технология включает опробованные технологические решения и обеспечивает изготовление деформированных полуфабрикатов из сплава Co-28Cr-6Mo в соответствии с требованиями ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОODY ПО РАБОТЕ

1. Разработан, исследован и опытно опробован технологический процесс изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo в виде круглого длинномерного проката различного размерного сортамента (диаметром 18 – 40 мм).

2. С применением комплекса физического моделирования Gleeble 3800 исследовано реологическое поведение сплава системы Co-Cr-Mo и получены экспериментальные данные о сопротивлении деформации и эволюции микроструктуры сплава в интервале температур 1000 – 1200 °C при скоростях деформации 1, 10 и 50 с⁻¹. Установлено, что благоприятными температурно-скоростными условиями горячей деформации сплава являются скорости деформации от 1 до 5 с⁻¹ в температурном интервале 1150 – 1200 °C при высоких обжатиях, с уменьшением величины обжатия ($\epsilon \leq 0,2$) целесообразно обеспечить значения скорости деформации не менее 20 с⁻¹ и температуры более 1150 °C.

3. Предложены формулы для аналитического расчёта поворота вектора скорости течения металла с учетом цикличности процесса РСП. Показано, что для повышения деформируемости металла при РСП необходимо ограничение углов поворота вектора скорости течения и снижение их градиента по сечению заготовки, что может быть реализовано за счет увеличения количества проходов при прокатке. Разработана рациональная калибровка рабочих валков с ограниченной длиной калибрующего участка для многопроходных режимов прокатки, обеспечивающая снижение уровня энергосиловых параметров на 12 – 25 % и цикличности процесса не менее, чем 20 %.

4. С применением программного комплекса QForm определены режимы изотермическойковки и многопроходной радиально-сдвиговой прокатки, обеспечивающие благоприятные температурно-скоростные и деформационные параметры обработки. Показано, что при РСП возможно эффективное управление температурным полем деформируемой заготовки, при этом наиболее значимыми

технологическими параметрами, оказывающими влияние на распределение температуры в прутке, являются температура нагрева исходной заготовки и частота вращения рабочих валков.

5. Выполнена полномасштабная экспериментальная отработка режимов горячей пластической деформации и термической обработки в условиях опытно-промышленного производства и разработана схема технологического процесса, показавшая высокую степень технологической готовности разработанных решений. Мультиосевая изотермическая ковка при температуре 1200 °С с применением подогреваемого инструмента (до 950 °С) и промежуточными подогревами пригодна для получения предварительно деформированных заготовок сплава Co-28Cr-6Mo. Последующая многопроходная РСП в интервале температур 1150 – 1180 °С и частоте вращения валков 25 – 60 об/мин обеспечивает получение качественных длинномерных прутков с мелкозернистой структурой.

6. Изучены процессы формирования микроструктуры и свойств сплава Co-28Cr-6Mo на основных этапах обработки. Химический состав, микроструктура и механические свойства конечных прутков из сплава системы Co-Cr-Mo удовлетворяют требованиям ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009, что позволяет использовать деформированные полуфабрикаты из биомедицинского сплава системы Co-Cr-Mo для изготовления компонентов высоконагруженных имплантатов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Narushima T., Ueda K., Alfirano. (2015). Co-Cr Alloys as Effective Metallic Biomaterials. Springer Series in Biomaterials Science and Engineering, 157. https://doi.org/10.1007/978-3-662-46836-4_7
2. Niinomi M. 4 – Co–Cr-based alloys. In Woodhead Publishing Series in Biomaterials, Structural Biomaterials; Wen, C., Ed.; Woodhead Publishing: Sawston, UK, 2021; pp. 103–126.
3. Bansal P., Singh G., & Sidhu, H. S. (2020). The importance of Co-Cr alloys in bioimplants for hip joints: a review// Manufacturing Technology Today. – 2020. – Vol. 191 (1-2), P. 25–35. <http://www.mtt.cmti.res.in/index.php/journal/article/view/154>
4. Narushima T. (Ed.) 19 – New-generation metallic biomaterials. In Woodhead Publishing Series in Biomaterials, Metals for Biomedical Devices, 2nd ed.; Woodhead Publishing: Sawston, UK, 2019; pp. 495–521
5. Hussein M.A., Mohammed A.S., Al-Aqeeli, N. Wear Characteristics of Metallic Biomaterials: A Review // Materials. – 2015. – Vol. 8. – No. 5. – P. 2749-2768. <https://doi.org/10.3390/ma8052749>
6. Tanzi M. C., Farè S., Candiani G. Foundations of Biomaterials Engineering, Chapter 4 - Biomaterials and Applications, Academic Press, Pages 199-287, <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101034-1.00004-9>
7. Chen Q., Thouas G.A. Metallic implant // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2015. – Vol. 87. – P. 1–57. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.10.001>
8. Eliaz N. Corrosion of Metallic Biomaterials: A Review // Materials. – 2019. – Vol. 12. – No. 3. – P. 407. <https://doi.org/10.3390/ma12030407>
9. Bandyopadhyay, A., Traxel, K. D., Avila, J. D., Mitra, I., & Bose, S. (2020). CoCr Alloys. Biomaterials Science, 257–270.e1. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-816137-1.00020-9>
10. ASTM F75-23, Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075), (2023). <https://dx.doi.org/10.1520/F0075-23>

11. ASTM F799-19 Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Forgings for Surgical Implants (UNS R31537, R31538, R31539), (2019) DOI: 10.1520/F0799-19
12. ASTM F1537-20, Standard Specification for Wrought Cobalt-28Chromium-6Molybdenum Alloys for Surgical Implants (UNS R31537, UNS R31538, and UNS R31539), (2020), DOI: 10.1520/F1537-20
13. ГОСТ ИСО 5832-4-2011. Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 4: Сплав кобальт-хром-молибден литейный. – Введ. 2011-09-28. – М. : Стандартиформ, 2012.
14. ГОСТ ИСО 5832-12-2009. Имплантаты для хирургии. Металлические материалы. Часть 12: Сплав кобальт-хром-молибден деформированный . – Введ. 2011-12-11. – М. : Стандартиформ, 2010.
15. Antunes L., Lima C. Cobalt-Chromium Alloys – Properties and Applications // Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. – 2017. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.09386-3>
16. Ray A., Smith S., Scofield J. Study of the phase transformation of cobalt // Journal of Phase Equilibria. – 1991. – Vol. 12. – P. 644–647. <https://doi.org/10.1007/BF02645161>
17. Yamanaka K., Mori M., Chiba, A. Nanoarchitected Co–Cr–Mo orthopedic implant alloys: Nitrogen enhanced nanostructural evolution and its effect on phase stability // Acta Biomaterialia. – 2013. – Vol. 9. – 6259–6267. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.12.013>
18. Lopez, H. F. Alloy Developments in Biomedical Co-Base Alloys for HIP Implant Applications // Materials Science Forum. – 2012. – Vol. 736. – P. 133–146. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.736.133>
19. Huang P., López H. F. Athermal ϵ -martensite in a Co–Cr–Mo alloy: grain size effects // Materials Letters. – 1999. – Vol. 39. – No. 4. – P. 249–253. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00022-1](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00022-1)
20. López H.F., Saldívar A., Huang P. Development and Properties of ϵ -Martensite in Co-Cr-Mo Alloys for Biomaterials Applications. / In A. Meike, et al. (Eds.) // Properties

of Complex Inorganic Solids 2. – Boston: Springer, 2000. – P. 307-325
https://doi.org/10.1007/978-1-4615-1205-9_23

21. Huang P., López H. Strain induced ε -martensite in a Co–Cr–Mo alloy: grain size effects // Materials Letters. – 1999. – Vol. 39. – No. 4. – P. 244–248.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00021-X](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00021-X)

22. Rosenthal R., Cardoso B.R., Bott I.S., Paranhos R.P.R., Carvalho E. A. Phase characterization in as-cast F-75 Co–Cr–Mo–C alloy // Journal of Materials Science. – 2010. – Vol. 45. – No. 15. – P. 4021-4028. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4480-x>

23. Giacchi J. V., Fornaro O., Palacio, H. Microstructural evolution during solution treatment of Co–Cr–Mo–C biocompatible alloys // Materials Characterization. – 2012. – Vol. 68. – P. 49–57. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.03.006>

24. Caudillo M., Herrera-Trejo M., Castro M.R., Ramírez E., González C.R., Juárez J.I. On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy // Journal of Biomedical Materials Research. – 2002. – Vol. 59. – No. 2. – P. 378-385. doi: 10.1002/jbm.10001.

25. Mori M., Yamanaka K., Kuramoto K., Ohmura K., Ashino T., Chiba, A. Effect of carbon on the microstructure, mechanical properties and metal ion release of Ni-free Co–Cr–Mo alloys containing nitrogen // Materials Science and Engineering: C. – 2015. – Vol. 55. – P. 145–154. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2015.05.058>

26. Lee S.-H., Takahashi E., Nomura N., Chiba A. Effect of Carbon Addition on Microstructure and Mechanical Properties of a Wrought Co–Cr–Mo Implant Alloy // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2006. – Vol. 47. – No. 2. – P. 287-290.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.47.287>

27. Yamanaka K., Mori M., Chiba, A. Effects of nitrogen addition on microstructure and mechanical behavior of biomedical Co–Cr–Mo alloys // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2014. – Vol. 29. – P. 417–426. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.10.006.

28. CoCr-based alloys. In: Black J, Hastings G, editors. Handbook of biomaterial properties. London: Chapman & Hall; 1998. p. 167–178. <https://doi.org/10.1007/978-1-4615-5801-9>

29. Chiba A., Kumagai K., Takeda H., Noto K. Hot forgeability of Mo-enriched Co–Cr alloy for medical applications // Proceedings of the 17th European Society for Biomaterials Conference. – Barcelona, 2002. – P. 194.
30. Chiba A., Kumagai K., Takeda H., Nomura, N. (2005). Mechanical properties of forged low Ni and C-containing Co-Cr-Mo biomedical implant alloy // Materials Science Forum. – 2005. – Vol. 475-479 (III). – P. 2317-2322. <https://doi.org/10.4028/0-87849-960-1.2317>
31. Hiromoto S., Onodera E., Chiba A., Asami K., Hanawa, T. Microstructure and corrosion behaviour in biological environments of the new forged low-Ni Co-Cr-Mo alloys // Biomaterials. – 2005. – Vol. 26 (24). P. 4912–4923. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.01.028>
32. Yamanaka K., Mori M., Sato S. & Chiba A. (2017) Stacking-fault strengthening of biomedical Co–Cr–Mo alloy via multipass thermomechanical processing // Scientific Reports. – 2017. – Vol. 7, 10808. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-10305-1>
33. Lee B. S., Matsumoto H., Chiba A. Fractures in tensile deformation of biomedical Co–Cr–Mo–N alloys // Materials Letters. – 2011. – Vol. 65. – No. 5. – P. 843–846. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2010.12.007>
34. Saldívar-García A.J., López, H.F. Microstructural effects on the wear resistance of wrought and as-cast Co-Cr-Mo-C implant alloys. // J. Biomed. Mater. Res. – 2005. – Vol. 74A: 269-274. <https://doi.org/10.1002/jbm.a.30392>
35. Öztürk K., Ertuğrul O., Özcan M. Effects of various heat treatments on microstructure and mechanical properties of investment cast Co-Cr-Mo implants, // Cumhuriyet Science Journal. – 2021. – Vol. 42. – P. 965-976. 10.17776/csj.811755.
36. Giacchi J.V., Morando C.N., Fornaro O., Palacio H.A. Microstructural characterization of as-cast biocompatible Co–Cr–Mo alloys // Materials Characterization. – 2011. – Vol. 62. – No. 1. – P. 53-61. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.10.011>
37. Wang A., Yue S., Bobyn J. D., Chan F. W., Medley J. B. Surface characterization of metal-on-metal hip implants tested in a hip simulator // Wear. – 1999. – Vol. 225–229. – Part 2. – P. 708-715. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00384-6](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00384-6)

38. Okazaki, Y. Effects of Heat Treatment and Hot Forging on Microstructure and Mechanical Properties of Co-Cr-Mo Alloy for Surgical Implants // MATERIALS TRANSACTIONS. – 2008. – Vol. 49(4). – P. 817–823. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MRA2007274>
39. Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Mechanical properties of as-forged Ni-free Co–29Cr–6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528(18), 5961. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
40. Yamanaka, K., Mori, M., Yoshida, K., Balvay, S., Hartmann, D., Fabrègue, D., Chiba, A. Preparation of high-strength Co–Cr–Mo alloy rods via hot-caliber rolling // Materialia. – 2020. – Vol. 12. 100729. 10.1016/j.mtla.2020.100729
41. Mori M., Yamanaka K., Matsumoto H., Chiba A. Evolution of cold-rolled microstructures of biomedical Co-Cr-Mo alloys with and without N doping // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 528. – No. 2. – P. 614-621., <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.002>
42. Mori M., Yamanaka K., Chiba A. Cold-rolling behavior of biomedical Ni-free Co–Cr–Mo alloys: Role of strain-induced ϵ martensite and its intersecting phenomena // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2016. – Vol. 55. – P. 201-214 <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.10.021>.
43. Yamanaka K., Mori M., Yoshida K., Kuramoto K., Chiba A. Manufacturing of high-strength Ni-free Co–Cr–Mo alloy rods via cold swaging // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2016. – Vol. 60. – P. 38-47. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.12.032>.
44. Mori M., Sato N., Yamanaka K., Yoshida K., Kuramoto K., Chiba A. Development of microstructure and mechanical properties during annealing of a cold-swaged Co–Cr–Mo alloy rod // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2016. – Vol. 64. – P. 187-198. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2016.07.009>
45. Cooke S., Ahmadi K., Willerth S., Herring R. Metal additive manufacturing: Technology, metallurgy and modelling// Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 57. – P. 978–1003. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.07.025>

46. Ladani L., Sadeghilaridjani M. Review of Powder Bed Fusion Additive Manufacturing for Metals // Metals. – 2021. – Vol. 11, 1391. <https://doi.org/10.3390/met11091391>
47. Mazumder S., Boban J., Ahmed A. (2025). A Comprehensive Review of Recent Advancements in 3D-Printed Co-Cr-Based Alloys and Their Applications // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2025. – Vol. 9(5), 169. <https://doi.org/10.3390/jmmp9050169>
48. Acharya S., Soni R., Suwas S., Chatterjee K. Additive manufacturing of Co–Cr alloys for biomedical applications: A concise review // Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 36. – P. 3721–3740. <https://doi.org/10.1557/s43578-021-00244-z>
49. Wang Z., Tang S. Y., Scudino S., Ivanov Y. P., Qu R. T., Wang D., Yang C., Zhang W. W., Greer A. L., Eckert J., Prashanth, K. G. Additive Manufacturing of a Martensitic Co–Cr–Mo Alloy: Towards Circumventing the Strength–Ductility Tradeoff // Additive Manufacturing. – 2021 (37), [101725]. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101725>
50. Gaytan S. M., Murr L. E., Martinez E., Martinez J. L., Machado B. I., Ramirez D. A., Medina F., Collins S., Wicker R. B. Comparison of microstructures and mechanical properties for solid and mesh cobalt-base alloy prototypes fabricated by electron beam melting // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2010. – Vol. 41. – P. 3216–3227.
51. Takaichi A, Suyalatu, Nakamoto T, Joko N, Nomura N, Tsutsumi Y, Migita S, Doi H, Kurosu S, Chiba A, Wakabayashi N, Igarashi Y, Hanawa T. Microstructures and mechanical properties of Co-29Cr-6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications. J Mech Behav Biomed Mater. 2013 May; 21:67-76. doi: 10.1016/j.jmbbm.2013.01.021
52. Wai Cho H. H., Takaichi A., Kajima Y., Htat H. L., Kittikundecha N., Hanawa T., Wakabayashi, N. Effect of Post-Heat Treatment Cooling Conditions on Microstructures and Fatigue Properties of Cobalt Chromium Molybdenum Alloy Fabricated through Selective Laser Melting // Metals. – 2021. – Vol. 11(7), 1005. <https://doi.org/10.3390/met11071005>
53. Takaichi A, Kajima Y, Kittikundecha N, Htat HL, Wai Cho HH, Hanawa T, Yoneyama T, Wakabayashi N. Effect of heat treatment on the anisotropic microstructural

and mechanical properties of Co-Cr-Mo alloys produced by selective laser melting. *J Mech Behav Biomed Mater.* 2020 Feb;102:103496. doi: 10.1016/j.jmbbm.2019.103496.

54. Hitzler L., Segbaya F.A., Williams P., Heine B., Heitzmann M., Hall W., Merkel M., Ochsner A. Additive Manufacturing of Cobalt-Based Dental Alloys: Analysis of Microstructure and Physicomechanical Properties. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2018, 12, 8213023.

55. Mineta, S., Alfirano, Namba, S. et al. Precipitates in Biomedical Co-28Cr-6Mo-(0–0.41) C Alloys Heat-Treated at 1473 K to 1623 K (1200 °C to 1350 °C) // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2012. – Vol. 43. – P. 3351–3358
<https://doi.org/10.1007/s11661-012-1142-4>

56. Lee S.-H., Takahashi E., Nomura N., Chiba, A. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ni- and C-Free Co–Cr–Mo Alloys for Medical Applications // *MATERIALS TRANSACTIONS.* – 2005. – Vol. 46. – No. 8. – P. 1790–1793. <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.1790>

57. Montero-Ocampo C., Lopez H., Talavera M. Effect of alloy preheating on the mechanical properties of as-cast Co-Cr-Mo-C alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 1999. – Vol. 30. – P. 611–620. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0052-6>

58. Mani G., Porter D., Collins S., Schatz T., Ornberg A., Shulfer R. A review on manufacturing processes of cobalt-chromium alloy implants and its impact on corrosion resistance and biocompatibility // *Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials.* – 2024. – 112(6), e35431, DOI: 10.1002/jbm.b.35431

59. Kaiser R., Williamson K., O'Brien C., Ramirez-Garcia S., Browne D. J. Effects of hot isostatic pressing and heat treatment on cast cobalt alloy // *Materials Science and Technology.* – 2014. – 31(11). – P.1298–1304. Doi: 10.1179/1743284714Y.00000000689

60. Isik M., Niinomi M., Liu H., Cho K., Nakai M., Horita Z., Sato S., Narushima T., Yilmazer H., Nagasako M. Grain Refinement Mechanism and Evolution of Dislocation Structure of Co–Cr–Mo Alloy Subjected to High-Pressure Torsion // *Materials transactions.* – 2016. – Vol. 57. – No. 7. – P. 1109-1118.
<https://doi.org/10.2320/matertrans>

61. Галкин С. П. Технология и мини-станы радиально-сдвиговой прокатки - оптимальная техника для создания бережливого производства // Сталь. – 2014. – №1. – С. 39–42.

62. Галкин С. П., Харитонов Е. А., Романенко В. П. Радиально-сдвиговая прокатка – новый высокоэффективный способ обработки давлением // Прогрессивные технологии ОМД. Учебно-методическое пособие. – М.: ИРИАС, 2009. – С. 293–302.

63. Galkin S.P., Romantsev B.A., Kharitonov E.A. Putting into practice innovative potential in the universal radial-shear rolling process. // CIS Iron and Steel Review. – 2014. – No. 9. – P. 35-39.

64. Naizabekov, A. B., Lezhnev, S. N., Arbuz, A.S. The Effect of Radial-Shear Rolling on the Microstructure and Mechanical Properties of Technical Titanium // Solid State Phenomena. – 2020. – Vol. 299. – P. 565–570.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.299.565>

65. Патрин П. В., Карпов Б. В., Алещенко А. С., Галкин С. П. Оценка технологических возможностей радиально-сдвиговой прокатки сортового проката из жаропрочного сплава ХН73МБТЮ // Сталь. – 2020. – №1. – С. 18–21.

66. Arbuz A, Kawalek A, Ozhmegov K, Dyja H, Panin E, Lepsibayev A, Sultanbekov S, Shamenova R. Using of Radial-Shear Rolling to Improve the Structure and Radiation Resistance of Zirconium-Based Alloys. Materials. 2020; 13(19):4306.
<https://doi.org/10.3390/ma13194306>.

67. Shurkin P.K., Akopyan T.K., Galkin S.P., Aleshchenko A.S. Effect of Radial Shear Rolling on the Structure and Mechanical Properties of a New-Generation High-Strength Aluminum Alloy Based on the Al – Zn – Mg – Ni – Fe System. Metal Science and Heat Treatment, 60(11-12), pp. 764-769, (2019). <https://doi.org/10.1007/s11041-019-00353-x>.

68. Галкин С. П., Романцев Б. А., Смердин В. Н., Аверьянов А. А., Некрасов М. В. Инновационная технология рециклинга насосных штанг с применением технологии и мини-станов радиально-сдвиговой прокатки в условиях

ОАО «Очерский машиностроительный завод» // Инженерная практика. – 2014. – №9. – С. 58–62.

69. Алещенко А. С., Исхаков Р. В., Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кадач М. В. Технология и клеть радиально-сдвиговой прокатки специальной конструкции для предварительного обжата непрерывнолитых заготовок в условиях ТПА-160 АО «Первоуральский новотрубный завод» при повышенных углах подачи валков // Чёрные металлы. – 2024. – №11. – С. 45–52

70. Исхаков Р. В., Алещенко А. С., Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кадач М. В. Освоение клетки радиально-сдвиговой прокатки специальной конструкции для обжата непрерывнолитых заготовок в условиях ТПА-160 АО «ПНТЗ» // Труды XIII Международного конгресса прокатчиков. Сборник докладов. – Москва, 2022. – Т.2.

71. Негодин Д. А., Галкин С. П., Харитонов Е. А., Карпов Б. В., Харьковский Д. Н., Дубовицкая И. А., Патрин П. В. Тестирование технологии радиально-сдвиговой прокатки и предпроектный выбор мини-станов для гибкого производства титановых прутков малых сечений в условиях АО ЧМЗ // Metallurg. – 2018. – №11. – С. 40–46.

72. Галкин С. П., Добаткин С. В. О радиально-сдвиговой прокатке как эффективном способе интенсивной сдвиговой деформации для измельчения структуры металла в длинномерных заготовках // VI Всероссийская конференция по наноматериалам с элементами научной школы для молодежи: Сборник материалов – М.: ИМЕТ РАН, 2016. – С. 287–288.

73. Обработка металлов давлением: Учебник / Романцев Б. А., Гончарук А. В., Вавилкин Н.М., Самусев С. В. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 960 с.

74. Галкин С. П. Разработка и исследование процесса винтовой прокатки сплошных заготовок из малопластичных сталей и сплавов: диссертация ...кандидата технических наук: 05.16.05. – М.: МИСиС, 1983. – 192 с

75. Галкин С. П., Гамин Ю.В., Алещенко А. С., Романцев Б. А. Современное развитие элементов теории, технологии и мини-станов радиально-сдвиговой прокатки // Черные металлы. – 2021. – №12. <https://doi.org/10.17580/chm.2021.12.09>

76. Галкин С. П., Стебунов С. А., Алещенко А. С., Власов А. В., Патрин П. В., Фомин А. В. Моделирование и экспериментальная оценка условий кольцевого разрушения при горячей радиально-сдвиговой прокатке // *Металлург.* – 2020. – №3. – С. 64–70.

77. Gamin Yu.V., Galkin S.P., Nguyen X.D., Akopyan T.K. Analysis of temperature-deformation conditions for rolling aluminum alloy Al–Mg–Sc based on FEM modeling, *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy* // *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy.* – 2022. – Vol. 3. – P. 57-67. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-57-67>

78. Gamin Y., Akopyan T., Koshmin A. et al. Investigation of the microstructure evolution and properties of A1050 aluminum alloy during radial-shear rolling using FEM analysis // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2020. – Vol. 108. – P. 695–704. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05227-8>

79. Popov F., Lutchenko N., Panichkin A., Lezhnev S., Panin E., Vinogradov L., Arbuz A. Modelling the evolution of casting defect closure by radial shear rolling // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy.* – 2024. – Vol. 59. – P. 197-206. 10.59957/jctm.v59.i1.2024.23.

80. Кулаковская А., Лабер К., Дыя Х, Грик А., Бахаев К.В., Полуниин Д. С., Численный анализ сортовой прокатки алюминиевого сплава 5754 на стане радиально-сдвиговой прокатки. Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2020. – Т. 20. – № 1. С. 94–100 DOI: 10.14529/met200111.

81. Та Динь Суан. Исследование и разработка технологического процесса получения прутков мелких сечений из биосовместимых сверхупругих сплавов нового поколения системы Ti-Zr-Nb с применением радиально-сдвиговой прокатки и ротационнойковки: диссертация ... кандидата технических наук 05.16.05. – Москва, 2020. – 145 с.: ил.

82. Sheremetyev V., Kudryashova A., Cheverikin V., Korotitskiy A., Galkin S., Prokoshkin S., Brailovski V. Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti-18Zr-14Nb (at. %) alloy for bone implants: Microstructure, texture and functional properties. *Journal of Alloys and Compounds.* – 2019. – Vol. 800, P.320-326. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.041>.

83. Galkin S., Kin T., Gamin Y., Aleshchenko A., Karpov B. Review of scientific-applied research and industrial application of radial shear rolling technology // CIS Iron and Steel Review. – 2024. – Vol. 27. – P. 35-47. 10.17580/cisir.2024.01.06.

84. Gamin Y.V., Akopyan T.K., Koshmin A.N., Dolbachev A.P., Goncharuk A.V. Microstructure evolution and property analysis of commercial pure Al alloy processed by radial-shear rolling. Archiv. Civ. Mech. Eng. – 2020. – Vol.20. – No. 143. <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00143-w>

85. Akopyan, T., Gamin, Y., Galkin, S. et al. Effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of bars from Al-Cu-Mg alloy processed by multipass radial-shear rolling. J Mater Sci. – 2022. – Vol. 57. – P. 8298–8313. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07167-y>

86. Gamin Yu.V., Muñoz Bolaños J.A., Aleschenko A.S., Komissarov A.A., Bunits N.S., Nikolaev D.A., Fomin A.V., Cheverikin V.V. Influence of the radial-shear rolling (RSR) process on the microstructure, electrical conductivity and mechanical properties of a Cu–Ni–Cr–Si alloy // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 822. – P. 141676. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141676>.

87. Dobatkin S., Galkin S., Estrin Y., Serebryany V., Diez M., Martynenko N., Lukyanova E., Perezhogin V. Grain refinement, texture, and mechanical properties of a magnesium alloy after radial-shear rolling, Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 774. – P. 969-979. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.065>

88. Gamin Y., Akopyan T., Kin T., Galkin S., Aleshchenko A. Effect of radial-shear rolling on particle's morphology and mechanical properties of AA7075 alloy. Materials Science and Technology. – 2023. – Vol. 39. – No. 15. – P. 2205-2216. <https://doi.org/10.1080/02670836.2023.2196471>.

89. Gamin Y.V., Galkin S.P., Romantsev B.A., Koshmin A. N., Goncharuk A. V., Kadach M. V. Influence of Radial-Shear Rolling Conditions on the Metal Consumption Rate and Properties of D16 Aluminum Alloy Rods // Metallurgist. – 2021. – Vol. 65. – P. 650–659. <https://doi.org/10.1007/s11015-021-01202-0>.

90. Гамин Ю. В. Кошмин А. Н., Долбачев А. П., Галкин С. П., Алещенко А. С., Кадач М.В. Изучение влияния режимов радиально-сдвиговой прокатки на

температурно-деформационные условия процесса обработки алюминия АД0. Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. – №5. – С. 70–83. – <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2020-5-70-83>.

91. Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Галкин С. П., Махмуд Альхадж Али А., Карашаев М.М., Падалко А. Г. Анализ эволюции микроструктуры сплава Co-28Cr-6Mo в процессе горячей деформации // Металлы. – 2023. – №6. – С. 59–64. doi:10.31857/S0869573323060071.

92. Гамин Ю. В., Коротичкий А. В., Кин Т. Ю., Галкин С. П., Костин С. А., Тихомиров Е. О. Разработка температурноскоростных режимов горячей деформации сплава Co - 28Cr - 6Mo на основе карт пластичности // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2022. – Т. 65, № 11. – С. 786–797. DOI 10.17073/0368-0797-2022-11-786-797.

93. Prasad Y.V.R.K., Rao K.P., Sasidhara S. Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps. Ohio: ASM International, 2015. 545 p

94. Kartika I., Li Y., Matsumoto H., Chiba A. Constructing Processing Maps for Hot Working of Co-Ni-Cr-Mo Superalloy // Materials Transactions. 2009. Vol. 50. No. 9. P. 2277-2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>

95. S. Ghosh. Interpretation of microstructural evolution using dynamic materials modeling // Metallurgical and Materials Transactions A. 2000. Vol. 31. P. 2973-2974 <https://doi.org/10.1007/BF02830342>

96. Ma X., Zeng W., Wang K., Lai Y., Zhou Y. The investigation on the unstable flow behavior of Ti17 alloy in $\alpha+\beta$ phase field using processing map // Materials Science and Engineering A. 2012. Vol. 550. P. 131-137. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.045>

97. Кин Т. Ю. Экспериментальное обоснование предварительной обработки заготовки для радиально-сдвиговой прокатки сплава системы Co-Cr-Mo. В книге: Физико-химия и технология неорганических материалов. Сборник материалов XX российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва, 2023. С. 178–179.

98. Утяшев Ф. З. Особенности интенсивной пластической деформации и структурообразования металла // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. – 2013. – №4-1 (182). – С. 205-212.

99. Утяшев Ф. З., Рааб Г. И., Валитов В. А. Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов. Монография. – СПб.: Научные технологии, 2020. – 185 с.

100. Галкин С. П. Теория и технология стационарной винтовой прокатки заготовок и прутков малопластичных сталей и сплавов: автореф. дисс. докт. техн. наук. – М.: МИСиС, 1998. – 41 с.

101. Galkin S. P. Regulating radial-shear and screw rolling on the basis of the metal trajectory // Steel in Translation. – 2004. – Т. 34. – № 7. – С. 57-60.

102. Патент №2293619 С1 РФ, МПК В21В 19/00. Способ винтовой прокатки / Галкин С. П. – заявл. 04.04.2006 г., опубл. 20.02.2007 г.

103. Исхаков Р. В. Исследование технологии и разработка клетки радиально-сдвиговой прокатки непрерывнолитых заготовок из легированных сталей в условиях ТПА с трехвалковыми раскатными станами; диссертация ... кандидата технических наук: 2.5.7 – Москва, 2025. – 165 с.

104. Прошивка в косовалковых станах / А. П. Чекмарев, Я. Л. Ваткин, М. И. Ханин и др. – Москва: Металлургия, 1967. – 240 с.

105. Михайлов В. К. Совершенствование и внедрение процесса винтовой прокатки сплошных заготовок на основе анализа параметров очага деформации. Автореф. дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук 05.16.05 – Москва, 1987. – 24 с.

106. А.с. 786120 СССР, В 21 В 1/02, 19/04. Способ винтовой прокатки круглых заготовок сплошного профиля / Полухин П. И., Потапов И. Н., Харитонов Е. А., Галкин С. П., Пучков Л. М., Хасин Г. А., Юров В. А. – Опубл. 23.08.2023, Бюл. № 24.

107. Теория прокатки / И. М. Павлов. – М.: Металлургиздат, 1950. – 610 с.

108. Галкин С. П., Карпов Б. В., Михайлов В. К., Романцев Б. А. Особенности калибровки валков министановов винтовой прокатки и их износостойкость. Труды

третьего конгресса прокатчиков, Международный союз Metallургов, Липецк, 1999 г., с. 411–418.

109. Галкин С. П., Кулешова Н. А., Махмуд А.А.А., Кин Т. Ю., Гамин Ю. В., Гизатулин Д. Ш., Падалко А. Г. Модернизация калибровки валков для многопроходной радиально-сдвиговой прокатки сплава медицинского применения на основе кобальта // Metallург. – 2024. – № 9. – С. 83–89. DOI: 10.52351/00260827_2024_9_83.

110. Технология винтовой прокатки / И. Н. Потапов, П.И. Полухин. – М.:Металлургия, 1990. – 344 с.

111. Saunders N., Guo U.K.Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.P. Using JMatPro to model materials properties and behavior // JOM 2003, 55, 60–65. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>

112. Gamin Y. V., Skugorev A. V., Karashaev M. M., Kin T. Y., Galkin S. P., Mahmoud Alhaj Ali A., Cheverikin V. V. Analysis of Microstructure Evolution of Co-Cr-Mo Alloy during Isothermal Forging // Metals. – 2023. – 13(9):1583. DOI: 10.3390/met13091583

113. Напряжения, деформация, разрушение / Колмогоров В. Л. – М.: Металлургия, 1970. – 229 с.

114. Kin T., Gamin Y., Galkin S., Skugorev A.V. Numerical simulation of workpiece temperature field during radial shear rolling of biomedical Co-Cr-Mo alloy // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 31 (2023) 065002, DOI: 10.1088/1361-651X/acdcac

115. Скугорев А. В., Карашаев М. М., Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Кулешова Н. А. Особенности изготовления деформированных полуфабрикатов из слитков сплава системы Co–Cr–Mo, полученных с различной скоростью кристаллизации // Metallург. – 2025. – № 4. – С. 72–79. DOI: 10.52351/00260827_2025_4_72.

116. E, Erfanian-Naziftoosi, Hamid-Reza & Lopez, Hugo. (2020). The Effect of Rapid Solidification on Microstructure and Corrosion of Advanced Biomaterial Co-Cr-Mo-C Alloy. Journal of Materials and Applications. 9. 1–8. 10.32732/jma.2020.9.1.1.

117. Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Тихомиров Е. О. Анализ микроструктуры, фазового состава и свойств сплава Co-29Cr-6Mo в литом и отожжённом состоянии. В сборнике: Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов. Сборник тезисов. Научно-технический семинар. Москва, 2022. С. 120.

118. Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Костин С. А. Экспериментальное опробование радиально-сдвиговой прокатки для получения деформированного сплава системы Co - Cr – Mo // Черные металлы. – 2023. – № 9. – С. 47–53. <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=54635525..>

119. Mahmoud Alhaj Ali A., Gamin Yu.V., Kin T.Yu. Features of formation of the structure and properties of alloy Co-28Cr-6Mo after radial shear rolling В книге: Magnitogorsk Rolling Practice 2023. Proceedings of the VII International Youth Scientific and Technical Conference. Magnitogorsk, 2023. С. 111–112.

120. Кин Т. Ю., Гамин Ю. В., Махмуд Алхаж Али А., Галкин С. П. Влияние параметров деформирования на структуру и механические свойства сплава системы Co-Cr-Mo при радиально-сдвиговой прокатке. В сборнике: Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения. Сборник научных трудов Международной научно-технической молодежной конференции. Томск, 2024. С. 131–133.

121. Кин Т. Ю., Гамин Ю. В., Кулешова Н. А. Структура сплава системы Co-Cr-Mo после радиально-сдвиговой прокатки с применением предварительно деформированной заготовки. В сборнике Magnitogorsk Rolling Practice 2024: материалы VIII международной молодежной научно-технической конференции / под ред. А. Г. Корчунова. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2024

122. Gamin Y., Kin T., Galkin S., Skugorev A., Karashaev M., Mahmoud Alhaj Ali A. Formation of Microstructure and Mechanical Properties of Co-Cr-Mo Alloy by Hot Forging and Subsequent Radial Shear Rolling // Met. Mater. Int. 31, 1106–1115 (2025). <https://doi.org/10.1007/s12540-024-01791-w>

123. Kin T., Gamin Y., Galkin S., Mahmoud Alhaj Ali A., Khakimova A., Skugorev A. Evolution of Microstructure, Phase Composition, and Mechanical Properties During Thermomechanical Treatment of Co-Cr-Mo Alloy // J. Manuf. Mater. Process. 2025, 9(4), 110; DOI: 10.3390/jmmp9040110

124. Кин Т. Ю., Галкин С. П., Гамин Ю. В. Изменение механических свойств в технологическом процессе обработки сплава системы Co-Cr-Mo. В сборнике тезисов Научно-технического семинара «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, 22–26 октября 2024 г. С.113

125. Скугорев А. В., Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Махмуд Алхаж Али А., Карашаев М. М., Галкин С. П. Исследование структуры, фазового состава и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo для медицинских имплантатов при комбинированной термомеханической обработке. Международная конференция «Биоматериалы: от исследований к практике», г. Москва, 22–25 сентября 2025 г./ Сборник материалов. Стр.74-75

126. Кин Т. Ю., Гамин Ю. В., Галкин С. П. Влияние старения на микроструктуру и механические свойства биомедицинского сплава Co-28Cr-6Mo после радиально-сдвиговой прокатки. Международная конференция «Биоматериалы: от исследований к практике», г. Москва, 22–25 сентября 2025 г./ Сборник материалов. Стр.119-120

127. Гамин Ю. В., Махмуд Альхаж Али А., Кин Т. Ю. Влияние отжига на твердость и фазовый состав деформированного сплава Co-28Cr-6Mo. В сборнике: Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения. Сборник научных трудов Международной научно-технической молодежной конференции. Томск, 2023. С. 141–143.

128. Gamin Y., Kin T., Mahmoud Alhaj Ali, A. [et al.] Effect of Aging on Microstructure and Mechanical Properties of Biomedical Co-28Cr-6Mo Alloy Processed by Radial Shear Rolling // J. of Materi Eng and Perform. 35, 455–465 (2026) DOI: 10.1007/s11665-025-11546-2

129. Способ получения прутков круглого сечения из сплава Co-Cr-Mo с бимодальной градиентной структурой: пат. 2838273 Рос. Федерация: В21В 1/18 (2024.08); В21В 3/00 (2024.08); С22F 1/10 (2024.08); С22F 1/11 (2024.08)/ Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кин Т. Ю., Махмуд Алхаж Али; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» – № 2024126589; заявл. 10.09.2024; опубл. 14.04.2025, Бюл. № 11. – 12 с.

130. Способ получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы кобальт-хром-молибден для изготовления медицинских имплантатов пат. 2854033 Рос. Федерация: А61L 27/045 (2025.08); С22С 19/07 (2025.08); С22F 1/10 (2025.08); С22F 1/11 (2025.08) / Костин С. А., Костин М. И., Галкин С. П., Гамин Ю. В., Кин Т. Ю. заявитель и патентообладатель Костин С. А., – № 2 2024137950; заявл. 17.12.2024; опубл. 29.12.2025, Бюл. № 1. – 11 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор АО «Спецлит»



О.Ф. Амарова
«*22*» *12* 2025 г.

АКТ

об опытно-промышленном опробовании результатов диссертационной работы Кин Т.Ю. на тему «Исследование и разработка технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo на основе радиально-сдвиговой прокатки», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящий акт составлен о том, что специалистами НИТУ МИСИС и АО «Спецлит» проведено опытно-промышленное опробование разработанных режимов обработки и схемы технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo, представленных в диссертационной работе Кин Т.Ю.

Методом вакуумно-индукционной выплавки получены слитки сплава с химическим составом, соответствующим требованиям ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009. По разработанным режимам выполнены: гомогенизационный отжиг слитков, изотермическая мультисеяевая ковка слитка с получением заготовок диаметром 55-60 мм и многопроходная радиально-сдвиговая прокатка заготовок на различные размеры прутков. Изготовлена партия прутков диаметрами 40, 30, 18 мм.

Для полученных прутков определены микроструктура и механические свойства. Результаты показали полное соответствие деформированных полуфабрикатов, полученных по разработанной схеме, требованиям ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009 «Импланты для хирургии. Металлические материалы. Часть 12. Сплав кобальт-хром-молибденовый деформируемый».

НИТУ МИСИС

Научный руководитель, д.т.н, профессор
кафедры ОМД

С.П. Галкин

С.П. Галкин

Аспирант, ведущий инженер научного
проекта кафедры ОМД

Т.Ю. Кин

Т.Ю. Кин

АО «Спецлит»

Директор по производству

А.А. Кудинов

А.А. Кудинов

Начальник технологического отдела

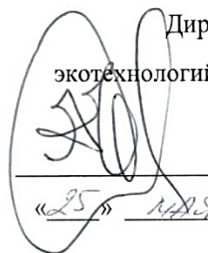
С.В. Маркин

С.В. Маркин

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

УТВЕРЖДАЮ

Директор Института
экотехнологий и инжиниринга
НИТУ МИСИС
А.Я. Травянов
«25» _____ 2026 г.



АКТ

**о внедрении результатов кандидатской диссертационной работы Кин Татьяны Юрьевны
в учебный процесс на кафедре обработки металлов давлением (ОМД) НИТУ МИСИС**

Настоящий акт составлен о том, что в учебном процессе на кафедре ОМД НИТУ МИСИС используются результаты диссертационной работы Кин Т.Ю. на тему «Исследование и разработка технологического процесса изготовления деформированных полуфабрикатов из сплава системы Co-Cr-Mo на основе радиально-сдвиговой прокатки», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 2.5.7 Технологии и машины обработки давлением.

Представленные в диссертации аналитические формулы для угла поворота траектории в очаге деформации с учётом цикличности процесса радиально-сдвиговой прокатки, результаты моделирования методом конечных элементов процессов изотермическойковки и радиально-сдвиговой прокатки, а также технологическая схема изготовления полуфабрикатов в виде прутков круглого сечения и данные о реологическом поведении, особенностях формирования структуры и механических свойств сплава системы Co-Cr-Mo при термо-деформационной обработке использованы в учебном процессе на кафедре ОМД в рамках курсов «Теория промышленных процессов деформационной обработки металлов и сплавов», «Современные технологические решения в деформационной обработке металлов и сплавов» и «Технологические процессы пластической обработки металлов и сплавов». Материалы используются при выполнении лабораторных работ, практических занятий, подготовке курсовых работ и проектов студентами бакалавриата и магистратуры, обучающимися по направлениям подготовки 22.03.02 и 22.04.02 «Металлургия».

Результаты работы рассмотрены и рекомендованы к внедрению на заседании расширенного научного семинара кафедры ОМД от «19» мая 2026 года (протокол № 8).

Начало использования объекта внедрения – май 2026 года.

Зав. кафедрой ОМД

Ученый секретарь кафедры ОМД

Научный руководитель, профессор



А.С. Алещенко

Т.Ю. Сидорова

С.П. Галкин

ПРИЛОЖЕНИЕ В

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2838273

**Способ получения прутков круглого сечения из сплава
Co-Cr-Mo с бимодальной градиентной структурой**

Патентообладатель: *Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
"Национальный исследовательский технологический
университет "МИСИС" (RU)*

Авторы: *Галкин Сергей Павлович (RU), Гамин Юрий
Владимирович (RU), Кин Татьяна Юрьевна (RU), Махмуд
Алхаж Али Абдулла (SY)*

Заявка № 2024126589

Приоритет изобретения 10 сентября 2024 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 14 апреля 2025 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 10 сентября 2044 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов



ПРИЛОЖЕНИЕ Г

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2854033

**Способ получения длинномерных деформированных
полуфабрикатов из сплавов системы кобальт-хром-
молибден для изготовления медицинских имплантатов.**

Патентообладатель: *Костин Сергей Алексеевич (RU)*

Авторы: *Костин Сергей Алексеевич (RU), Костин Михаил
Игоревич (RU), Галкин Сергей Павлович (RU), Гамин
Юрий Владимирович (RU), Кин Татьяна Юрьевна (RU)*

Заявка № 2024137950

Приоритет изобретения 17 декабря 2024 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 29 декабря 2025 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 17 декабря 2044 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов



ПРИЛОЖЕНИЕ Д



ПРИЛОЖЕНИЕ Е

