Министерство образования и науки Российской Федерации ФГБОУ ВПО «КУЗБАССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ Т.Ф.ГОРБАЧЕВА»

УДК 539.23 № госрегистрации 01201279920 Инв.№

«___»_____Г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ОТЧЕТ

В рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы

Шифр заявки «<u>2012-1.2.2-12-000-2013-022</u>» Соглашение на предоставление гранта от № <u>14.132.21.1710</u> от <u>01.10.2012</u>. (с учетом дополнительного соглашения от 18.03.2013 г. № 1)

по теме:

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ.

(итоговый)

Наименование этапа:

1. «Разработка аналитической модели трансформации свойств и структурного состояния СМК стали в процессе механической обработки при различных режимах, анализ существующих моделей»

 «Экспериментальные исследования структурного состояния и свойств СМК стали после механической обработки при различных режимах, разработки методики проектирования технологических процессов механической обработки объемных наноструктурированных материалов»

Руководитель НИР

подпись, дата

М.В. Пимонов

Кемерово 2013

СПИСОК ОСНОВНЫХ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ по Соглашение № 14.132.21.1710 на выполнения научноисследовательской работы (проекта)

Организация Исполнитель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Кузбасский государственный технический университет"

Руководитель темы:

без ученой степени, без ученого звания

Пимонов М. В.

подпись, дата

Исполнители темы:

без ученой степени, без ученого звания

Сивушкин А. С.

подпись, дата

Содержание:

	Обзор научных информационных источников, патентный поиск в						
	1	области механической обработки СМК материалов, выполнение					
-	1.	сравнительной оценки вариантов возможных решений исследуемой					
		проблемы.					
		1.1.	Субмикрокристаллические и наноматериалы.	4			
		1.2.	Обзор влияния обработки на СМК-материалы.	13			
		1.3.	Способы получения СМК-материалов	56			
		1.4	Способы получения изделий из наноматериалов.	78			
		Разработка аналитической модели трансформации свойств и					
~	h	структурного состояния СМК стали в процессе механической					
4	2.	обработки при различных режимах, обобщенного аналитического					
		описания связей модели.					
			Разработка аналитической модели «Формирование и				
		2.1.	трансформация структурного состояния СМК стали на	61			
			стадиях обработки»				
		Разработка методики экспериментальных и теоретических					
	2	исследований структурно-фазового состояния конструкционных					
	5.	материалов в исходном и наноструктурированном состоянии после					
		механической обработки и эксплуатации.					
		2 1	Методика проведения механической обработка	94			
		5.1.	наноструктурированных образцов из конструкционной стали.				
		3.2	Подготовка образцов для проведения исследований	97			
		22	Исследования способами оптической, электронной-	00			
		5.5	просвечивающей микроскопии и микротвердометрии	09			
2	4.	Описание образцов					
	-	Экспериментальные исследования структуры и свойств образцов					
	۶.	СМК стали после механической обработки при различных режимах					
		5.1.	Результаты исследования структуры СМК стали после	106			

механической обработки методом оптической микроскопии

	5.2.	Результаты исследования структуры СМК стали после				
		механической обработки методом микротвердометрии	111			
6.	Проектирование наследственных программ нагружения.		116			
		Модели программ нагружения, обеспечивающие получение				
	6.1.	наноструктурных материалов интенсивной пластической	116			
		деформацией				
	6.2.	Разработка способа обработки реализующего программу				
		нагружения деформационного наноструктурирования.				
	6.3.	Моделирование закономерностей формирования напряженно-				
		деформированного состояния при интенсивной пластической	122			
		деформации металла в процессе упрочняющей обработки				
		поверхностного слоя роликами специальных профилей				
		Закономерности формирования и трансформации напряженно-				
	6.4.	деформированного состояния поверхностного слоя в процессе	133			
		упрочняющей обработки поверхностного слоя роликом				
		специального профиля				
7	Разработка методики проектирования технологических процессов					
	механической обработки объемных наноструктурированных					
	материалов на основе полученных в исследованиях					
	закономерностях					
	Заключение					
	Список источников					

1. Обзор научных информационных источников, патентный поиск в области механической обработки СМК материалов, выполнение сравнительной оценки вариантов возможных решений исследуемой проблемы.

1.1. Субмикрокристаллические и наноматериалы

В последние два десятилетия большое внимание И интерес специалистов, занимающихся созданием и исследованием новых материалов — физиков, материаловедов, механиков, — вызвали наноструктурные материалы (НСМ) [1, 2]. Наноструктурными материалами согласно терминологии, принятой международным журналом «Наноструктурные материалы» («NanoStructured Materials»), принято считать кристаллические материалы со средним размером зерен или других структурных единиц, менее 100 нм, большеугловыми границами зерен [1]. Материалы с субмикрокристаллической (СМК) структурой также имеют повышенные эксплуатационные характеристики. Средний размер зерен СМК образцов может составлять порядка 100 нм – 1 мкм.

Национальная инициатива по нанотехнологиям правительства США использует следующие критерии для определения того, что считается НТ [3]:

1) Исследования и технологические разработки на атомном, молекулярном или макромолекулярном уровне, в диапазоне линейных размеров порядка 1-100 нм.

 Создание и использование структур, устройств и систем, обладающих новыми свойствами и функциями благодаря их малому и/или промежуточному размеру.

3) Возможность контроля объектов или манипулирования ими в отдельных атомах.

В настоящее время разрабатываются и обещают найти применение различные виды наноструктурных материалов:

- тонкая конструкционная керамика;
- высокопрочные сплавы;
- магнитные наноматериалы;

материалы с особыми электрофизическими свойствами (сверхпроводники, резистивные, сенсоры);

- наноструктурированные покрытия;
- углеродные наноматериалы;
- нанокомпозиты;
- нанокатализаторы;
- жаропрочные сплавы;
- сплавы сверхбыстрого затвердевания;
- нанопленки и гетероструктуры;
- наночастицы и кластеры;
- объемные наноматериалы.

Последние являются одним из наиболее востребованных, имеющих реальное практическое применение и наиболее финансируемых направлений нанотехнологий. Область их применения достаточно широка: машино- и авиастроение, медицинские протезы И имплантаты, изделия ДЛЯ Существенный эффект высокопрочного И надежного крепежа и др. ожидается внедрения технологических процессов на-несения OT износостойких покрытий на режущие инстру-менты, штампы и прессформы, а также износо-, корро зионно-, жаростойких и водооталкивающих покрытий деталей машин. Важное значение имеет наноструктури -рованная продукция триботехнического направления и оборудование для обработки деталей с нанометровой точностью и для нанесения нанопокрытий [4]. При этом улучшение соответствующих качественных показателей (прочность, твердость, пластичность, износо-, жаро-, коррозионная стойкость и т.д.) может быть достигнуто как посредством введения наноразмерных добавок (нано-порошков, нанотрубок, фуллеренов и др.) при осуществлении того или

иного технологического процесса (литье, прессование, нанесение покрытий и др.), так и за счет соответствующих. технологических режимов изготовления заготовок и изделий (равноугольное прессование, термо -механическая обработка и др.). Сами по себе наноматери-алы в чистом виде, например, углеродные трубки, не нуж -ны: серьезные положительные изменения в экономику, в том числе и в машиностроение, внесут макроматериалы из нанотрубок или содержащие нанотрубки [5].

Перспективность изучения объемных наноматериалов связана с их существенно более высокими характеристиками механических свойств по сравнению с традиционными [2, 6].

К настоящему времени разработано несколько методов получения таких материалов, которые основаны на двух основных принципах - «снизувверх», предварительно дезинтегрированный нанопорошки когда на материал компактируется в объемный; и «сверху-вниз», когда измельчение зерен осуществляется без нарушения сплошности путем создания большеугловых границ зерен. Оба направления к настоящему времени получили развитие, достаточное, для того чтобы вести разговор 0 промышленном производстве объемных наноматериалов.

Для получения наноматериалов по первому принципу порошки получаются различными способами. Среди них ультрадисперсные порошки, полученные газовой конденсацией в атмосфере инертного газа [7, 8] или плазмохимическим методом [8], аэрозольным [9] и химическим синтезом [10], а также измельчением порошков в шаровой мельнице [11, 12] и др. Некоторые из этих методов были успешно использованы для создания объемных наноструктурных материалов. Это прежде всего газовая конденсация с последующим компактированием [7] и обработка порошков в шаровой мельнице с последующей консолидацией [11, 12]. Данные методы явились основой многочисленных исследований структуры и свойств нанокристаллических и нанофазных материалов. Вместе с тем до сих пор существуют проблемы в развитии этих методов, связанные с сохранением

некоторой остаточной пористости при компактировании, загрязнением образцов при подготовке порошков или их консолидации, увеличением геометрических размеров получаемых образцов, практическим использованием данных методов.

К счастью многие из упомянутых проблем могут быть преодолены при использовании способов, основанных на втором принципе, к которым относятся способы интенсивной пластической деформации (ИПД). Задачей методов ИПД является формирование наноструктур В массивных металлических образцах и заготовках путем измельчения их микроструктуры до наноразмеров. Хорошо известно, что путем значительных деформаций при низкой температуре, например, в результате холодной прокатки или вытяжки [13-15], можно очень сильно измельчить структуру металлов. Однако полученные структуры являются обычно ячеистыми структурами или субструктурами, имеющими границы с малоугловыми разориентировками. Вместе с тем рассматриваемые наноструктуры являются ультрамелкозернистыми структурами зеренного типа, содержащими преимущественно большеугловые границы зерен [16, 17]. Создание таких наноструктур может быть осуществлено методами ИПД, позволяющими достичь очень больших деформаций при относительно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений [16, 18]. Для реализации этих принципов были использованы и развиты специальные схемы механического деформирования, такие как интенсивное кручение под высоким давлением (КВД), равноканально-угловое прессование (РКУП), всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) и др (рис. 1.1). Было показано, что большие объемные наноструктурные образцы и заготовки могут быть получены методами ИПД из самых различных металлов и сплавов, включая многие промышленные сплавы и интерметаллиды [1].

В чистых металлах и ряде сплавов интенсивные деформации обеспечивают часто формирование ультрамелкозернистых структур с размером зерен 100-200 нм, а иногда и более [18]. Однако сформировавшиеся

зерна (фрагменты) имеют специфическую субструктуру, связанную с присутствием решеточных и зернограничных дислокаций и дисклинаций, наличием больших упругих искажений кристаллической решетки, вследствие чего области когерентного рассеяния, измеренные рентгеновскими методами обычно составляют значительно менее 100 нм [17, 18], что и определяет формирование наноструктурных состояний в ИПД материалах.

Образцы, полученные способами ИПД, имеют высокие эксплуатационные характеристики (прочностные характеристики возрастают в 1,5-3 раза, пластичность же падает незначительно, по сравнению с крупнокристаллическими материалами).



Рис.1.1. Способы ИПД

а) Равноканально-угловое прессование; б) кручение под высоким давлением, в) всесторонняя изотермическая ковка

Согласно данным, представленным в работе [19], комбинированная обработка титана РКУП + кузнечная протяжка + волочение давала улучшение прочности в 2 раза, но при ограничении пластичности 8-9%. Обработка же РКУП + тепловая прокатка увеличивала прочность с 700 до 1310 МПа с более высокой пластичностью, порядка 12%.

Предел выносливости титана при базе циклов 10⁷ достигал 640 МПа при совмещенной обработкой РКУП + тепловой прокаткой и находится примерно на уровне легированного титана Ti-6Al-4V [20].

Согласно результатам [21] РКУП повышает микротвердость меди и алюминия после обработки 8 проходами. Микротвредость алюминия чистотой 99,99% увеличивается примерно с 28 до 42 по Викерсу, а микротвердость меди чистотой 99,96% – с 75 практически до150 по Викерсу.

Согласно работе [22] ВИК стали 05Г2МФБ дает увеличение предела прочности в более, чем в 2 раза при почти исходной пластичности, а 8 проходов РКУП стали 20 увеличение предела прочности в 1,5 раза при уменьшении пластичности почти в 2 раза.

Еще одним важным улучшением является проявление свойств сверхпластичности (удлинение до 500-800 %) при относительно невысоких температурах порядка 400 ⁰ C [23].

Также анализ показал, что, помимо эксплуатационных свойств, материалам с нанокристаллической зёренной структурой присуще необычное поведение ряда функциональных, слабо структурно-чувствительных свойств (удельной теплоемкости, внутреннего трения, упругих модулей, температуры Дебая и Кюри, электрических и магнитных характеристик, низкотемпературной зернограничной диффузии, химической растворимости, коррозии). Эти "аномалии" обусловлены не только малым, далеко

неравновесным размером зерен, но и в значительной степени специфической дефектной структурой, связанной с неравновесными зеренными границами очень большой протяженности. В этой связи развиваются, особые структурные модели зерен и их границ в наноструктурных материалах [1, 24].

Благодаря своим высоким эксплуатационным характеристикам наноматериалы уже сейчас находят применение. В частности в медицине, металлические материалы, такие как нержавеющие стали, титан и его сплавы, широко используются для изготовления медицинских имплантантов в травматологии, ортопедии и стоматологии (рис. 1.2). Для создания, изготовления и применения подобных материалов в качестве медицинских изделий существует необходимость ИХ соответствия определенным требованиям. Одним из основных требований является биосовместимость, характеризующаяся отсутствием негативных факторов при взаимодействии с человеческими тканями. С другой стороны, такие материалы медицинского назначения должны обладать значительной механической прочностью, особенно под действием циклических нагрузок, что важно для обеспечения медицинских изделий. Кроме долговечности изготавливаемых того, материалы должны быть легко обрабатываемы [19, 25].



Рис. 1.2. Применение наноматериалов в медицине

а) Стоматологический имплантат; б) пластины для остеосинтеза (восстановления функций) трубчатых костей из наноструктурированного

титана

Одним интересных примеров практического ИЗ возможного применения наноструктурных материалов являются высокопрочные 1.3), резьбовые изделия (рис. широко используемые В авиа-И автомобилестроении. Элементы резьбы являются концентратами напряжений, которые обычно лимитируют свойства изделий [25].

Существует технология изготовления объемных и листовых наноструктурных полуфабрикатов из промышленных сплавов. Основа технологии – всесторонняя изотермическая ковка, универсальный метод получения наноструктурных материалов в виде массивных полуфабрикатов из промышленных сплавов. Позволяет измельчать зерна до размеров порядка 50 нм,



Рис. 1.3. Облегченные конструкции крепежных изделий из наноструктурного титанового сплава.

обеспечивает повышение прочности и характеристик сверхпластичности. Также существует технологии изготовления деталей из наноструктурных материалов:

1) точная объемная штамповка наноматериалов в режиме сверхпластичности; в 2-5 раз снижает расход металла, на 25-30% уменьшает трудоемкость механической обработки, до 0,8 повышает коэффициент необрабатываемых поверхностей и повышает надежность и ресурс изделий;

2) сварка давлением+сверхпластическая формовка; использование наноматериалов позволяет снизить температуру сверхпластической формовки на 150-300 градусов С, сварки давлением - на 200-250 градусов С. Перспективное применение – изготовление полых лопаток вентилятора турбореактивных двигателей нового поколения [25].

Наряду с прочностными и пластическими свойствами большой интерес вызывают исследования других инженерных свойств в нанокристаллических материалах, таких как коррозионная стойкость, износ, демпфирующая способность, а также проявление перспективных электрических, магнитных, оптических свойств и т. д. Обнаружение этих уникальных свойств открывает перспективы практического применения наноструктурных материалов. В литературе уже имеются сведения о работах, представляющих, например, непосредственный интерес для создания новых мощных постоянных магнитов на основе наноструктурных ферромагнетиков [25]. Также наноматериалы применяются и во многих других сферах [26]

1.2. Обзор влияния обработки на СМК-материалы

1.2.1. Влияние режимов механической обработки

Процесс резание представляет собой сложный процесс пластической деформации, сопровождаемый интенсивным тепловыделением при значительных напряжениях в зоне контакта «инструмент – обрабатываемый

материал» [9]. В тоже время, температура рекристаллизации в НК и СМК металлах на 20 - 30% ниже, чем в обычных металлах

Авторы работы [27] исследовали влияние режимов механической обработки на микротвердость заготовок из субмикрокристаллического титана, полученных интенсивной пластической деформацией. В работе исследовался технически чистый титан ВТ1-0 с субмикрокристаллической структурой (размер зерен ≈ 250 нм, рис. 1.4) был получен с помощью метода всесторонней ковки, который имеет ряд преимуществ по сравнению с другими методами ИПД.



Рис.1.4. Микроснимки структуры ВТ1-0, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа *Hitachi F-148*а) в исходном (крупнокристаллическом) состоянии;
б) в субмикрокристаллическом состоянии после всесторонней ковки

В данном методе простые операции свободной ковки (осадка и протяжка) повторяются многократно со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия.

Такая схема деформации позволяет сохранить форму и размеры заготовки, обеспечив ее интенсивную горячую деформацию, которая обычно сопровождается рекристаллизацией, даже в достаточно хрупких материалах и при сравнительно небольших удельных нагрузках на инструмент. Метод не требует дорогостоящего инструмента и позволяет использовать существующее технологическое прессовое оборудование.

Первоочередное внимание в работе уделялось тепловому фактору, в связи с термической нестабильностью СМК материалов.

Исследование влияния режимов резания (скорости, подачи, глубины резания) на механические свойства субмикрокристаллического титана ВТ1-0 проводились на вертикально-фрезерном станке.

В качестве инструмента использовалась однозубая торцовая фреза из твердосплавного материала ВК8. Геометрические параметры режущей части фрезы: передний угол $\gamma = 0^{\circ}$; задний угол $\alpha = 20^{\circ}$; углы в плане $\varphi = 60^{\circ}$, $\varphi_1 = 30^{\circ}$; угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 15^{\circ}$; фаска вдоль главной режущей кромки f = 0,5 мм.

При проведении экспериментальных исследований параметры режима резания варьировалась в пределах: $V = 30 \dots 160$ м/мин, $S_z = 0,09 \dots 0,14$ мм/зуб с постоянной глубиной резания t = 0,5 мм.

В данной работе исследовалась микротвердость образцов титана в исходном крупнокристаллическом состоянии (горячекатаные прутки Ø15 мм), в субмикрокристаллическом состоянии после процесса всесторонней ковки (заготовки шестигранной формы размером 25×20мм), а также образцов после механической обработки с различными параметрами режима резания.

Микроиндентирование проводилось на микротвердомере ПМТ-3 с использованием алмазной пирамиды Виккерса. Нагрузка на индентор составляла 0,49 Н. Значения величины микротвердости усреднялись по 9...10 замерам.

Установлено, что микротвердость исходного крупнокристаллического технически чистого титана ВТ1-0 составляет 1800 МПа. Как показали измерения, микротвердость данного материала после всесторонней ковки существенно выше – 2900 МПа, что характерно для субмикро- и нанокристаллических материалов, полученных ИПД, табл. 1.1.

В результате были получены данные, представленные на рис. 1.5.

Таблица 1.1 – Физико-механические свойства ВТ1-0 (литературные и экспериментальные данные, полученные в работе)

Физико-механические	Наноструктурное	Крупнокристаллическое
свойства	состояние	состояние
Плотность р, г/см ³	4,492	4,54
Предел прочности $\sigma_{\rm B}$, МПа	960	460
Предел упругости о _{упр} , МПа	434	238
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	725	380
Относительное удлинение δ, %	10	26
Относительное сужение ψ , %	45	60
Микротвердость <i>H</i> _v , МПа	2820 (2900*)	1800 (1800*)

* – экспериментальные данные, полученные в работе





Рис. 1.5. Зависимость микротвердости ВТ1-0 от параметров процесса резания

Анализ полученных результатов показал, что при обработке на низких значениях скорости резания и подачи (V = 30 м/мин и $S_z = 0,09$ мм/зуб) происходит незначительное снижение микротвердости у образца с субмикрокристаллической структурой (изменения в пределах погрешности измерений, которая составляет ≈ 5 %). Увеличение скорости резания приводит к устойчивому снижению микротвердости – ее значение при V = 160 м/мин составляет ≈ 2600 МПа, рис. 5, а, т.е. уменьшается по сравнению с исходным значением на 10 %.

Микроиндентирование образцов, обработанных при использовании аналогичного диапазона скоростей резания, но при увеличении подачи показал следующее. При изменении скорости резания от 30 м/мин до 160 м/мин и увеличении подачи до 0,14 мм/зуб наблюдалось стабильное снижение величины микротвердости в субмикрокристаллическом образце от МΠа 2550 до 2400 MΠa, при ЭТОМ величина микротвердости В крупнокристаллическом образце несколько увеличилась – от 1800 МПа до 2000 МПа.

Существенное снижение микротвердости образцов ВТ1-0, полученных ИПД, объясняется авторами работы частичной релаксацией напряженного состояния в поверхностном слое, что связано с повышением температуры в зоне резания вследствие повышения скорости резания.

При увеличении подачи интенсивность процесса снижения величины микротвердости субмикрокристаллического образца заметно меньше в связи с тем, что время действия теплового источника существенно сократилось.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства (микротвердость) образцов титана ВТ1-0 с субмикрокристаллической структурой, полученных методами ИПД (всесторонней ковкой).

Характер выявленных изменений существенно отличается для образцов титана с крупно- и субмикрокристаллическим строением.

Изменения микротвердости соответственно, напряженного И, процессе обработки, состояния поверхностного слоя титана в как предполагается, обусловлены структурным фактором – увеличением размера зерен материала, что связано, прежде всего, с изменением состояния неравновесных границ зерен, содержащих высокую плотность дефектов влиянием существенного кристаллического строения, ПОД теплового воздействия при механической обработке. Это также подтверждается

результатами исследования структуры с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Полученные результаты могут свидетельствовать о нестабильности полученных структурного состояния интенсивной пластической деформацией образцов технически чистого титана BT1-0 и возможном низкотемпературной процессе рекристаллизации его структуры, протекающем вследствие теплового воздействия механической при обработке резанием.

Авторы работы [28] исследовали влияние режимов механической обработки субмикрокристаллической меди, полученной всесторонней изотермической ковкой, на структуру и свойства.

В качестве исследуемого металла выбрана медь технической чистоты (Cu: 99,98%). Экспериментальные исследования проводили на образцах с крупнокристаллической (macro-Cu) и субмикрокристаллической (CMK-Cu) структурой.

Для получения меди в СМК состоянии использован метод интенсивной пластической деформации, представляющий собой всестороннюю ковку, которая включает в себя многократное повторение определенной последовательности простых операций свободной ковки - осадки и протяжки [1].

Процесс всесторонней ковки выполнялся при нагреве заготовки меди до 573К в индукционной печи. После четырех проходов, включающих в себя операции осадки – протяжки, полученные поковки охлаждали в сухом песке. Исследования микроструктуры СМК технически чистой меди проводили на сканирующем электронном микроскопе типа Hitachi S-4800 (Япония). Средний размер зерен на электроно-микроскопических изображениях структуры определяли методом секущих [29].

С целью удаления деформированного поверхностного слоя (наклепа), образцы подвергали полированию с последующим травлением. В качестве реактива для операции травления меди использовался раствор, состоящий из

5 г хлорида трехвалентного железа, 10 мл 37% соляной кислоты, 50 мл глицерина, 30 мл воды [20].

В меди, подвергнутой ИПД всесторонней ковкой, формируется ультрамелкозернистая структура со средним размером зерна 300 нм.

Исследуемые образцы меди получены на XM3 "ФЭД" (рис. 1.6).



Рис. 1.6. Исследуемые образцы меди: а) до ковки; б) после ковки.

Экспериментальные исследования обрабатываемости меди проводили в процессе точения. При проведении экспериментов использовали токарный резец из твердосплавного материала ВК6. Геометрические параметры режущей части резца: передний угол $\gamma = 0^{\circ}$, задний угол $\alpha = 10^{\circ}$, углы в плане $\varphi = 45^{\circ}$, угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 0^{\circ}$, радиус кривизны вершины лезвия r = 0,5 мм.

Оценивались следующие параметры: температура в зоне резания, коэффициент усадки стружки, силы резания, шероховатость обработанной поверхности, микротвердость.

Исследование влияния режимов резания (скорости, подачи, глубины резания) проводились на токарно-винторезном станке. В процессе исследования варьировались подача и скорость резания.

Для определения средней температуры в зоне резания использовали метод естественной термопары. При этом деталь и резец изолировали друг от друга для того, чтобы исключить влияние "паразитных" термоЭДС. Измерение термоЭДС производилось 10÷15с с момента начала резания. Для регистрации значения термоЭДС применяли ртутный токосъемник и цифровой мультиметр с точностью измерения до 0,1 мВ [30]. Было установлено, что тарировочные кривые исходных заготовок и заготовок после ИПД практически совпадают, что косвенно позволяет сравнить температуры в зонах контакта резец – заготовкой с крупнокристаллической и СМК структурами.

Для определения коэффициента усадки был применен весовой метод. Длина стружки измерена с помощью гибкой нити, прилегающей к гладкой поверхности куска стружки. Масса стружки найдена взвешиванием на аналитических весах мод. FR300 "AND". Учитывая полученные данные, коэффициент усадки рассчитан по формуле:

$$K_l = \frac{G \cdot 10^3}{L_c \cdot \rho \cdot s \cdot t},$$

где G – вес стружки; L – длина стружки; s – подача; t – глубина резания; р –удельный вес материала стружки.

Шероховатость обработанных поверхностей заготовок измеряли по помощью электронного профилометра – стандартным методикам с «Sartronic3+». профилографа Для обеспечения МОД. достоверностирезультатов экспериментов, значения параметра шероховатости Ra снимали4÷5раз. Относительная погрешность измерения составила не более 9 %.

Микротвердость прибора ПМТ-3 измеряли с помощью при Виккерса. При помощипирамиды определении микротвердости использовалинагрузку в 0,2 H. Значения величины микротвердости усреднялись по 9÷10 замерам.

При проведении экспериментальных исследований в процессе обработки режимы резания варьировалась в пределах: $v = 30 \div 160$ м/мин, $s = 0,14 \div 0,24$ мм/об при постоянной глубине резания t = 0,5 мм. Обработка без охлаждения.

Из графика зависимости величины температуры в зоне резания от скорости резания (рис. 1.7), построенного по экспериментальным данным токарной обработке СМК при технически чистой меди В И крупнокристаллическом состояниях, видно, что температура в зоне резания обработке при с мели субмикрокристаллической структурой составляет 550К.



Рис. 1.7. Зависимость величины температуры в зоне резания от скорости резани при обработке чистой меди

Результаты экспериментов по определению коэффициента усадки *K*L в работе [28] стружки приведены на рис.1. 8.

Значение коэффициента усадки стружки СМК-Си меньше по сравнению с усадкою стружки крупнокристаллической медью сохраняется до скорости резания v = 90 м/мин, что, вероятно, обусловлено увеличением прочности меди, полученной методом ИПД. Наблюдаемое предела монотонное увеличение коэффициента усадки стружки для СМК-Си при скорости достижения увеличении резания вплоть до показателей крупнокристаллической меди. Это может быть объяснено процессами роста СМК-Си зерна В И востановления свойств характерных для крупнокристаллической меди показателей прочности и пластичности.



Рис. 1.8. Зависимость коэффициента усадки стружки от скорости резани при обработке чистой меди (*s* =0,14 мм/об)

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для крупнокристаллической меди, что объясняется коэффициента трения стружкой передней уменьшением между И поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [31]. Подобное явление имеет место для СМК-Си при увеличении скорости до v = 110 м/мин и выше, что может свидетельствовать о стабилизации структуры и проявлении типичной зависимости коэффициента усадки стружки от скорости резания.

Зависимости изменения параметра шероховатости *R*а в работе [28] от параметров лезвийной обработки представлены на рис. 1.9.

Как видно из представленных графиков значение шероховатости СМК-Си при *s* =0,14 мм/об (см. рис. 1.9) ниже чем у крупнокристаллического образца. Влияние пластической деформации и высокочастотных вибраций инструмента на шероховатость поверхности при точении зависит от твердости обрабатываемого материала; с повышением твердости шероховатость уменьшается.

Микротвердость исходного крупнокристаллического образца составляет 600 МПа; микротвердость меди, полученной методом всесторонней ковки, существенно выше и составляет 1200 МПа, что характерно для субмикро- и нанокристаллических материалов, полученных ИПД.



Рис. 1.9 – Зависимость шероховатости от скорости резани при обработке чистой меди, *s* =0,14 мм/об

Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи (v = 30 м/мин и s =0,14 мм/об) величина микротвердости у образца с СМК структурой снижается до 850 МПа. Увеличение скорости до 160 м/мин приводит к снижению микротвердости СМК-Си до значения, характерного для крупнокристаллической меди – 600 МПа, рис. 1.10.

В образце с крупнокристаллической структурой при обработке на указанных режимах величина микротвердости осталась постоянной.

При увеличении подачи до 0,24 мм/об и при скорости резания в 30 м/мин наблюдается падение микротвердости в образце СМК-Си до 700 МПа (т.е. на 500 МПа по сравнению с состоянием до механической обработки), при этом величина микротвердости в крупнокристаллическом образце остается постоянной.



Рис. 1.10. Зависимость микротвердости от параметров обработки при обработке чистой меди

Резкое снижение микротвердости, наблюдаемое на рис. 10 может быть объяснено частичной релаксацией напряженного состояния в поверхностном слое СМК образца, подвергнутого ИПД, что связано с повышением температуры в зоне резания вследствие повышения скорости резания и, как следствие увеличением среднего размера зерна.

Таким образом, полученные экспериментальные данные в работе [28] свидетельствуют о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства и качество поверхностного слоя образцов меди с СМК структурой, полученных методами ИПД. Характер выявленных изменений существенно отличается для образцов с СМК структурой и образцов крупнокристаллической традиционной меди.

Также были определены рациональные режимы обработки СМК меди, при которых сохраняются свойства, полученные на стадии наноструктурирования: 1. v до 50 м/мин, s = 0,1-0,2 мм/об, t до 0,5 мм при обработке без применения СОТС; 2. v = 70-90 м/мин, s = 0,2-0,3 мм/об, t до 0,5 мм при обработке с применением СОТС.

В работе [32] исследовался выбран технически чистый титан ВТ1-0 с химическим составом (%по массе): С – 0,07; Fe – 0,18; Si – 0,10; О – 0,12; N –0,04; H – 0,01; Al – до 0,6; ост. - Ті. Исследовалисьзаготовки в виде горячекатаных прутков О15 мм (исходные заготовки) и заготовки шестигранной формыразмером 25.20 мм, полученные методом ИПД всесторонней ковкой.

При проведении эксперимента использовали токарный резец из твердосплавного материала ВК8. Геометрические параметры режущей части резца:

передний угол $\gamma = 0$., задний угол $\alpha = 10$., углы в плане $\varphi = 45$., угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 0$., радиус кривизны вершины лезвия r = 0,5 мм.

Исследования микроструктуры субмикрокристаллического технически чистого титана BT1-0 проводились на сканирующем электронном микроскопе типа Hitachi S-4800 (Япония). В качестве реактива для выявления микроструктуры использовался раствор, состоящий из 10% плавиковой кислоты, 3% азотной кислоты и воды.

Металлографический анализ структуры субмикрокристаллического титана, подвергнутого лезвийной обработке с различными условиями обработки, показал, что при обработке со скоростью V = 30 м/мин, подачей S = 0,09 мм/об и глубиной резания t = 0,5 мм сохраняется структура титана со средним размером зерна 250 нм.

Изменение условий обработки (V = 160 м/мин, S = 0,14 мм/об, t = 0,5 мм) приводит к процессу рекристаллизации и увеличению среднего размера зерна до 470 нм.

Оценивались следующие параметры: коэффициент усадки стружки, силы резания, шероховатость обработанной поверхности, микротвердость. Исследование влияния режимов резания (скорости, подачи, глубины резания) проводились на токарно-винторезном станке.

Для определения коэффициента усадки был применен весовой метод. Длина стружки измерена с помощью гибкой нити, прилегающей к гладкой поверхности куска стружки. Масса стружки найдена взвешиванием на аналитических весах мод.

FR300 "AND".

Силы резания измерены по стандартной методике с помощью трехкомпонентного динамометраУДМ600 и системы сбора данных LTR-U-1 MEASURINGINSTRUMENT.

Шероховатость обработанных поверхностей заготовок измеряли по стандартным методикам с помощью электронного профилометра – профилографа мод. «Sartronic3+». Для обеспечения достоверности результатов экспериментов, значения параметра шероховатости *R*a снимали 4-5 раз. Относительная погрешность измерения составила не более9 %.

Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3. При определении микротвердости использовали нагрузку в 0,5 Н. Значения величины микротвердости усреднялись по 9-10 замерам.

При проведении экспериментальных исследований режимы обработки варьировалась в пределах: V = 10 - 80 м/мин, S = 0,1 - 0,2 мм/об при постоянной глубине резания t = 0,5 мм.

Анализ стружки, полученной в процессе точения, показал, что при обработке крупнокристаллического титана ВТ1-0 при малых скоростях и подачах формируется сливная стружка с мелким шагом витка. С увеличением скорости происходит образование сливной стружки с более крупным шагом витка, что связано с увеличением скорости деформации. Увеличение подачи до S = 0,2 мм/об приводит к переходу от сливной стружки к суставчатой. В диапазоне скоростей резания V = 10 - 40 м/мин и при увеличении подачи до S = 0,2 мм/об стружка изменяет форму от суставчатой с крупным шагом витка до сливной.

При рассмотрении стружки СМК титана (после всесторонней ковки) при малых скоростях и подачах установлено, что формируется короткая спи-

ральная сливная стружка с крупным шагом витка. Уменьшение длины стружки в сравнении с крупнокристаллическим титаном связано с некоторым снижением пластичности титана, полученного методом ИПД [33].

С увеличением скорости резания стружка меняет форму от сливной до плоской спиральной суставчатой.

Увеличение подачи приводит к переходу от сливной стружки к элементной, которая, как известно, образуется при обработке материалов с низким показателем пластичности.

По мере дальнейшего увеличения скорости элементная стружка переходит в суставчатую стружку и далее - в суставчатую с более мелким шагом и ярко

выраженными зазубринами.

Уплотнение витка стружки СМК титана, по всей видимости, связано с увеличением его пластичности по мере роста скорости резания и увеличения температуры в зоне резания.

Различие между формой и видом стружки, полученной при токарной обработке крупнокристаллического и субмикрокристаллического титана, представлено на рис. 1.11.



Рис. 1.11. Форма и вид стружки при V = 10 м/мин;t = 0,5мм;a) S = 0,1 мм/об; б) S = 0,2 мм/об

Практически во всем исследованном диапазоне скоростей резания значение коэффициента усадки СМК титана меньше по сравнению с крупнокристал- лическим, что, вероятно, обусловлено некоторым уменьшением пластичности титана, полученного методом ИПД.

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для обоих типов образцов титана (исходного и полученного всесторонней ковкой), что объясняется уменьшением коэффициента трения между стружкой и передней поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [31]. При увеличении скорости резания от 30 до 70 м/мин степень уменьшения коэффициента усадки стружки для СМК титана существенно меньше по сравнению с крупнокристаллическим титаном. При V = 70 м/мин значения KL для обоих типов образцов практически совпадают, что может свидетельствовать об определенной стабилизации структуры, а значит, и свойств образца, полученного всесторонней ковкой.

Экспериментальные данные показали, что главная составляющая силы резания *Pz* при обработке СМК титана на 15-20% выше, чем при обработке крупнокристаллического титана с различными подачами и при глубине обработки до 1мм. Увеличение силы *Pz* связано с увеличением твердости и прочности субмикрокристаллического титана.

Радиальная составляющая *Ру* при обработке СМК титана меньше, чем для крупнокристаллического образца, что связано с пониженной пластичностью СМК титана и, соответственно, снижением упругих деформаций в процессе обработки.

Значительных отличий в величине осевой составляющей *Рх* при резании СМК и крупнокристаллического титана не установлено.

Зависимости изменения параметра шероховатости *R*а от параметров лезвийной обработки представлены на рис. 1.12.

Из построенных диаграмм видно, что при низкой скорости резания V = 30 м/мин и подаче S = 0,09 мм/об у образца с СМК структурой величина параметра шероховатости приблизительно на 2 мкм ниже, чем у образца с





Рисунок 1.12 – Графики зависимости параметра шероховатости от параметров процесса резания

При увеличении скорости до V = 160 м/мин разница между величинами параметра шероховатости уменьшается и составляет приблизительно 1 мкм.

С увеличением подачи до S = 0,14 мм/об и при скорости V = 30 м/мин у образца с СМК структурой величина параметра шероховатости становится приблизительно на 0,4 мкм ниже, чем у образца с крупнокристаллической структурой.

Далее, с увеличением скорости резания до V = 160 м/мин величины параметра шероховатости у обоих образцов оказываются приблизительно равными.

Как известно, величина шероховатости определяется, в первую очередь, величиной подачи. При выполнении чистовых операций с небольшими значениями подачи величина шероховатости определяется пластической деформацией обрабатываемого материала.

Влияние пластической деформации на шероховатость поверхности при точении зависит от твердости обрабатываемого материала; с повышением твердости шероховатость уменьшается [30, 34, 35].

Таким образом, увеличение скорости резания влечет за собой увеличение температуры в зоне резания и, как следствие, способствует росту зерна в СМК титане и снижению твердости.

Этот факт вработе [32] был подтвержден испытаниями образцов на микротвердость.

Установлено, что микротвердость исходного крупнокристаллического материала составляет 1800 МПа; микротвердость титана, полученного методом всесторонней ковки, существенно выше и составляет 2900 МПа, что характерно для СМК и НК металлов, полученных ИПД.

Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи (V = 30 м/мин и S =0,09 мм/об) величина микротвердости образца с СМК структурой несколько снижается до 2800 МПа. При увеличении скорости до 160 м/мин изменение микротвердости становится существенным – ее значение составляет 2600 МПа (рис. 1.13, *a*).

В образце с крупнокристаллической структурой при обработке на указанных режимах величина микротвердости осталась практически постоянной (рис. 1.13, *a*).

При изменении скорости резания от 30 м/мин до 160м/мин и увеличении подачи до 0,14 мм/об наблюдалось падение микротвердости в СМК образце от 2550 до 2400 МПа (т.е. на 500 МПа по сравнению с состоянием до механической обработки).

Резкое снижение микротвердости, наблюдаемое на рисунке 1.13, *а*, может быть объяснено частичной релаксацией напряженного состояния в

поверхностном слое СМК образца, подвергнутого ИПД, что связано с повышением температуры в зоне резания вследствие повышения скорости



Рис. 1.13. Зависимость микротвердости от параметров процесса резания

При увеличении подачи процесс снижения величины микротвердости СМК образца заметно замедлился в связи с тем, что время воздействия теплового источника существенно сократилось.

Некоторое увеличение микротвердости крупнокристаллического образа, по всей видимости, объясняется наклепом поверхностного слоя в процессе механической обработки.

Таким образом, полученные экспериментальные данные в работах [27, 28, 32] свидетельствуют о нестабильности структурного состояния и физикомеханических свойств СМК материалов, полученных методом всесторонней ковки, а также о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства, качество поверхностного слоя и параметры обрабатываемости образцов СМК структурой, полученных методами ИПД.

Характер выявленных изменений существенно отличается для образцов с СМК и крупнокристаллическими структурами.

Выявленные изменения, как предполагается, связаны с изменением структурного фактора (размера зерна) под влиянием существенного теплового воздействия при механической обработке.

Для обеспечения высоких физико-механических и эксплуатационных свойств функциональных изделий из СМК и НК материалов, получаемых механической обработкой, необходимо учитывать изменение структурного состояния исходной заготовки в процессе ее обработки и определять область рациональных режимов резания, которые обеспечат стабильность СМК и НК металла под воздействием динамического теплового поля в зоне резания.

1.2.2. Влияние термообработки

Известно, что рост зерен в наноструктурных ИПД материалах, как и других наноматериалах, начинается при относительно низких температурах, близких к 0,4 Тпл и даже ниже [18, 36, 56]. Ис следование природы такой низкой термостабильности имеет важ ное значение для улучшения последней. С другой стороны, изу чение эволюции структуры во время отжига позволяет лучше понять природу высоких внутренних упругих напряжений, их связь с решеточными дефектами и неравновесным состоянием границ зерен, закономерности кристаллографической текстуры и другие структурные особенности ИПД материалов. Есть ряд работ, в

термостабильность которых исследуется различных классов наноструктурных материалов, полученных методами ИПД. Чистые металлы В работе [37] рассматривался Ni, подвергнутый ИПД кручением (5 оборотов при комнатной температуре, $P = 7\Gamma\Pi a$). Его структура характеризовалась очень мелкими зернами рав ноосной формы со средним размером около 100 нм, содержащими высокую плотность решеточных дислокаций (рис. 1.14). Сложный дифракционный контраст свидетельствовал о наличии внутренних упругих напряжений. Зерна имели преиму щественно болынеугловые границы, что подтверждается видом ди фракционных картин, содержащих большое рефлексов. количество Микротвердость полученных образцов составляла $H_v = 2850$ МПа.



Рис. 1.14. Светлопольное (а) и темнопольное (б) нанокристаллической структуры Ni, подвергнутого ИПД кручением

Во время термической обработки в Ni, подвергнутом ИПД, было обнаружено уменьшение коэрцитивной силы, обусловленное заметными изменениями структуры [37]. На начальной стадии нагрева в первую очередь

имело место исчезновение дислокаций внутри зерен, т. е. происходил возврат. Этот процесс начался уже при комнатной температуре. Так, после одного месяца выдержки плотность дислокаций уменьшилась с 10^{15} м⁻² до 10^{13} м⁻². Подобный результат достигался также после выдержки при 373 К в течение получаса. Нагрев до температуры 473 К привел к полному исчезновению дислокаций в течение одной минуты. При 473 К на границах некоторых зерен появился полосчатый контраст, свиде тельствующий о возврате структуры границ зерен.

Процесс возврата структуры границ интенсивно развивался при 573 К в большей части объема образца. Наблюдалось также образование рекристаллизованной структуры с одновременным ростом зерен и появлением некоторого количества двойников отжига. При 673 К и выше структура стала полностью рекристаллизованной и наблюдался процесс дальнейшего укрупнения зерен.

Подобная эволюция структуры ИПД Ni при отжиге наблюдалась также в работе [38]. Однако там имела место тенденция к протеканию возврата внутренних напряжений и росту размера зерен при более низких температурах. Обнаруженные различия могли быть вызваны более чистым Ni более высокой запасенной химическим составом ИЛИ энергией деформации благодаря большему давлению, приложенному при ИПД кручением, в последнем случае. Изучение свойств ИПД Ni в процессе эволюции структуры при отжиге показало, что можно выделить три основных интервала изменения электросопротивления и микротвердости [38]. На начальных стадиях возврата структуры, сопровождающихся уменьшением плотности дислокаций и внутренних напряжений, имеет место слабое изменение электросопротивления и микротвердости . В процессе рекристаллизации они изменяются сильно. Последующий процесс роста зерен слабо влияет на эти характеристики.

В работе [39] показано, что метод получения имеет сильное влияние на измельчение нано структуры при отжиге и свойства материала.

Сравнивались Ni, подвергнутого РКУрезультатов исследования прессованию, ИПД кручением и их совместному воздействию. Исследования показывали, что эволюция структуры в этих случаях протекает при различных темпера турах. В результате формируются различные структуры и место различия в величине коэрцитивной силы Нс. Например, имеют окончательный возврат коэрцитивной силы Нс происходит при более РКУвысокой температуре в случае, когда материал подвергнут прессованию, а затем кручению.

Таким образом, результаты исследований температурной эво люции структуры и свойств наноструктурного Ni, полученного ИПД, показывают, что при нагреве этого материала происходят сложные структурные изменения, связанные с развитием процессов возврата, рекристаллизации и роста зерен. Очевидно, природа возврата обусловлена прежде всего перераспределением и анниги ляцией дислокаций на границах и в теле зерен, приводящих к уменьшению внутренних напряжений.

Следуя полученным данным, можно представить следующую последовательность эволюции наноструктуры при нагреве ИПД Ni. В этом материале вплоть до температуры 450 К раз мер зерен сохраняется, но внутри зерен и на границах происходит возврат структуры, связанный с перераспределением и аннигиляцией дислокаций. При более высоких температурах начинаются рекристаллизация и быстрый рост зерен, который может носить аномальный характер, если в структуре есть остаточная плотность дислокаций.

В работе [40] рассматривалась чистая Сu (99,98%), подвергнутая ИПД кручением. Средний размер зерен был несколько больше, чем у Ni (около 150 нм). Границы зерен имели также преимущественные большеугловые разориентировки. Для структуры был характерен сложный электронномикроскопический контраст, свидетельствующий о значительных искажениях кристаллической решетки. Плотность дислокаций внутри зерен
составила (5-10) х 10^{14} см⁻². Рост зерен в исследованной Си начинается при 373 К и завершается к 473 К.

В работе [41] рассматривалась Си обычной чистоты, деформированная подобным образом, отжиг в течение 30 мин при 423 К не привел к видимым изменениям в микроструктуре (размере зерен, плотности дислокаций, дифракционном контрасте на границах зерен). Рост зерен наблюдался при 423 К. Тем не менее, внутренние напряжения и предел текучести существенно уменьшились в интервале температур между 403 и 423 К. Авторы предположили, что внутренние напряжения, а следовательно, и механическая проч ность могут быть связаны с присутствием дисклинаций в тройных стыках на границах зерен.

ряда исследований [41, 56] Результаты показали, при ЧТО низкотемпературном отжиге процессы возврата в наноструктурной Cu, полученной ИПД кручением, начинаются значительно раньше, чем в крупнокристаллической Си. При этом температура нагрева не намного превышает T = 100 °C Cu, подвергнутая ИПД кручением, обладает также пониженной температурой начала роста зерен, кото рая составляет Т = 150°С. В работах [4143] рассматривались эволюции структуры при отжиге Си, полученная РКУ-прессованием. Отжиг привел к формированию зерен, не содержащих контуров экстинкции и разделенных границами зерен, которые, как представляется, стали равновесными. Температура рекристалли зации, равная 448 К оказалась выше в менее чистой Си (99,98 %) по сравнению с более чистой Си (99,997 %), где она равнялась 398 К. Эти изменения в структуре получили от ражение в изменении измеренных свойств. Рекристаллизованные зерна при более высоких температурах продолжали далее расти в размерах.

Анализ [42] эволюции размера зерен и микроискажений кристаллической решетки в ходе отжига, проведенного при темпера туре T = 170° C в течение различного времени, обнаружил, что увеличение размера зерен в направлении (111) протекает посте пенно, резко возрастая после 90

мин отжига. В то же время заметное увеличение размера зерен в направлении (200) наблюдается уже после 60 мин и резко возрастает при больших временах отжига. С другой стороны, микроискажения кристаллической решетки в направлении (111) остаются неизменными вплоть до 60 мин отжига включительно и далее резко уменьшаются. Одновременно микроискажения в направлении (200) уменьшаются плавно вплоть до 60 мин отжига, а затем резко уменьшаются.

Отжиг при температуре T = 170°C в течение 120мин при вел к качественному изменению вида неполных $\Pi \Phi$ (111) и (200) (рис. 1.15) по сравнению с ПФ, соответствующими 10, 30 и 60 мин отжига. Состояние, соответствующее 90 мин отжига, характеризу ется комбинацией текстурных максимумов, характерных для вре мен отжига 60 и 120 мин. Эти наблюдения свидетельствуют о по явлении зерен с новой ориентацией в исследуемой наноструктур ной Си, полученной РКУ-прессованием, при низкотемпературном отжиге при температуре T = 170°C в течение 90 мин. Другим сви детельством появления зерен с новой ориентацией является рез кое уменьшение микротвердости после отжига при температуре T =170°С в течение 90мин.



Рис. 1.15. Неполные ПФ (111) и (200) наноструктурной Си, полученной РКУ-прессованием, после отжига при $T = 170^{\circ}$ С в течение 90 мин

Неоднородный рост зерен, уменьшение микроискажений, не одновременное И резкое изменение интегральной интенсивности рентгеновских пиков подтверждают тот факт, что возврат и рост зерен, принадлежащих различным текстурным происходят компонентам, неодновременно.

Проведенный в работе [56] анализ показал, что причиной на чала роста зерен в нанокристаллах при относительно низких температурах являются не только малый размер зерен, но прежде всего повышенная подвижность границ зерен, обусловленная низ кой энергией активации зернограничной диффузии. Из проведен ных сопоставлений рассчитанных кривых кинетики роста зерен с экспериментальными данными следует, что энергия активации роста зерен в наноструктурных материалах возрастает с увеличением размера зерен.

В работе [44] исследовались эволюция структуры и рост зерен Fe, подвергнутого ПД кручением с логарифмической степенью деформации, равной 6,2. После обработки в Fe наблюдали зерна диаметром около 100 нм, много изгибных контуров экстинции, свидетельствующих о содержащие высо ких внутренних напряжениях. Границы зерен также находились В неравновесном состоянии. После отжига в течение 1 ч при 573 К зерна имели тот же размер, но не содержали внутренних напря жений и дислокаций. Однако при 773 К был заметен рост зерен и их средний размер составил 0,3 мкм. При этом границы зерен имели обычный полосчатый контраст, типичный для равновесной зеренной структуры. При более высоких температурах имел ме сто дальнейший рост зерен. Микротвердость слегка уменьшается во время возврата, быстро снижается при температуре около 723 К во время рекристаллизации, а затем снова слегка уменьшается во время дальнейшего роста зерен.

Таким образом, во всех исследованных металлах, подвергну тых интенсивной деформации, при нагреве наблюдали близкую по характеру эволюцию наноструктур. Типичным является раз витие процессов возврата, связанное с перераспределением и ан нигиляцией дислокаций на границах и в теле зерен. Имеют место также рекристаллизационные процессы, приводящие к росту зе рен, однако последовательность этих процессов определяется хи мическим составом и природой металла (энергией дефектов упа ковки, типом кристаллической решетки), а также условиями ин тенсивной пластической деформации, которые определяют харак тер исходных наноструктур. Здесь в каждом случае требуются конкретные исследования [1].

Сплавы

В работе [45] рассматривался сплав МА8, подвергнутого ИПД кручением при комнатной температуре, состояла в основном из очень мелких зерен диаметром 50-100 нм, содержащих дислокации с плотностью 10^{12} - 1013 м⁻² (рис. 1.16, а). В дополнение к этим зернам в структуре наблюдали небольшое количество занимающих 5% от обследованной поверхности зерен большего диаметра от 0,11 до 0,15мкм, содержащих отдельные дислокации и имеющих относительно

равновесные границы зерен.



Рис. 1.16. Электронная микроскопия. Микроструктура Mg сплава MA8 после ИПД кручением с е = 6 при 20°С (а) и после дополнительного отжига при 413К в течение 2 ч (б)

Отжиг в течение 2 ч при 413 К привел к формированию структуры с более совершенными зернами диаметром 0,18 мкм (рис. 1.16, б). Проведенные в [45] исследования in situ в колоне электронного микроскопа во время изотермического отжига пока зали, что формирование новых зерен связано с процессами воз врата и совершенные границы зерен появляются в результате локальных перестроек в неравновесных границах зерен. Таким образом, стадия зародышеобразования отсутствует.

В работе [46] исследовался твердом растворе Al—1,5 %Mg на основе A1 после ИПД кручением обнаружена со средним размером зерен (0,15 мкм вместо 0,2 мкм). Отжиг вплоть до 373 К не привел к изменениям в размере зерен. При 393 К имело место исчезновение контуров экстинкции, ранее существовавших в теле кристаллитов. Размер зерен немного увеличился до 0,18 мкм и примерно в половине зерен появился полосчатый контраст. При более высоких температурах наблюдался рост зерен. Измерения микротвердости показали, что ее значения оказались максимальными после отжига при 373 К. При более высоких температурах произошло уменьшение

микротвердости, связанное с ростом зерен, в соответствии с соотношением Холла-Петча.

В работе [47] исследование процессов, протекающих в пересыщенном сплаве Fe-O при нагреве, было проведено в работе [101]. Этот сплав был получен ИПД кручением окисленного субмикронного порошка Fe. Обработка материала интенсивной деформацией привела к растворению большинства окислов, на ЧТО указали уменьшение интенсивности соответствующих рентгеновских пиков и увеличе ние параметра решетки матрицы на основе Fe. Микроструктура состояла из очень малых (0,05 мкм) сильно разориентированных зерен с широкими нечеткими границами (рис. 17, a).

Отжиг при 723 К привел к некоторому возврату в структуре. При этом размер зерен стал равным 0,1 мкм, а их границы стали более выраженными. Микротвердость, соответствующая данному состоянию, слегка уменьшилась по сравнению с состоянием сразу после ИПД. При 823 К имела место рекристаллизация, приведшая к формированию хорошо различимых зерен диаметром 0,2 мкм и небольшого количества (0,5 %) мелких (менее 0,05 мкм) окисных частиц. Микротвердость уменьшилась более заметно. При 873 К наблюдали очень сильные изменения. Произошло формирование оксида FeO, объемная доля которого достигла 18% (рис. 1.17, б). Выделения появились главным образом на границах зерен матрицы. Одновременно параметр решетки уменьшился, а микротвердость увеличилась до значений выше, чем для материала сразу после ИПД. При более высоких температурах наблюдался рост зерен матрицы и частиц окислов вместе с



Рис. 1.17. Электронная микроскопия. Микроструктура сплава Fe-O после ИПД кручением (а) и после дополнительного отжига при 873К (б)

В работе [48] исследовался двухфазный сплав Си-50 вес. %Ад, в котором оба химических элемента имеют очень ограниченную взаимную растворимость. Как в случае порош ков, полученных методом газовой конденсации в инертной среде или механическим легированием, так и в случае массивных исходных заготовок, ИПД кручением приводит к 10-20 формированию на нокристаллического (размер зерен HM) пересыщенного твердого раствора с небольшим количеством остаточных Си и Ад фаз. Отжиг при температуре около 473 К приводит к распаду твердого раствора на зерна Си и Ag, имеющие примерно одинаковый раз мер. При более обоих высоких температурах происходит укрупнение зерен компонентов. Наиболее быстро данный процесс протекает в монолитном материале, подвергнутом ИПД.

Интересно также влияние внедрения карбидов в низкоуглеродистую сталь 10Г2ФТ, подвергнутой РКУ-прессованию в работе [49]. Сталь 10Г2ФТ (Fe–1.12Mn–0.08V–0.07Ti–0.1С) в исходном состоянии после горячей ковки (темпе ратура окончания ковки ~1000°С, охлаждение на воздухе) и

нормализации с 30минутной выдержкой при 950°С имела ферритоперлитную структуру.

РКУП цилиндрических заготовок диаметром 10 мм проводили по режиму *BC* [1] (4 прохода) при T = =200°C, угол сопряжения между каналами составлял $\Phi = 120$ °. После РКУП образцы имели размер: 60 мм в длину и 10 мм в диаметре. Эквивалентная деформация, реализуемая в результате РКУП составила 2,7.

Образцы для механических испытаний на растяжение в форме двойных лопаток с размером рабочей части 2.6х 0.5х10 мм3 вырезали в продольном сечении заготовок, прошедших РКУП, используя электроискровую резку. После механической шлифовки образцы электролитически полировали при напряжении U = 30 В в растворе 25 мл Cr2O3 + 210 мл H3PO4 при комнатной температуре. Растяжение образцов производили со скоростью 3.5 . 10–3 с–1 на установке ПВ3012М.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТЗМ при нагрузке на индентор 200 гр. Металлографические наблюдения проводили на оптическом микроскопе Olympus GX71. Травление металлографических шлифов проводили в растворе: 25 г FeCl3 + 250 мл H2O.

Микроструктуру стали изучали при помощи просвечивающего электронного микроскопа Philips CM30. Образцы для микроскопиче ских исследований получали стандартными методами, описанными в [50, 51].

Анализ структуры и текстуры отожженной стали проводили на растровом элек тронном микроскопе Quanta 200 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с шагом 0.15 мкм. Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD6000 (с монохроматором) с использованием СuKα-излучения.

На рис. 18-20 представлены электронномикроскопические снимки структуры стали 10Г2ФТ в исходном состоянии, после РКУП и высокотемпературных отжигов при 500–700°С.

Исходная структура стали 10Г2ФТ состоит из смеси феррита и перлита (рис. 1.18, а) (доля перлита <20%). Зерна феррита в исходном состоянии имеют квазиравноосную форму со средним размером зерна 4.2 мкм (рис. 1.18, а), полосчатый контраст на границах зерен свидетельствует об их равновесности (рис. 1.18, а). Перлит имеет пластинчатую структуру со средним расстоянием между пластинами ~45 нм. Карбидная подсистема до РКУП – пластины цементита в пер лите и мелкодисперсные карбиды VC, TiC в теле зе рен феррита (см. рис. 1.18, б).



Рис. 1.18. Электронномикроскопические изображения структуры стали 10Г2ФТ до (а, б) и после РКУП (в–е):а – структура феррита и перлита; б – мелкодисперсные карбиды VC в теле зерна феррита; в – структура феррита

послеРКУП; г – темнопольное изображение к (в) в рефлексе феррита; д – структура цементита в перлите после РКУП; е –карбиды в зернах феррита после РКУП указаны стрелками



Рис. 1.19. Электронномикроскопические изображения структуры стали 10Г2ФТ после РКУП и последующего отжигапри 500°С:а – светлопольное изображение структуры феррита; стрелками на электронограмме указаны рефлексы карбида Fe3C;б – структура перлита; в, г – светлопольное и темнопольное изображения структуры феррита; изображение (г)

РКУП привело к измельчению зеренной структуы (рис. 1.18, в). Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, определенный по темнопольным электронномикроскопическим снимкам, составляет 260 ± 90 нм (рис. 1.18, г). Границы элементов структуры размытые, темнопольный анализ показывает наличие большого количества конкуров экстинкции, что свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений в зернах. РКУП Электроннограм ΜЫ для данной структуры после носят квазикольцевой характер (рис. 1.18, в, здесь и далее электронограммы получены с участка фольги площадью 1.4 мкм2), что характерно для СМКструктур. При РКУП происходит частичная фрагментация и сфероидизация цементита в перлите, но не происходит его полного растворения. Анализ темнопольных изображений в рефлексе цементита показывает, что пластины цементита раздроблены на отдельные сегменты в поперечном к пластинам направлении, эти сегменты сдвинуты и разориентированы друг относительно друга (рис. 1.18, д), поперечный размер пластин цементита после РКУП уменьшается. На дислокациях в теле зерна и по границам обнаружены мелкодисперсные карбиды VC, V8C7, TiC, Fe3C, их объемная доля не превышает 1% (см. рис. 1.18, е).

Отжиг при 500°С не приводит к заметному изменению фазового состава и структуры стали после РКУП – наблюдается слабый рост раз меров субструктурных элементов до 370 нм, структура по-прежнему неравновесна, границы размыты (рис. 1.19, а). Пластины цементита в перлите искривле ны, заметно тоньше, чем в исходной структуре (рис. 19, б). Дополнительно к сформированным при РКУП карбидам V8С7, отжиг приводит к выделению мелкодисперсных карбидов в теле зерен (рис. 1.19, в, 1.19, г), на электронограммах видны диффузные кольца карбидов Ме23С6, Fe3C и TiC. Эти карбиды равномерно распределены в теле зерен, темнопольный анализ позволил оценить их размеры <5 нм. Карбидов VC в структуре стали после РКУП и последующего отжига при 500°С не обнаружено.

Исследование дислокационной структуры по сле отжигов при температурах 600 и 700°С показывает, что в этом интервале температур активно идут процессы рекристаллизации, и наблюдается быстрый рост зерен. Средний размер зерен после отжига 600°С составляет 2.2 мкм. Границы зерен становятся четкими, но в теле зерен по-прежнему

наблюдается большое количество контуров экстинкции (рис. 1.20, а), указывающих на высокие внутренние напряжения в структуре зерен. Карбидная подсистема состоит из мелкодисперсных сферических карбидов V8C7, V2C, Fe3C с размером менее 20 нм в теле зерен (рис. 20, б, 20, г), тонких прослоек Fe3C по границам (рис. 1.20, в, 1.20, д) и крупных карбидов Me23C6, Fe3C и TiC с размерами 100–450 нм (рис. 20, б).

После отжига при 700°С средний размер зерна феррита составляет 2.9 мкм (рис. 1.20, е). Отжиг при этой температуре приводит к растворению карбидов на основе ванадия и росту карбидов Fe3C, Me23C6, M6C. Доля цементита, имеющего пластинчатую структуру, наследованную от зерен перлита до РКУП, с ростом температуры отжига уменьшает ся и после отжига при 700°С составляет менее 1%. Сферический цементит является основной карбид ной фазой в структуре стали 10Г2ФТ после РКУП и отжига при 700°С. Анализ EBSD-картин показывает, что бывшие зерна перлита после отжига при 700°С представляют собой зерна феррита, богатые сферическими карбидами Fe3C (рис. 1.20, е).





Рис. 1.20. Изображения структуры стали после РКУП и последующих отжигов при 600°С (а–д) и 700°С (е):а – структура феррита; б – карбиды Me23C6 и V8C7 в теле зерна феррита; в, г – темнопольные изображения карбидовFe3C на границе и в теле зерна феррита; д, е – EBSDкарты зеренной структуры.

Анализ картин, полученных методом EBSD анализа, дает ценную информацию о типе границ зерен. Установлено, что после отжигов при температурах 600 и 700°C в структуре стали наблюдаются преимущественно высокоугловые разориентировки (анализ проведен для αFe), доля границ зерен с углом разориентации менее 15° составляет 10%, а наиболее

вероятный угол разориентировки – 45°. получено в рефлексах карбидов TiC и Me23C6.

(микротвердость и кривые "напряжение-относительная деформация") стали

На рис. 1.21, а-г представлены зависимости механических свойств

отжига.

10Γ2ΦΤ ОТ температуры (a) (б) 1200 1200 Исходное состояние (ИС) куп РКУП + отжиг при $T = 500^{\circ}$ 1000 1000 ИС + отжиг при $T = 500^{\circ}$ С РКУП + отжиг при $T = 600^{\circ}$ ИС + отжиг при $T = 600^{\circ}$ С ₩ 800 800 800 РКУП + отжиг при $T = 700^{\circ}$ 800 ИC + отжиг при T = 700°Cσ, MΠa •ИС 600 б 400 400 200 200 0 5 10 15 20 20 0 5 10 15 20 ε, % ε, % (B) (Γ) 3.0 3.2 2.8 3.0 2 2.6 2.8 2.4 2.6 2.6 2.4 п^н 2.2 ГПа 2.2 2.0 Η,, 1.82.0 1.6 1 1.8 1.4 1.6 1.2 1.0 1.4 0.01 0.02 0.03 0.04 0.05 0.06 0.07 100 200 300 400 500 600 700 800 *Т*_{отж}, °С $d^{-1/2}$, $HM^{-1/2}$

Рис. 1.21. Влияние высокотемпературных отжигов при 500, 600, 700°С на механические свойства стали 10Г2ФТ:а, б – кривые течения стали 10Г2ФТ в исходном состоянии (ИС) и после РКУП; в – микротвердость стали, г –

зависимость микротвердости стали от величины размера зерна.

Для сравнения при равноканальном угловом прессовании по режиму ВС в армко-железе получали ориентированную субмикрокристаллическую структуру с размером фрагментов 200-700 нм [52]. Хотя термическое воздействие при 250°C в этом случае и не оказывало суще ственного влияния на морфологию дефектной структуры и не изменяло формы кривых течения, оно заметно снижало значения микротвердости (от 3.0 до 2.3 ГПа), а при повсеместное образование равноосных 350°C проходило температуре

субзерен со средним размером d = 410 нм и спад микротвердости до 2.0 ГПа [52]. При близком размере фрагментов d = 370 нм после РКУП и отжига при $T = 500^{\circ}$ С, микротвердость стали 10Г2ФТ составляет 2.8 ГПа. Таким образом, высокую термостабильность полученной в стали 10Г2ФТ СМК-структуры можно связать с дисперсионным твердением, закреплением границ зерен частицами карбидов, которые препятствуют их миграции, а, следовательно, и спаду прочностных свойств.

В итоге по работе [49] можно отметить, что полученная СМКструктура характеризуется высокой термостабильностью до температуры от жига 500°С. Отжиг выше этой температуры вызывает падение прочностных свойств материала, после отжига при 700°С свойства стали соответствуют исходному состоянию до ИПД. РКУП приводит к локализации пластической деформации, которая со храняется вплоть до температуры отжига 500°С. Карбиды играют определяющую роль в создании высокопрочного состояния, устойчивого к отжигу до температуры 500°С.

Суммируя полученные результаты, можно сделать вывод, ЧТО последовательность процессов, установленная в ходе эволюции структуры при нагреве чистых металлов, подвергнутых ИПД, имеет место и в случае обработки. Специфика сплавов после аналогичной заключается В деформацией индуцированном переходе двухфазных сплавов В пересыщенный твердый раствор. Во время отжигов наблюдается тенденция обратного перехода в равновесное состояние путем выделения включений и их коалесценции [1].

Суммируя результаты, представленные в анализе влияния термообработки на наноструктурированные материалы, полученные методами ИПД, отметим, что эволюция структуры при нагреве различных наноструктурных материалов имеет ряд общих закономерностей. При этом в ходе данной эволюции можно выделить несколько стадий, которые, однако, могут перекрываться.

1. Перераспределение и уменьшение числа дислокаций, существующих в зернах материала, подвергнутого ИПД.

2. Перераспределение дислокаций в неравновесных границах зерен, образовавшихся при интенсивной деформации, что приводит к формированию большеугловых границ зерен, имеющих узкую толщину, соизмеримую с размерами атомов.

3. Одновременное уменьшение дальнодействующих полей напряжений и упругих искажений кристаллической решетки в результате структурного возврата неравновесных границ зерен. При ЭТОМ формируется поликристаллическая структура, однако с очень маленьким размером зерен. Стадия зародышеобразования отсутствует. Обычно на этой стадии не наблюдается миграция зерен, границ И механизм соответствует рекристаллизации in situ. В случае же, если некоторые границы зерен претерпевают возврат быстрее, чем другие, и способны мигрировать за счет соседних зерен, механизм соответствует обычной рекристаллизации.

4. Укрупнение зерен при нагреве. Если после возврата в структуре остаются отдельные неравновесные границы зерен, то в процессе рекристаллизации возможен аномальный рост зерен. Температуры, при которых происходят те или иные процессы эволюции структуры, зависят от нескольких факторов и прежде

всего от:

 природы исследуемого материала и его химического состава (основных элементов и особенно легирующих добавок и включений [49], которые могут значительно задержать эволюцию);

— метода и параметров интенсивной деформации (РКУ-прессование, комбинация или процессов), влияющих кручение на структуру, формирующуюся сразу после деформации, И через нее на последовательность процессов, протекающих при последующем отжиге.

1.2.3 Влияние деформационных методов упрочнения

В работах [53, 54] исследования проводились на образцах РКУпрессованной Си, подвергнутых холодной прокатке со степенью обжатия 83%. Скорость прокатки была небольшой, число проходов при прокатке велико, а степень обжатия при каждом проходе составляла менее 5%.

Рентгенограмма наноструктурной Сu, полученной РКУ-прессованием и подвергнутой холодной прокатке со степенью обжатия 83 %, характеризуется тремя основными рентгеновскими пиками, а именно: (200), (220) и (311). Максимальные интенсивности этих пиков различны, при этом преобладает максимум (311) (рис. 1.22).





Вил данной рентгенограммы существенно отличается ОТ вида исходной РКУрентгенограммы наноструктурной Си, полученной прессованием при комнатной температуре, 16 циклов. В частности, набор основных рентгеновских пиков, характерных для данных рентгенограмм, существенно различен. На рентгенограмме наноструктурной Си, полученной РКУ-прессованием, заметной интенсивностью обладают рентгеновские пики (111), (200), (220), (311) и (331), а интенсивность первого и последнего

максимальны. Холодная прокатка приводит к практически полному исчезновению основных для РКУ-прессованного состояния рентгеновских пиков (111) и (331). При этом основным становится рентгеновский пик (311).

Холодная наноструктурной Си, полученной РКУпрокатка приводит возрастанию прессованием, К величины интегральной интенсивности диффузного фона рассеяния рентгеновских лучей на 4,9 % по сравнению с состоянием до прокатки [55]. Одновременно в результате холодной прокатки происходит увеличение размера зерен в направлении (200) с 37 нм до 104 нм и уменьшение величины микроискажений 52×10^{-4} кристаллической решетки направлении с В ЭТОМ 37×10^{-4} . Одновременно до происходит микротвердости увеличение наноструктурной Си в процессе холодной прокатки со значения 1180 МПа до 1250 МПа.

Крайне малая интенсивность рентгеновских пиков (111) и (222) на рентгенограмме холоднокатаной Си, полученной РКУ-прессованием, не дала возможности вычислить размер зерен и микроискажения кристаллической решетки в направлении (111).

Эволюция структуры исследовалось также под влиянием холодной пластической деформации сжатием в наноструктурной Cu, полученной PKУ-прессованием [55]. В материале с исходным размером зерен 0,21 мкм сжатие при комнатной температуре характеризовалось длинной стадией устойчивого пластического течения без заметного деформационного упрочнения. Во время этого процесса плотность дислокаций увеличилась. Размер зерен достиг значения 0,3 мкм после деформации на 80 %. Увеличение размера зерен меньшее, чем можно было ожидать с точки зрения чисто геометрических изменений формы образцов, означает тот факт, что во время деформации имеет место некоторая фрагментация структуры.

Обнаруженные закономерности эволюции структурных параметров наноструктурной Си при пластической деформации холодной прокаткой могут быть объяснены в рамках представлений об особенностях структуры

наноматериалов, полученных ИПД. Холодная прокатка является более мягким процессом, чем процесс РКУ-прессования. Следовательно, можно предположить, что она сопровождается процессом возврата в деформируемом образце.

Структурные исследования наноструктурной Сu, деформированной сжатием [56], указывают на обусловленный де-формацией рост размера зерен даже при комнатной температуре. Перераспределение дефектов при холодной деформации может привести к увеличению измеренного рентгеновскими методами размера зерен, поскольку данный размер, как было показано выше, может зависеть от характера распределения дефектной структуры в зернах исследуемого материала.

Основываясь на полученных данных об увеличении размера зерен, уменьшении микроискажений кристаллической решетки, а также увеличении атомных смещений, можно предположить, ЧТО процесс возврата В наноструктурных материалах, полученных ИПД, сопровождается переходом границ зерен в более равновесное состояние и исчезновением полей упругих дальнодействующих напряжений. В пользу ЭТОГО свидетельствует И небольшая скорость деформации при холодной прокатке, являющаяся важным фактором, определяющим процесс формирования структуры [1].

Холодная прокатка может привести к более однородному распределению дефектов структуры в зернах наноструктурных материалов, полученных ИПД. В то же время уровень микроискажений кристаллической решетки может быть достаточно высоким, чтобы обеспечить повышенное значение микротвердости, что и наблюдалось экспериментально [54].

1.3. Способы получения СМК-материалов

Как уже говорилось, к настоящему времени разработано несколько методов получения СМК-материалов, которые основаны на двух основных принципах – «снизу-вверх», когда предварительно дезинтегрированный на нанопорошки материал компактируется в объемный; и «сверху-вниз», когда измельчение зерен осуществляется без нарушения сплошности путем создания большеугловых границ зерен.

1.3.1.1. Методы снизу-вверх

1.3.1.1.1. Компактирование порошков и газовая конденсация

Компактирование ультрадисперсных порошков, развивается по нескольким вариантам [57]. В первом случае используется метод испарения и конденсации атомов для образования нанокластеров – частиц, осаждаемых на холодную поверхность вращающегося цилиндра в атмосфере разреженного инертного газа, обычно гелия (рис. 1.23).

При испарении и конденсации металлы с более высокой температурой плавления образуют обычно частицы меньшего размера. Осажденный конденсат специальным скребком снимается с поверхности цилиндра и собирается в коллектор. После откачки инертного газа в вакууме проводится предварительное (под давлением примерно 1 ГПа) и окончательное (под давлением примерно 1 ГПа) и окончательное (под давлением до 10 ГПа) прессование нанопорошка. В результате получают образцы диаметром 5...15 мм и толщиной 0,2...0,3 мм с плотностью 70...95 % от теоретической плотности соответствующего материала (до 95 % для нанометаллов и до 85 % для нанокерамики [58]).



Рис. 1.23. Схема получения объемных наноматериалов методом испарения, конденсации и компактирования [58]: 1 - вращающийся цилиндр, охлаждаемый жидким азотом; 2 - скребок; 3 - инертный газ (обычно He); 4 - испаритель; 5 - клапан; 6 - фиксирующая пресс-форма; 7 - салазки; 8 - поршень; 9 -гильза; 10- узел окончательного компактирования при высоком давлении. 11 - узлы предварительного компактирования

Исключение контакта окружающей средой с при получении нанопорошка и его прессовании позволяет избежать загрязнения компактных образцов, нанокристаллических при что весьма важно изучении наносостояния металлов и сплавов. Описанную в [58-62] аппаратуру можно применять для получения компактных нанокристаллических оксидов и нитридов; в этом случае металл испаряется в кислород- или азотсодержащую атмосферу.

Пористость нанокерамики, полученной компактированием порошков, связана с тройными стыками кристаллитов. Уменьшение дисперсности порошков сопровождается заметным снижением их уплотняемости при прессовании с использованием одинаковой величины давления [59]. Понижение и более равномерное распределение пористости достигается

прессованием при такой повышенной температуре, которая еще не приводит к интенсивной рекристаллизации [60-63].

В целом для получения компактных нанокристаллических материалов, в особенности керамических, перспективно прессование с последующим высокотемпературным спеканием нанопорошков.

Для компактирования нанокристаллических порошков достаточно эффективен магнитно-импульсный метод, предложенный авторами [64, 65]. Метод магнитного импульсного прессования позволяет генерировать импульсные волны сжатия с амплитудой до 5 ГПа и длительностью в несколько микросекунд. Этот метод основан на концентрировании силового действия магнитного поля мощных импульсных токов; он позволяет относительно просто управлять параметрами волны сжатия, экологически чист и значительно безопаснее динамических методов, использующих взрывчатые вещества.

Полученные с помощью электровзрыва порошки нитрида алюминия AlN прессуются магнитно-импульсным методом под давлением 2 ГПа до плотности 95 % от теоретической, а $Al_2O_3 - до 86$ %. Магнитно-импульсный метод прессования использован для изготовления изделий различной формы, причем в большинстве случаев они не требуют какой-либо дополнительной механической обработки. В частности, при работе со сверхпроводящими оксидными керамиками [65] получены изделия с плотностью более 95 % от теоретической. Применение импульсных давлений приводит к более высокой плотности прессовок по сравнению со статическим прессованием. Это указывает на эффективное преодоление межчастичных сил при быстром движении порошковой среды.

1.3.1.1.2. Осаждение на подложку

Осаждением на холодную или подогретую поверхность подложки получают пленки и покрытия, т.е. непрерывные слои нанокристаллического

материала. В этом способе, в отличие от газофазного синтеза, образование наночастиц происходит непосредственно на поверхности подложки, а не в объеме инертного газа вблизи охлажденной стенки. Благодаря формированию компактного слоя нанокристаллического материала отпадает необходимость прессования [4].

Осаждение на подложку может происходить из паров, плазмы или коллоидного раствора [66, 67, 68-77].

Традиционными методами нанесения пленок являются химическое и физическое осаждение из газовой фазы (CVD и PVD). Эти методы давно используются для получения пленок и покрытий различного назначения. Обычно кристаллиты в таких пленках имеют достаточно большие размеры, но в многослойных или многофазных CVD-пленках удается получить и наноструктуры [78,79].

1.3.1.1.3. Кристаллизация аморфных сплавов

По этому методу нанокристаллическая структура создается в аморфном сплаве путем его кристаллизации. Спиннингование, т.е. получение тонких лент аморфных металлических сплавов с помощью быстрого (со скоростью > 10^6 K/c) охлаждения расплава на поверхности вращающегося диска или барабана, отработано достаточно хорошо. Далее аморфная лента отжигается при контролируемой температуре для кристаллизации. В целях создания нанокристаллической структуры отжиг проводится так, чтобы возникало большое число центров кристаллизации, а скорость роста кристаллов была низка. Первой стадией кристаллизации может быть выделение мелких кристаллов промежуточных метастабильных фаз. Так, авторы [80] при изучении аморфного сплава на основе Ni нашли, что сначала образуются маленькие кристаллы метастабильного сильно пересыщенного твердого раствора фосфора в никеле Ni(P) и только после этого появляются кристаллы

фосфидов никеля. Предполагается, что барьером для роста кристаллов может быть аморфная фаза.

Нанокристаллическую ленту удается получать и непосредственно в процессе спиннингования. В [81] методом спиннингования получена лента сплава Ni₆₅Al₃₅. Лента состояла из кристаллов интерметаллида NiAl со средним размером зерна около 2 мкм; кристаллы в свою очередь обладали очень равномерной микродвойниковой субструктурой с характерными размерами в несколько десятков нанометров. Эта субструктура препятствовала распространению микротрещин и тем самым повышала пластичность и вязкость хрупкого интерметаллида NiAl.

Кристаллизация аморфных сплавов особенно активно изучается в связи с возможностью создания нанокристаллических ферромагнитных сплавов систем Fe–Cu–M–Si–B (M–Nb, Ta, W, Mo, Zr), имеющих очень низкую коэрцитивную силу и высокую магнитную проницаемость, т. е. мягких магнитных материалов [82, 83].

1.3.1.1.4. Сверхбыстрая закалка расплава

Большой научный интерес и практическое применение имеют методы производства материалов, быстрозакаленных из расплава [84]: порошков, ленты, проволоки, плазменных или лазерных покрытий. Разработаны и используются разнообразные методы, реализующие сверхвысокие скорости охлаждения (до 10⁷ – 10⁸K/c) в вакууме, различных инертных или активных средах, на воздухе. В производстве порошков применяют распыление струи расплава газом, ультразвуком, водой, быстровращающейся чашей или барабаном. Расплавы, подвергнутые быстрой закалке на вращающемся диске или барабане, затвердевают с большей скоростью, чем распыленные, и такие материалы характеризуются большей структурной однородностью, а в случае изготовления ленты или проволоки – большой протяженностью (в сотни метров) и хорошим качеством поверхности. Линейная скорость

спиннингования может составлять 15-30 м/с, толщина ленты до 100-200 мкм, ширина до 300 мм.

1.3.1.2. Методы сверху-вниз

К данным методам относятся способы интенсивной пластической деформации: равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка, кручение под высоким давлением и др.

1.3.1.2.1. Всесторонняя изотермическая ковка

Проблема динамической полного использования потенциала рекристаллизации для измельчения зерен до наноструктурного состояния была решена с помощью метода ВИК [85, 86-90]. Для этого необходимо было совместить в одном процессе выполнение трех основных требований: изотермической существенного снижения температуры деформации, сохранения при ЭТОМ технологической пластичности материала И обеспечения однородности развития процесса динамической рекристаллизации.

Для разработки технологического маршрута получения наноструктурного состояния в том или ином материале путем деформации предварительные исследования c сначала проводят использованием модельных образцов. Для этого используют цилиндрические образцы, которые деформируют сжатием в различных температурно-скоростных условиях. Из этих исследований строят зависимость размера рекристаллизованных зерен d от температуры T и скорости деформации є и температурно-скоростные условия, обеспечивающие определяют формирование однородной мелкозернистой микроструктуры в материале. Принципиальным моментом здесь является получение именно однородной микроструктуры, по крайней мере, в центральной части образца. Как

правило, высокая однородность микроструктуры достигается при деформации в температурно-скоростных условиях сверхпластичности, в которых размер формирующихся зерен не превышает d=10-15 мкм [91], то есть речь идет об относительно высоких температурах и низких скоростях деформации. Зависимость $d(T, \varepsilon)$ дает также информацию о температурноскоростных условиях, при которых формируются наноразмерные зерна. Это – относительно низкие температуры или высокие скорости деформации. Однако при деформации в таких условиях в центральной части образца формируется частично рекристаллизованная, неоднородная микроструктура.

На рис. 1.24. представлена принципиальная схема всесторонней изотермической ковки, которая была разработана и используется для получения объемных наноструктурных (НС) полуфабрикатов из различных материалов. Ковка заготовки осуществляется в температурно-скоростных выбранных в ходе предварительных исследований. Схема режимах, всесторонней изотермической ковки способствует равномерному распределению деформации в объеме заготовки. Однако, в конечном счете, равномерность развития рекристаллизационных процессов и соответственно однородность микроструктуры обеспечиваются как правильно выбранными температурно-скоростными условиями ковки, так и ее схемой. Всесторонняя ковка ведется до достижения 100% рекристаллизованного объема. Размер зерен определяется соотношением Зинера-Холломона [92]. Необходимо отметить несколько моментов.



Рис. 1.24. Принципиальная схема всесторонней изотермической ковки

Как видно на рис. 24 всесторонняя изотермическая ковка ведется таким образом, чтобы избежать значительного контактного трения, то есть с использованием относительно небольших степеней деформации на каждом переходе. После ковки заготовка принимает форму, близкую к исходной.

Благодаря измельчению микроструктуры технологическая пластичность металлов и сплавов возрастает. Если проводить последующую деформацию, не меняя температурно-скоростных условий, то материал может перейти в состояние сверхпластического течения, что часто и [91]. Снижение наблюдается в металлах И сплавах температуры последующей деформации (обычно с сохранением прежней скорости обеспечивает дальнейшее измельчение микроструктуры. деформации) Повторная ВИК при пониженной температуре вновь позволяет получить полностью рекристаллизованную однородную микроструктуру, но уже с размером существенно более рекристаллизованных мелким зерен. Дополнительное измельчение микроструктуры снова приводит к повышению технологической пластичности материала (сверхпластическому течению), что опять позволяет снизить температуру всесторонней ковки. Таким образом, ВИК с поэтапным снижением температуры дает возможность измельчить размер зерен в материале вплоть до наноразмера, избегая при этом его разрушения. Конечная температура деформации выбирается исходя из зависимости $d(T, \varepsilon)$.

Необходимо отметить несколько важных моментов. Количество этапов, разницы температур Δ**T**; между этапами, Δ**T** между первым и последним этапами, количество переходов на этапах зависят от типа материала и исходной микроструктуры. Ключевым моментом является необходимость достижения однородной рекристаллизованной микроструктуры на каждом этапе. Нерекристаллизованные объемы материала, оставшиеся после

обработки при повышенных температурах, наследуются при последующей обработке более при низких температурах, поскольку деформация локализуется преимущественно в мелкозернистой фракции, что приводит, в конечном счете, к бимодальной микроструктуре. Скорость деформации на первом и последующих этапах подбирается таким образом, чтобы уменьшить деформационного обеспечить влияние разогрева И соответственно равномерное развитие рекристаллизационных процессов. При ВИК на гидравлическом прессе она обычно составляет $\varepsilon = 10^{-3} - 10^{-2} \text{ c}^{-1}$. На каждом мере измельчения микроструктуры материал переходит в этапе по сверхпластическое состояние, способствующее формированию однородной наноструктуры.

ВИК является универсальным методом, применимым не только к относительно технологичным (пластичным) металлам и сплавам, но и к труднодеформируемым материалам. При одинаковых затратах энергии метод ВИК позволяет внести в материал существенно больше энергии на единицу массы, чем метод РКУП, поскольку в первом случае затраты энергии на преодоление трения и противодавления существенно меньше, чем во втором. В итоге, метод ВИК позволяет получать более объемные наноструктурные РКУП, а также полуфабрикаты, чем наноструктурные заготовки С использованием существующего прессового оборудования и несложной технологической оснастки, что делает ВИК технологически наиболее привлекательным ДМН. С помощью метода ВИК получены объемные наноструктурные заготовки нескольких десятков промышленных сплавов на основе титана, никеля, алюминия, магния, а также в сталях [93].

1.3.1.2.2. Кручение под высоким давлением

Именно с использованием метода кручения под квазигидростатическим давлением В.И. Левитом с сотрудниками [94] в середине 1980-х годов была

впервые продемонстрирована принципиальная возможность наноструктурирования металлов и сплавов путем пластической деформации. Авторы указанной статьи, используя метод кручения под высоким давлением, наност-руктурировали при комнатной температуре никелевые образцы толщиной в доли миллиметра. Благодаря «стесненным» условиям деформации (высокому гидростатическому давлению) в материал удалось внести значительную энергию деформации и не допустить при этом его разрушения.

Деформационное наноструктурирование материалов методом КВД является наиболее простым методом, который позволяет получать наноструктуру с уменьшением размера зерен до **d** = 10-20 нм [95, 96, 97], а в некоторых сплавах (например, в TiNi) - даже полностью аморфную структуру [98]. Этот замечательный экспресс-метод используется чаще всего при получении нано-структурных образцов для исследования физических свойств.

Конструкция установки деформации кручением (рис. 1.25) под высоким давлением основана на принципе наковален Бриджмена, где образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением (Р) в несколько гигапаскалей, затем прилагается деформация с очень большими степенями (10 и более). Нижний боек вращается, и силы поверхностного трения заставляют образец деформироваться сдвигом. Геометрическая форма образцов такова, что основной объем материала деформируется в условиях гидростатического сжатия, в результате чего образцы не разрушаются. Полученные таким образом образцы имеют форму дисков диаметром 10...20 мм и толщиной 0,2...0,5 мм. Хотя их структура измельчается уже после деформации на пол-оборота, но для формирования однородной ультрамелкозернистой структуры необходима деформация в несколько оборотов.



Рис. 1.25. Схема метода кручения под высоким давлением: 1-пуансон; 2-образец; 3-суппорт

Поворачивая подвижный боек на определенный угол, можно достичь различных степеней деформации. Степень деформации γ для точек образца, расположенных на окружности радиуса **r**, можно определить по формуле для чистого сдвига:

$$\gamma \approx \frac{2\pi r N}{L}, \qquad \qquad 1.1)$$

(

где N – количество оборотов подвижного бойка, L – толщина образца [99]. Из этой формулы следует, что степень деформации линейно возрастает от нуля в центре образца до максимального значения на краю. Между тем, как показывают результаты многочисленных исследований, при достаточно большом числе оборотов бойка формируется относительно однородная по всему объему образца структура, что, по-видимому, обусловлено высоким гидростатическим давлением, которое возникает при реализации рассматриваемой схемы деформации и обеспечивает высокую однородность распределения напряжений и деформаций [98]. Таким образом, существует некоторая условность в определении величины γ .

Многочисленные исследования эволюции структуры в различных металлах и сплавах, подвергнутой КВД на различные степени деформации, показали, что в этом процессе происходит формирование наноструктурного [96. 971. При ЭТОМ наблюдаются три состояния последовательно сменяющиеся стадии, которые существуют в определенных интервалах деформации и каждой из которых соответствует свой тип структуры. Сначала формируется ячеистая структура, в которой дислокации в ходе деформации заполняют весь объем ячеек, образуя клубки и сплетения. На второй стадии возникает смешанная ячеистая зеренная структура. На третьей стадии образуется однородная зеренная наноструктура, в которой внутри наблюдаются, зерен дислокации не a границы зерен являются неравновесными, то есть содержат повышенную плотность зернограничных стадийности дислокаций. Наличие не зависит ОТ гомологической температуры деформации (в чистых металлах), величины энергии дефекта упаковки (в твердых растворах) и от фазового состава (в многофазных сплавах), но отмеченные факторы оказывают влияние на границы интервалов степени деформации, в которых эти стадии наблюдаются, и характеристики В установившейся стадии. Так, некоторые исследования структуры показывают, что предельный размер зерен, получаемый КВД, уменьшается с уменьшением гомологической температуры КВД [100,101].

Эволюция структуры при кручении под высоким давлением при комнатной температуре аналогична той, что наблюдается в материалах в ходе деформации при повышенных температурах, например при сжатии, когда протекает процесс динамической рекристаллизации. Некоторые различия связаны с разным уровнем внутренних напряжений, достигаемых в рассматриваемых процессах. Благодаря исключительно высокому уровню этих напряжений, самоорганизация структуры при кручении под давлением носит универсальный характер и практически не зависит от типа связи, исходной микроструктуры и фазового состава материала, размера и характера распределения частиц фаз, степени легированности твердого

раствора, характеристик носителей деформации и других факторов. Как известно, процесс динамической рекристаллизации при повышенных температурах протекает при относительно низком уровне внутренних напряжений и существенно зависит от указанных и многих других факторов. Однако после формирования наноструктуры материалы на установившейся стадии кручения под высоким давлением ведут себя аналогично мелкозернистым материалам в условиях сверхпластического течения. То есть, как и в условиях сверхпластического течения, поведение ГЗ при кручении под высоким давлением становится универсальным, не зависящим от типа материала. Но это имеет место после накопления некоторой предельной плотности дефектов благодаря ИПД. Именно поэтому ДМН, основанный на схеме КГД, уместно отнести к классу методов ИПД.

1.3.1.2.3. Равноканальное угловое прессование

В последние годы использование методов интенсивной пластической деформации для получения объемных наноструктурных металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой в субмикрокристаллическом (размер зерен **d**~100-1000 нанокристаллическом (d<100 HM) или HM) диапазонах становится одним из наиболее актуальных направлений современного материаловедения. Такие ультрамелкозернистые материалы с новыми свойствами рассматриваются как перспективные конструкционные И функциональные материалы следующего поколения металлов и сплавов.

Как известно, любая пластическая деформация может оказывать существенное влияние на микроструктуру и свойства материалов. Например, при интенсивной прокатке или протяжке происходят измельчение микроструктуры и формирование ячеек, субзерен и фрагментов, что может привести к определенному повышению их прочностных характеристик. Однако материалы, подвергнутые деформации этими традиционными методами, обычно обладают пониженной пластичностью, которая является

одной из фундаментальных характеристик, необходимых для разработки новых конструкционных материалов. Как правило, и наноматериалы, получаемые компактированием порошков, обладают также очень низкой пластичностью и, более того, часто бывают хрупкими. Это является причиной интереса интенсивной растущего К развитию методов пластической деформации, позволяющих формировать ультрамелкозернистые (УМЗ) структуры и, как результат, приводить к новым физическим и механическим свойствам.

Равноканальное угловое прессование (РКУП) наряду с кручением под высоким давлением относится к методам ИПД, впервые использованным для получения УМЗ металлов и сплавов. Несмотря на активное развитие в последующие годы нескольких новых методов интенсивной деформации (всесторонней ковки, прокатки с наложением и соединением листов, деформирования специального циклического И ряда других, РКУпрессование остается наиболее широко исследуемым методом ИПД. Более того, становится ясным, что модернизация РКУ-прессования, в частности, при создании непрерывного процесса, может обеспечить его широкое практическое использование.

Исторически метод РКУП для получения больших деформаций был разработан В.М. Сегалом и сотрудниками еще в 1970-х годах. Эти работы явились развитием известного в обработке металлов давлением способа бокового выдавливания. Однако впервые возможность получения УМЗ металлов и сплавов с помощью РКУ-прессования была продемонстрирована лишь в начале 90-х годов. Дело в том, что получение УМЗ структур РКУпрессованием, как и другими методами ИПД, является нетривиальной задачей, лежащей на стыке физического материаловедения и обработки металлов, и ее разработка требует специальных экспериментальных и теоретических исследований механики пластического течения, тщательной аттестации формирующихся УМЗ структур и определения режимов и параметров обработки материалов.

Основное внимание уделено следующим двум вопросам [102]:

• моделированию и экспериментальным исследованиям, направленным на развитие РКУ-прессования с целью получения однородных ультрамелкозернистых структур в объемных большеразмерных заготовках из различных металлических материалов, включая такие труднодеформируемые металлы, как W, Ti и его сплавы;

• определению режимов и параметров обработки и микроструктурных характеристик, которые приводят к улучшению свойств.

Как уже было упомянуто, наряду с кручением под высоким давлением, РКУП относится к числу методов, которые были использованы в пионерских работах по получению УМЗ структур в металлах и сплавах с помощью интенсивной пластической деформации. В последние годы этот метод получил дальнейшее развитие.

Как известно, наиболее дисперсные УМЗ структуры с размером зерен около 100 нм и менее могут быть получены интенсивной пластической деформацией кручением. Однако получаемые образцы имеют небольшие геометрические размеры и обычно имеют форму дисков диаметром от 10 до 20 мм и толщину 0,2-0,5 мм.

Уже в ранних экспериментах по РКУ-прессованию использовались значительно более крупные исходные заготовки с круглым или квадратным поперечным сечением, вырезанные из прутков, длиной от 70 до 100 мм. Диаметр поперечного сечения или его диагональ достигали 20 мм.

При реализации РКУ-прессования заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися обычно под углом 90°. При необходимости, в случае труднодеформируемых материалов, деформация осуществляется при повышенных температурах или при увеличенных углах пересечения каналов. При этом особые требования предъявляются к термостойкости и прочности оснастки. Каждый проход при наиболее часто

используемом угле пересечения каналов 90° соответствует накопленной степени деформации, примерно равной 1.

Сущность процесса состоит в продавливании заготовки через два пересекающихся под углом $2\Phi = 90-150^{\circ}$ канала равного поперечного сечения (рис. 1.26).



Рис. 1.26. Схема пластической деформации методом равноканального углового прессования: Φ – половина угла пересечения каналом, р – давление прессования, p₀ – противодавление со стороны выходного канала [103]

На плоскости пересечения каналов сосредоточена однородная локализованная деформация простого сдвига с интенсивностью

$$\Delta \Gamma = 2 \operatorname{ctg} \Phi \,. \tag{}$$

1.2)

Многократная циклическая обработка материала по этой схеме обеспечивает сверхвысокие интенсивности деформации

$$\Gamma = \mathbf{N}\Delta\Gamma = 2\mathbf{N}\mathbf{c}\mathbf{t}\mathbf{g}\Phi.$$

1.3)

(N – число циклов) при однородном напряженно-деформированном состоняии материала и сохранении неизменными поперечных размеров заготовки. Истинная логарифмическая степень деформации определяется по формуле

$$e = \operatorname{Arsh}(\Gamma/2) = \ln\{(\Gamma/2) + [(\Gamma/2)^2 + 1]^{1/2}\}.$$

1.4)

Наиболее целесообразно использование углов 2Ф, близких 90°, когда достигается самый высокий уровень интенсивности деформаций при незначительном росте контактных давлений. Чтобы уменьшить контактное трение, используется смазка. Эта схема деформации, предложенная В.М. Сегалом [104], развитая в работах [105, 106] и подробно описанная авторами [103], стала называться равноканально-угловым прессованием (РКУП).

Методом быть сильное измельчение микроструктуры может достигнуто относительно легко уже после одного или нескольких проходов, как в чистых металлах, так и в сплавах. Однако обеспечение формирования однородных УМЗ структур с большеугловыми границами зерен методом РКУ-прессования требует заметно большего числа проходов (как правило, 8 и более). Свидетельством формирования ультрамелкозернистых структур могут служить снимки электронной микродифракции с отдельных участков, на которых многочисленные дифракционные пятна, расположенные вдоль колец, указывают на появление высоких разориентировок в структуре. Использование таких современных способов электронной дифракции, как микроскопия ориентационных изображений или дифракция электронов обратного рассеяния является наиболее надежным свидетельством появления преимущественно большеугловых границ зерен после многопроходного РКУП.

Известно, что важнейшим параметром процесса при этом также является выбранный маршрут РКУ-прессования. Подробные исследования влияния маршрутов РКУ-прессования на характер формирующейся микроструктуры проводились для сплавов Al-Mg и чистого Ti. Было показано, что однородная микроструктура формируется в сплавах только после 4-6 проходов в результате использования так называемого маршрута B. с. При этом заготовка между последовательными проходами поворачивалась в одном и том же направлении вокруг своей оси на угол 90°. Анализ
параметров сдвига для разных маршрутов обработки указывает на то, что использование маршрута B_C приводит к восстановлению формы изначально кубического элемента образца до прессования после 4n или 2n (n - целое число) проходов через оснастку. Это ведет к формированию однородной равноосной структуры. Аналогичные исследования влияния маршрутов РКУ-прессования на микроструктуру чистого Ti также свидетельствуют о предпочтительности использования маршрута B_C с точки зрения формирования равноосной зеренной структуры и лучшего качества формы и поверхности заготовок.

Для развития методов проведение важным является также экспериментального и компьютерного моделирования механики РКУпрессования, В частности, напряженно-деформированного состояния материала, анализ контактных напряжений между образцом и стенками оснастки. Результаты исследований влияния коэффициента трения между деформируемой заготовкой и стенками оснастки, а также расчет контактных напряжений в стенках оснастки показали, что пластическая деформация образца время РКУ-прессования быть сдвигом BO может весьма неравномерной. В то же время была обнаружена существенная зависимость равномерности пластической деформации от условий трения между заготовкой и оснасткой. Были разработаны подходы для достижения большей равномерности РКУ-прессования за счет оптимизации условий трения на основе результатов, полученных в эксперименте и компьютерном моделировании методом конечных элементов. На этой основе были изготовлены новые оснастки И получены массивные заготовки с однородными ультрамелкими зернами из Ті и его сплавов. При этом был достигнут максимальный размер заготовок диаметром 60 мм и длиной 200 MM.

Еще одним из путей, весьма важным для повышения однородности формирующейся УМЗ структуры, а также снижения повреждаемости заготовок, является применение противодавления при РКУ-прессовании. Это

позволило также осуществить РКУ-прессование таких малопластичных и труднодеформируемых материалов, как вольфрам, закаленные алюминиевые сплавы, некоторые стали. Несмотря на очевидный прогресс в последние годы в развитии метода РКУ-прессования с целью формирования однородных УМЗ структур в массивных заготовках из различных металлов и сплавов, актуальными остаются задачи дальнейшего уменьшения получаемого размера зерен до наноразмеров и увеличения размеров образцов, особенно для низкопластичных материалов. Актуальной задачей для проводимых исследований, направленных на повышение технологической эффективности, также является разработка непрерывного процесса РКУпрессования и его комбинаций с другими методами обработки.

Как свидетельствуют недавние исследования, типично наноструктурные материалы с размером зерен 100 нм или меньше имеют низкую высокую твердость, но проявляют пластичность BO время механических испытаний. В этой связи, большой интерес представляют недавние открытия, демонстрирующие как чрезвычайно высокую прочность, так и пластичность некоторых УМЗ материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации. Такие ИПД-материалы, полученные измельчением микроструктуры в массивных заготовках, являются полностью плотными, и их большие геометрические размеры позволяют проводить тщательные механические испытания.

В одном из исследований [102] чистая Си (99,996%) была подвергнута РКУ-прессованию при комнатной температуре по маршруту В-С с вращением на 90° по часовой стрелке вдоль оси заготовки между последовательными проходами (всего 16 проходов).

Прочность и пластичность измеряли с использованием одноосных испытаний на растяжение образцов размером 5x2x1 мм. Исходная крупнокристаллическая Сu с размером зерен около 30 мкм имела низкий предел текучести, но обладала значительным деформационным упрочнением и большим удлинением до разрушения (пластичностью). Такое поведение

характерно для крупнокристаллических металлов. Удлинение до разрушения является количественной характеристикой пластичности и определяется предельной деформацией, при которой образец разрушается. Холодная прокатка меди на 60%, значительно, увеличивает прочность, но и существенно снижает пластичность, что типично для механического поведения металлов, подвергнутых пластической деформации.

Эта тенденция характерна и для Си после РКУ-прессования с двумя проходами. Тем не менее, дальнейшее прессование меди с числом проходов до 16 одновременно увеличило как прочность, так и пластичность. Кроме того, увеличение пластичности является более значительным, чем увеличение прочности. Ранее такие зависимости не наблюдались, и полученные результаты меняют известные представления о механических свойствах металлов, подвергнутых пластической деформации.

Измеряли также чувствительность напряжения к скорости деформации. Было установлено, что образцы с высокой пластичностью имеют большую чувствительность к скорости деформации. Например, значение **m** было равно 0,14 при РКУП Cu (16 проходов) в отличие от **m**=0,06 при РКУП Cu (2 прохода). Повышенная скоростная чувствительность напряжения препятствует локализации деформации и последующему разрушению[102].

Интересно, что подобные закономерности были обнаружены в Ті и некоторых других металлах, которые были подвергнуты ИПД кручением и испытаны на растяжение. В Ті увеличение прочности и пластичности наблюдалось после интенсивной деформации кручением и кратковременных отжигов при температуре, ниже 300 °C. Как показали исследования с использованием высокоразрешающей электронной микроскопии, эта обработка привела к изменению структуры границ зерен, связанному с перераспределением дислокации. Хотя общая интенсивной деформации снижается при низкотемпературном отжиге после интенсивной деформации, локальная плотность дислокации у границ зерен может расти и, таким образом, увеличивать их неравновесность.

Необычное механическое поведение, обнаруженное в некоторых металлах, подвергнутых ИПД, свидетельствует о принципиальных изменениях механизма деформации после того, как в них произошло формирование УМЗ структуры в результате обработки.

Как известно, перемещение дислокации и двойникование являются основными механизмами деформации для крупнокристаллических металлов. В ультрамелкозернистых металлах происходит затруднение зарождения и перемещения дислокации, что приводит к увеличению прочности. В то же способствовать время, наличие ультрамелких зерен может другим деформационным например, механизмам, таким, как зернограничное зерен, проскальзывание И вращение И, следовательно, повышать пластичность. Экспериментально наблюдали значительное зернограничное проскальзывание в ультрамелкозернистой меди, деформированной при комнатной температуре. Повышенная чувствительность к скорости деформации, которая наблюдалась при этом, также указывает на активное зернограничное проскальзывание [102].

Авторы задают вопрос: почему в ИПД-материалах зернограничное проскальзывание может происходить при сравнительно низких температурах? Зернограничное проскальзывание является диффузионным процессом и обычно развивается при повышенных температурах. Здесь может быть предложено следующее объяснение, связанное со свойствами структуры границ зерен в наноструктурных ИПД-материалах.

В середине 1990-х годов было высказано предположение, что в зависимости от условий интенсивной деформации получаемые УМЗ материалы могут иметь очень неравновесные границы зерен. Неравновесные границы зерен – это границы с большеугловыми разориентировками, имеющие высокую плотность внесенных дислокаций и, как результат, избыточную энергию и дальнодействующие напряжения. Последующие наблюдения с использованием высокоразрешающего ПЭМ дали прямые доказательства формирования таких неравновесных границ зерен в ИПД

металлах. Недавние исследования также свидетельствуют о значительном росте коэффициента диффузии (на два или три порядка) в металлах, полученных методами ИПД, что может быть связано с неравновесностью границ зерен. В этой связи можно полагать, что наличие неравновесных УМЗ металлах способствует развитию границ В зернограничного проскальзывания, и возможность его наблюдения появляется даже при комнатной температуре. Интересно, ЧТО ускорение зернограничного проскальзывания вдоль неравновесных границ зерен было отмечено ранее в модельных экспериментах на бикристаллах.

Отсутствие существенного деформационного упрочнения является еще интересным свойством, выявленным во ОДНИМ время механических испытаний металлов, полученных методами ИПД. Из механики деформации известно, что проявление стабильного растяжением течения И, следовательно, высокой пластичности тесно связано с деформационным упрочнением. Однако полученные экспериментальные данные позволяют полагать, что высокая пластичность УМЗ металлов не связана со значительным деформационным упрочнением [58]. Недавно подобное поведение было обнаружено при растяжении наноструктурной Си, где авторы заключили, что критерии стабильности требуют пересмотра при анализе характера деформации УМЗ материалов. В то же время, данные настоящей работы свидетельствуют, что деформация исследуемых ИПД материалов характеризуется повышенной чувствительностью напряжения течения к скорости деформации. Известно, ЧТО именно высокая чувствительность напряжения течения к скорости деформации обуславливает сверхпластичность материалов. Очевидно, что при растяжении УМЗ материалов повышенное *т* значение также способствует увеличению удлинения до разрушения. Увеличение параметра *m*, в свою очередь, может быть результатом развития зернограничного проскальзывания. Этот факт также хорошо известен из экспериментов по сверхпластичности.

Таким образом, при использовании РКУ-прессования существует возможность принципиального изменения свойств металлов и сплавов при формировании в них ультрамелкозернистых структур, что позволяет реализовать сочетание высокой прочности и пластичности. Исследования такой необычной прочности и пластичности наноструктурных материалов имеют весьма важное как фундаментальное, так и практическое значение. С фундаментальной точки зрения, эти исследования интересны для выяснения новых механизмов деформации. С практической стороны, создание наноматериалов с высокой прочностью и пластичностью может резко повысить их усталостную прочность, ударную вязкость, снизить температуру хрупко-вязкого перехода [96, 107]. Как известно, именно усталость, более других факторов, часто снижает срок службы и, следовательно, область применения многих перспективных материалов.

1.4. Способы получения изделий из наноматериалов

Основными недостатками данных способов являются относительно малый размер и простая форма получаемых заготовок (рис. 1.6) (за исключением прессования нанодисперсных порошков), тогда как изделия машиностроения, как правило, имеют сложную форму (рис. 1.2). Вследствие этого, простая форма получаемых заготовок затрудняет промышленное способов ИПД вызывает необходимость внедрение И дальнейшей механической обработки полученных образцов. Вместе с тем, существенным препятствием для широкого применения наноматериалов является их структурная нестабильность. Температура рекристаллизации В наноструктурированных металлах на 20 – 30% ниже, чем в обычных [108].

Получение изделий сложной формы с сохранением наноразмерного состояния частиц возможно с помощью компактирования нанодисперсных порошков, полученных разными способами (см. раздел 1.3.1.1.). Однако, при получении изделий данными способами существует ряд недостатков:

- При компактировании порошков происходит спекание, которое может приводить к росту зерен.
- Образцы, полученные компактированием имеют плотность 70...95 % от теоретической плотности соответствующего материала.
- 3) Возможность изменения исходного химического состава [58-62].

Также существует технология и оборудование для высокопрецизионной обработки электрохимическими способами (рис. 1.27) с точностью до нескольких нанометров, разработанные в Республике Башкортостан на ОАО «ЕСМ» [109].



Рис. 1.27. Оборудование для высокопрецизионной электрохимической обработки наноструктурированных материалов

Преимущество данного способа в том, что при обработке отсутствует тепловое и механическое воздействие на поверхность детали. Однако не все виды деталей, возможно получить с помощью такой обработки.

Что касается механической обработки, в частности резанием, то она приводит к росту зерен и частичной потере полученных при наноструктурировании свойств (при обработке на режимах, применяемых для крупнозернистых материалов). Это вызвано влиянием температурного и силового факторов, действующих при механической обработке, а также тем фактом, что НС и СМК материалы имеют пониженную температуру начала рекристаллизации.

Основываясь на приведенных выше данных можно сделать следующий вывод: способы ИПД позволяют получать заготовки с НК и СМК структурой. Данные образцы обладают повышенными эксплуатационными свойствами, что имеет большое значение для машиностроения. Однако чтобы получить конечный продукт машиностроения, как правило, обработки приходится использовать механическую заготовок С наноструктурой, что при традиционных подходах неизбежно ведет к недопустимому нагреву заготовки и полной, либо частичной потере свойств, полученных на стадии наноструктурирования. Также на свойства влияет и силовой фактор, но его влиянию посвящено меньше работ (также как и обработке НК и СМК материалов резанием в целом), чем термообработке. В связи с этим перспективными являются исследования по разработке методик проектирования технологических процессов механической обработки объемных наноструктурированных материалов С целью повышения эффективности их обработки и сохранению свойств, полученных на стадии наноструктурирования.

2. Разработка аналитической модели «Формирование и трансформация структурного состояния СМК стали на стадиях обработки»

Контекстной функцией модели является «Формирование И трансформация структурного состояния СМК стали на стадиях обработки» и представленна на рис.2.1. Входом контекстной функции является «Исходное структурное состояние» СС_{исх}, выходом является «Структурное состояние после обработки» ССобр и «История нагружения». Преобразование ССисх в CCoop определяется «Свойствами материала» CM, по механизму определяемом «Режимами обработки»

Декомпозиция контекстной функции A0 показана на рис. 2.2. В соответствии с поставленным контекстом для рассматриваемой модели представленны стадия механической обработки и стадия термической обработки.

Декомпозиция подфункции A1 приведена на рис. 2.3. Исходным ресурсом, входящим в первый блок, является начальное структурное состояние. В результате воздействия режимов обработки происходит формирование очага деформации на данной стадии, при этом параметры очага деформации определяются также и свойствами материала. Очаг деформации характеризуется рядом геометрических параметров, являющихся выходными данными первого функционального блока A.1 «Параметры ОД».

Ресурсом для второго блока А.2. является структурное состояние металла после механической обработки СС_{м.о.}. Под воздействием режимов обработки (в данном случае параметров термообработки), приводящих к образованию температурных полей. Выходными данными блока «Формирование структурного состояния при термической обработке» является СС_{обр}, структурное состояние металла после обработки.

За основные показатели структурного состояния при декомпозиции подфункций А.1.3 «Формирование структурного состояния» и А.2.2. «Трансформация структурного состояния» показанных на рис. 2.5. и 2.6, приняты «Изменение размеров зерен», «Изменение плотности дислокаций», «Изменение угла разориентировки границ зерен». Данные параметры структурного состояния приняты в связи с тем, что данные показатели в большей степени определяют уникальные свойства ультрамелкозернистых материалов.





Рис. 2.2. Декомпозиция А0 Формирование и трансформация структурного состояния СМК стали на стадиях обработки











Семантика связей

Обозначение	Семантика						
СС исх	Исходное состояние поверхностного слоя						
СС обр	Структурное состояние металла после рассматриваемых стадий жизненного цикла изделий						
СМ	Механические свойства материала, определяющие формирование и трансформацию структурного состояния металла: упругие свойства, кривая течения, диаграмма пластичности						
Режимы	Любые параметры технологического процесса обработки и						
обработки	связанные с ними воздействия на заготовку						
СС м.о.	Структурное состояние металла после стадий механической обработки						
Параметры ОД Совокупность параметров очага деформации, по кот можно восстановить его форму							
Показатели СС	Показатели характеризующие структурное состояние металла						
Программа	Аналитическая модель, описывающая программу						
нагружения	нагружения						
Параметры ТП	Совокупность параметров тепловых полей (градиент температур, скорость охлаждения и др.)						

Для описания процессов происходящих на стадиях механической обработки будет использоваться аппарат механики технологического наследования. В соответствии с этим в очаге деформации формируется программа нагружения, математическое описание которой может быть представлено в виде зависимостей от параметров очага деформации и истории нагружения:

$$A_{n} = f(\Pi O \mathcal{A}, A_{i-1});$$

$$\Pi_{n} = f(\Pi O \mathcal{A}, A_{i-1});$$

$$A(\Pi) \equiv A_{n} = f(\Pi_{n})$$
(2.1)

где Λ_j и Π_j – точки программы нагружения материальной частицы при ее прохождении по линии тока в очаге деформации, $\Lambda(\Pi)$ – программа нагружения. Воздействие программы нагружения (через «Режимы обработки») к накоплению пластической деформации и исчерпанию запаса пластичности:

$$\begin{aligned}
\Lambda_i &= f(\Lambda(\Pi)), \\
\Psi_i &= f(\Lambda(\Pi)).
\end{aligned}$$
(2.2)

Это, в свою очередь, формирует новое структурное состояние металла и определяет «Историю нагружения».

В общем виде выражения (2.1) можно раскрыть в виде

$$\begin{aligned}
\Lambda_{ij}^{EHH} &= f(\Pi O \mathcal{A}); \\
\Pi_{ij}^{EHH} &= f(\Pi O \mathcal{A}); \\
\Lambda_{ij}^{HH} &= \Lambda_{i-I} + \varPhi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\
\Pi_{ij}^{HH} &= \varphi(\Lambda_{i-I}) - \varPhi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\
a_{ij}^{\Pi H} &= f\left(\Lambda_{ij}^{HH}|_{|H, \kappa}, \Pi_{ij}^{HH}|_{|H, \kappa}\right); \\
b_{ij}^{\Pi H} &= f\left(\Lambda_{ij}^{HH}|_{|\kappa}, \Pi_{ij}^{HH}|_{|\kappa}\right); \\
c_{ij}^{\Pi H} &= f\left(\Pi O \mathcal{A}, \Lambda_{i-I}\right); \\
\Lambda(\Pi) &= \Lambda_n = a_{ij}^{\Pi H} e^{b_{ij}^{\Pi H} \Pi_n} + c_{ij}^{\Pi H}
\end{aligned}$$
(2.3)

Здесь Λ_{ij} и Π_{ij} – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевой точке программы нагружения; $a_{ij}^{\Pi H}$, $b_{ij}^{\Pi H}$ и $c_{ij}^{\Pi H}$ – коэффициенты аппроксимации участков программы нагружения; Λ^{EHH} и Π^{EHH} – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния без учета истории нагружения; Λ^{HH} и Π^{HH} – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния с учетом истории нагружения; $\Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n}))$ – функционал наследственного типа; запись *н*, *к* в нижнем индексе означает: "значения в начальной и конечной точке участка программы нагружения"; запись *i* – *1* – "накопленная на предшествующих стадиях обработки"; запись *i* – *n* – "значения во всех ключевых точках на всех предшествующих стадиях".

Можно отметить, что полученное описание является достаточно универсальным, так как декомпозиция и общее описание диаграммы A1 может быть использовано для любых методов обработки, при которых возникает очаг деформации. Это дает возможность использовать общие подходы и получать сходные результаты обработки для самых различных методов.

Таким образом, для достижения целей проекта необходимо выполнение дальнейших исследований в направлении, во-первых, более подробного аналитического описания выражений (2.1)-(2.3), и, во-вторых, экспериментальных исследований достоверности положений, использованных при формулировании моделей.

3. Разработка методики экспериментальных и теоретических исследований структурно-фазового состояния конструкционных материалов в исходном и наноструктурированном состоянии после механической обработки и эксплуатации.

В соответствии с выбранным направлением исследований необходимо выполнить ряд экспериментальных исследований:

1. Провести механическую обработку наноструктурированных образцов из конструкционной стали.

2. Произвести исследование параметров поверхностного слоя:

3.1 Методика проведения механической обработка наноструктурированных образцов из конструкционной стали.

В настоящее время получены образцы из наноструктурированной стали марки <u>сталь 45</u> имеющие круглое сечение диаметром 20 мм и длину 180 мм. Данные образцы будут обработаны в соответствии с режимами представленными ниже.

3.1.1. Обработка резанием



Рис. 3.1. Образцы для резания.

Количество необходимых образцов 2 шт, 1-ый для обработки с постоянной величиной подачи, 2-ой для обработки с постоянной глубиной резания. Каждая шейка обрабатывается на определённом режиме.

Таблица 3.1.

С постоянной глубиной резания			Спост	гоянной ве	личиной г	юдачи	
Nachr		S,	n,	Naca	4	S,	n,
Nº oop.	t, MM	мм/об	об/мин	№ оор.	ι, ΜΜ	мм/об	об/мин
t1		0,05		s1	1		
t2		0,10		s2	0,75		
t3	0,5	0,15	1000	s3	0,5	0,15	1000
t4		0,20		s4	0,25		
t5		0,25		s5	0,1		

Режимы резания

3.1.2. Наследственное резание



Рис. 3.2. Образец для наследственного эксперимента

Обработка производится в следующей последовательности:

1. По режимам чернового резания (таблица 3.2.) обрабатывается вся длинна образца (145 мм)

Затем в соответствии с режимами получистовой обработки (таблица
 обрабатывается длинна 100 мм.

3. После чего в соответствии с режимами чистовой обработки обрабатывается длинна 50 мм.

Таблица 3.2.

Режимы резания

	Черновое			Черновое получистовое			чистовое		
N⁰	t,	S,	n,	t,	S,	n,	t,	S,	n,
обр	ММ	мм/об	об/мин	ММ	мм/об	об/мин	ММ	мм/об	об/мин
N1	0,5	0,25	1000	0,25	0,10	1100	0,1	0,05	1200

3.1.3. Поверхностно пластическое деформирование (ППД)



Рис. 3.3. Образец для ППД

Обработка производится в следующем порядке:

1. От края отступается 10 мм, первый участок 120 мм обрабатывается одним проходом

2. Затем на длине 80 мм выполняется 2-ой проход

3. После чего на длине 40 мм выполняется 3-ий проход.

Режимы ППД

No	Количество		Режимы обкатывания						
образна	рабочих ходов	D _{р.} мм	S. мм/об	n,	R _{пр.} мм	P,			
	до разрушения	— p,		об/мин	np,	кгс			
P901	3	95	0,07	630	2,5	250			

3.2. Подготовка образцов для проведения исследований

В соответствии со схемой, показанной на рис. 3.4. из интересующих участков производится вырезка дисков, из которых нарезаются образцы для исследований.



Рис. 3.4. Схема вырезки образцов

Образец представляет собой параллелепипед, одна из граней которого является часть поверхностного. Образцы промаркированы на поверхности противоположной поверхностному слою как показано на схеме ниже.



Рис. 3.5. Схема маркировки образцов

Данные образцы возможно использовать для проведения всех видов исследований.

3.3. Исследования способами оптической микроскопии и микротвердометрии

Исследование необходимо проводить в 3-х зонах распределённых по расстоянию от обработанной поверхности, как показано на рис 3.6.



Рис. 3.6. Зоны исследований: Х≈50 мкм (поверхностный слой), Ү≈ 100 мкм (средняя), Z≈ 150 мкм (наиболее удалённо от поверхностного слоя)

Результаты ожидаемые после проведения оптической микроскопии:

1. Параметры структурного состояния оптический микроскоп Carl Zeiss AxioObserver A1m. Размеры зёрен определяются графическим методом по изображениям.

Результаты ожидаемые после измерения микротвердометрии:

1. Распределение значений микротвердости в поверхностном слое. В каждой зоне исследования необходимо провести не менее 10 измерений.

4. Описание образцов

Производилась обработка исходных заготовок резанием и ППД. Затем по схеме показанной на рисунке из интересующих участков производилась вырезка дисков, из которых нарезались образцы для исследований



Рис. 4.1. Схема вырезки образцов для исследований

Образец представляет собой параллелепипед, одна из граней которого является часть поверхностного. Образцы промаркированы на поверхности противоположной поверхностному слою как показано на схеме.



Рис. 4.2. Образец для исследований

4.1 Маркировка образцов

Резание с постоянной глубиной

Таблица 4.1.

Маркировка образцов, обработанных с постоянной глубиной резания

С постоянной глубиной резания							
№ обр.	маркировка	t, мм	S, мм/об	n, об/мин			
s1			0,05				
s2			0,10				
s3		0,5	0,15	1000			
s4			0,20				
s5			0,25				

Резание с постоянной подачей

Таблица 4.2.

	С постоянной величиной подачи						
№ обр.	маркировка	t, мм	S, мм/об	n, об/мин			
t1	•	1					
t2	•	0,75					
t3	•	0,5	0,15	1000			
t4	 • • • 	0,25					
t5		0,1					

Маркировка образцов, обработанных с постоянной величиной подачей



Рис. 4.3. Примеры маркировки образцов

Резание с переходом от черновой обработки к чистовой.

Таблица 4.3.

Черновое							
№ обр	t, мм	S, мм/об		5	5 n, об/мин		
_	0,5		0,25			1000	
получистовое							
№ обр	маркировка		t, мм	S, мм/об		n, об/мин	
ЧП	ЧП		0,25	0,25 0,10		1100	
чистовое							
№ обр	маркировка	t, мм		S, мм	1/об	n, об/мин	
Ч	Ч		0,1	0,05		1200	

Маркировка образцов с переходом от черновой обработки к чистовой



Рис. 4.4. Пример маркировки образцов

Обработка ППД

Таблица 4.4.

		Кол-во		Режим	ы обкатыва	ания	
№ обр.	маркировка	проход		S,	n,		P,
		ОВ	$\boldsymbol{\nu}_{\mathrm{p}},\mathrm{MM}$	мм/об	об/мин	К _{пр} , ММ	кгс
Π1	Π1	1					
П2	П2	2	95	0,07	630	2,5	250
П3	П3	3					

Маркировка образцов, обработанных ППД



Рис.	4.5.	пример	маркировки	образцов
		1 1	1 1	1

5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ СМК СТАЛИ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ

5.1. Результаты исследования структуры СМК стали после механической обработки методом оптической микроскопии



Рис 5.1. Поверхность после 1-ого прохода ППД



Рис 5.2. Поверхность после 2-ого прохода ППД (х1000)



Рис 5.3. Поверхность после 3-ого прохода ППД (х500)


Рис 5.4. Поверхность после чистовой обработки «наследственного

резания» (х500)



Рис 5.5. Поверхность после обработки по режиму S5 (x500)

В результате микроскопии установлено, что микроструктура наиболее соответствующая исходному субмикрокристаллическому состоянию сохраняется после обработки ППД в 3 прохода. При обработке ППД в 1 и 2 прохода средний размер зерен увеличивается, что, возможно, связано с изменением напряженно-деформированного состояния в очаге деформации при обработке и началом изменения параметров структурного состояния. Наибольшее влияние на микроструктуру образцов оказывают наследственное резание и точение по режиму S5. Размер зерен уже соответствует крупнозернистому состоянию. В случае обработки по режиму S5 это связано с большим значением вносимой теплоты из-за более жестких условий

обработки. Наследственное резание также увеличивает суммарное время теплового воздействия, так как обработка происходит в 3 прохода.

5.2. Результаты измерения микротвердости

Таблица 5.1.

ofpaseu	номер	Значение	глубина,
ооразец	точки	твердости	МКМ
	1	176	50
	2	183	60
	3	177	70
	4	181	80
ч	5	183	90
1	6	176	100
	7	179	110
	8	191	120
	9	193	130
	10	198	140
	1	193	50
	2	189	60
	3	196	70
	4	194	80
\$5	5	199	90
00	6	191	100
	7	193	110
	8	200	120
	9	207	130
	10	201	140

Результаты измерения микротвердости образцов

ofpaseu	номер	Значение	глубина,
ооразец	точки	микротвердости	МКМ
	1	288	50
	2	290	60
	3	301	70
	4	307	80
Π1	5	315	90
111	6	319	100
	7	334	110
	8	350	120
	9	359	130
	10	361	140
	1	314	50
	2	320	60
	3	319	70
	4	323	80
П2	5	339	90
112	6	335	100
	7	347	110
	8	356	120
	9	355	130
	10	358	140

образец	номер	Значение	глубина,
ооразец	точки	твердости	МКМ
	1	329	50
	2	340	60
	3	336	70
П3	4	342	80
	5	347	90
	6	349	100
	7	354	110
	8	346	120
	9	358	130
	10	362	140











Рис 5.8. Значение микротвердости по глубине образца П1



Рис 5.9. Значение микротвердости по глубине образца П2



Рис 5.10. Значение микротвердости по глубине образца ПЗ

Результаты измерения микротвердости подтверждают результаты оптической микроскопии. В приведенных выше таблицах наименьшее снижение параметров микротвердости наблюдается на образцах П1, П2 и П3, сохранение некоторых свойств, что подтверждает присущих наноструктурированных материалов. В тоже время наследственное резание и **S**5 обработка приводит К значительному по режиму снижению микротвердости вплоть микротвердости исходной ДО не наноструктурированной стали, что также коррелирует с увеличением размеров зёрен в поверхностном слое.

Результаты исследования обработанных образцов позволяют сделать вывод о том, что при обработке изделий из наноструктурированных сталей необходимо снижать интенсивность процесса обработки, для уменьшения влияния как температурного воздействия на структуру металла, так и напряженно-деформированного состояния в очаге деформации. Однако обработка наноструктурированных сталей с меньшей интенсивностью формоизменения снизит производительность. Для решения этой задачи определить необходимо рациональные режимы обработки, a также обработку позволяющую применять последующую восстанавливать структурное состояние в изделии. Кроме того перспективным может быть разработка принципиально новых методов механической обработки.

6. ПРОЕКТИРОВАНИЕ НАСЛЕДСТВЕННЫХ ПРОГРАММ НАГРУЖЕНИЯ.

B настояшее время большинство наноструктурированных способами конструкционных материалов получают интенсивной пластической деформации, такими как равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая, РКУП-комформ процесс и им подобными. Немаловажным фактором при исследовании механической обработки наноструктурированных материалов является исследование условий формирования наноструктурного состояния в материале. Использование аппарата механики технологического наследования позволяет наноструктурировании охарактеризовать возникающие при процессы нагружения. Вследствие параметрами программы чего возникает необходимость исследовать вид программы нагружения на стадиях получения наноструктурированных конструкционных материалов и на стадиях их механической обработки. Сходность получаемых программ нагружения позволит сохранить, а возможно и улучшить механичские характеристики обрабатываемого изделия.

6.1. Модели программ нагружения, обеспечивающие получение наноструктурных материалов интенсивной пластической деформацией

Ключевым механизмом формирования свойств, при пластическом формоизменении является программа нагружения, представляющая собой зависимость степени деформации сдвига *л* от показателя напряженного состояния *П*.

Программа нагружения комплексно характеризует накопление деформации в условиях изменения напряженного состояния в очаге деформации в процессах обработки и эксплуатации и может использоваться для оценки состояния металла поверхностного слоя.

Таким образом, для проектирования технологических процессов деформационного наноструктурирования необходимо определить закономерности накопления степени деформации в условиях изменения показателя напряженного состояния можно выявить на основе распределения параметров напряженно-деформированного состояния в очаге деформации. программ При ЭТОМ для получения нагружения, характерных ДЛЯ деформационного наноструктурирования, целесообразно использовать результаты для хорошо изученных методов, например, для равноканального углового прессования (РКУП).

Общая схема процесса равноканального углового прессования представлена на рис. 6.1.



Рис. 6.1. Схема процесса РКУП: 1 – пуансон; 2 – рабочий канал; 3 – выходной канал.

При реализации РКУП заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися обычно под углом 90°. При необходимости, в случае труднодеформируемых материалов, деформация осуществляется при повышенных температурах или при увеличенных углах пересечения каналов.

При этом особые требования предъявляются к термостойкости и прочности оснастки.

Для осуществления РКУП труднодеформируемых материалов также можно внешний угол сопряжения каналов выполнить в виде дуги с некоторым радиусом или хорды этой дуги. Однако, как показали исследования, в этом случае снижается величина произведенной деформации, то есть снижается эффективность метода РКУП.

Несмотря на большое количество работ по деформационному наноструктурированию методом РКУП на сегодняшний день, к сожалению, практически отсутствуют развитые модели процессов, происходящих в металле при РКУП на уровне формирования напряженно-деформированного состояния и формирования механических свойств в очаге деформации, на основании которых возможно построение описания формирования программ нагружения деформационного наноструктурирования.

Существующие модели характеризуются рассмотрением отдельных режимов и отдельных параметров состояния материала. В качестве примера можно привести модель накопления деформации при РКУП [58], схематизация процесса показана на рис. 6.2.

$$\Delta \Gamma = 2 \operatorname{ctg} \Phi, \tag{6.1}$$

где Φ – половина угла пересечения каналом, ΔГ – накопленная степень деформации.

В соответствии с этой моделью каждый проход при наиболее часто используемом угле пересечения каналов 90° соответствует накопленной степени деформации, примерно равной 1. При увеличении угла с 90° до 120° расчетная интенсивность деформации сдвига за 1 цикл снижается с 200% до 130% [58].

Помимо существенного осложнения расчета накопленных свойств при обработке, отсутствие развитых моделей накопления свойств в очаге деформации не позволяет определить условия, обуславливающие деформационное наноструктурирование при пластическом деформировании.

Это приводит к невозможности проектирования новых методов деформационного наноструктурирования.



Рис. 6.2. Схема пластической деформации при равноканальном угловом прессовании: Ф – половина угла пересечения каналом, *p* – давление прессования, *p*₀ – противодавление со стороны выходного канала

Для анализа формирования напряженно-деформированного состояния при деформационном наноструктурировании и описания возникающей программы нагружения выполнено конечно-элементное моделирование РКУП с углом пересечения каналов матрицы 90° и 110° (рис. 6.3, 6.4). Также в моделях принят радиус скругления при пересечении каналов.

Моделирование проводилось в плоско-деформированной постановке, коэффициент трения между матрицей и образцом принималось по результатам анализа публикаций о РКУП.

Полученные результаты соотносятся с имеющимися данными других исследователей о закономерностях пластического течения при РКУП.

Результаты распределения компонент тензоров напряжений и деформаций не позволяют в явном виде получить закономерности

накопления свойств в материале в процессе обработки. Для этого необходимо произвести расчет показателей напряженно-деформированного состояния вдоль линий тока в очаге деформации.



Рис. 6.3. Программа нагружения, при Ф=90°



Рис. 6.4. Программа нагружения, при Ф=110°

Анализ полученных результатов показывает, что в процессе РКУП в очаге деформации возникает сложное напряженно-деформированное состояние.

Общей особенностью для обоих случаев РКУП является существенная неоднородность нормальных компонент тензоров напряжений вдоль линий тока.

Полученные в итоге программы нагружения для РКУП имеют рад особенностей. Программы нагружения стартуют при значениях Π в диапазоне от -0,7 до -0,5, что приблизительно можно оценить как сжатие. Далее в условиях незначительного изменения Π происходит накопление деформации – при Φ =90° для линий тока 1-4 практически вся деформация накапливается без существенного изменения показателя напряженного состояния, и только для линии тока 5 происходит значительное увеличение показателя напряженного состояния (свыше +1).

При $\Phi = 110^{\circ}$ при незначительном изменении показателя напряженного состояния накапливается около 53% деформации, при пересечении линии перегиба происходит расхождение программ нагружения. По линиям тока 1-3 деформация накапливается в условиях "смягчения" схемы нагружения, по линии тока 5 – в условиях "ужесточения" схемы нагружения.

Таким образом, с использованием результатов конечно-элементного моделирования были получены качественные модели накопления деформации в условиях изменения напряженного состояния в очаге деформации при деформационном наноструктурировании.

6.2. Разработка способа обработки реализующего программу нагружения деформационного наноструктурирования.

Для реализации программ нагружения соответствующих программам нагружения интенсивной пластической деформации было разработано устройство принципиальная схема которого показана на рис. 6.5.



Рис. 6.5. Принципиальная схема устройства

Устройство представляет собой пару валков (1), имеющих электрический привод, с возможностью регулировки угла между их осями в горизонтальной плоскости, за валками установлены подпружиненные ролики (2). При подаче проволоки (3) через валки происходит её сдавливание и при углах скрещивания осей валков большем, чем 0° происходит закручивание. На выходе из валков проволока зажимается роликами. На выходе проволоки из роликов происходит снижение линейной и угловой скорости.

Измерение скоростей перемещения проволоки производилось в зонах в соответствии со схемой приведённой на рис 6.6. Результаты измерений представлены в таблицах 6.1, 6.2.



Рис. 6.6. Места замеров скоростей: ω_в = 2,2 об/мин, индексы скоростей обозначают соответствующие зоны замеров: 1 – на входе в валки, 2 – на входе в ролики, 3 – на выходе из роликов

Таблица 6.1.

	1	1 ,	
	5°	15°	20°
ω _{л1}	313	313	313
ω _{л2}	310,7	308	306,8
ω _{π3}	305,8	302,6	300

Линейная скорость проволоки, мм/мин

Таблица 6.2.

Угловая скорость вращения проволоки, об/мин

	5°	15°	20°
ω_1	3,3	6	5,75
ω_2	2,54	3,75	3,28
ω ₃	2,5	3,24	3,05



Рис. 6.6. Распределение скоростей вращения по зонам измерения; угол скрещения осей: 1 – 5°;2 – 15°;3 – 20°

Для обработки использовалась проволока из технически чистой меди с содержанием кислорода 2-5%. Из проволоки нарезались проволочки длинной 500±10 мм, данная длинна, принята в связи с конструкцией применяемой установки, а также позволяет изготовить из одной проволоки несколько образцов для дальнейших исследований.

6.2.1. Экспериментальные исследования формирования свойств изделий с использованием способа получения ультрамелкодисперсных структур прокаткой.

По результатам проведения экспериментов на образцах, полученных при созданной схеме обработки, было решено изменить схему обработки, а именно изменять угол между валами вращением обоих валов.

Результаты металлографических исследований образцов показали наличие в проволоке остаточных следов волочения, а также незначительное количество зёрен с размерами в пределах 200 нм. На основании этого было принято решение о применении рекристализационного отжига для

устранения следов волочения, а также увеличения размера зерна. Отжиг проводился при температуре 600°С в течении 5 мин.

Для проверки влияние противодавления создаваемого роликами на упрочнение и разориентировку зерен были проведены испытания по схеме без роликов.

В результате, были проведены следующие испытания:

1. Обработаны образцы при новой схеме при режиме 20 градусов и 1 проход.

2. Обработаны образцы при новой схеме, но без дополнительной пары роликов при режиме 20 градусов и 1 проход.

3. Обработаны образцы после отжига при режиме 20 градусов по новой схеме

Список образцов испытываемых на разрыв приведён в таблице 6.3. в которой Н.С. – образцы полученные по новой схеме без отжига; О.– отожжённые образцы, обработанные по новой схеме; остальные образцы обработаны по старой схеме.

таблице 6.3.

образец	режим	Маркировка
1	недеформированный	нд
2	15 град. 3 прох.	15x3
3	20 град 3 прох	20x3
4	Н.С. 20 град. 1 прох.	H20c
5	О. недеформ.	Онд
6	О. 0 град. 1 прох.	O0
7	О. 15 град. 1 прох.	015
8	О. 15 шрад. 3 прох.	O15x3

Испытания производились методом подвешивания грузов на подвес. Для разрыва использовались грузы весом 2, 5, 7 и 10 кг. Образец (1) зажимался в специальных зажимах (2) (рис. 6.7.) и далее на подвес постепенно навешивались грузы.



Рис. 6.7 – Образец до и после разрыва

Для проведения металлографических исследований были выбраны 3 образца (недеформированный, деформированный 3 раза при угле 0 градусов, деформированный 3 раза при угле 20 градусов). В результате были получены следующие данные:

Cu(H) - необработанный.

Зерна – анизотропные и вытянут вдоль оси проволоки.

Средний размер зерен 1,2х4,2 мкм. Мелкие зерна практически, полностью фрагментированы, крупные зерна фрагментированы только в стыках зерен. Средний размер фрагментов 490 нм.

Микродифракционные картины, полученые с фрагментированных участков – монокристаллические, присутствует преимущественно одна плоскость, тяжи на рефлексах, отсутствуют. Это свидетельствует о том, что фрагменты практически не разориентированы относительно друг друга.

Cu (0x3) - обработанные на минимальных режимах.

Практически все зерна фрагментированы.

Средний размер фрагментов 510 нм. Боле высокие значение объясняются тем, что крупные зерна, в отличие от Cu(H), оказываются полностью или частично фрагментированными. При этом размер фрагментов в крупные зернах выше, чем в мелких.

Микродифракционные картины - также монокристаллические.

Cu (20х3) обработанный на максимальных режимах.

Все зерна фрагментированы.

Фрагменты измельчаются, их средний размер составляет 450 нм.

Микродифракционные картины, по-прежнему, монокристаллические, но на рефлексах присутствуют тяжи в виде «крестов». Это свидетельствует об идущих в твердом растворе превращениях.



Рис. 6.8. Гистограмма распределения зерен; зеленый – недеформированный образец, красный – деформированный 3 раза при угле 0 градусов, синий – деформированный 3 раза при угле 20 градусов; ось Y – %, ось X – мкм

По результатам металлографии можно сделать следующие выводы:

 В недеформированных образцах уже есть частично фрагментированные зерна, так как для исследований была использована холоднакатанная медная проволока.

2) В образцах, обработанных при режиме 0 градусов зерна фрагментированы незначительно, так как отсутствует закручивание проволоки, вследствие чего отсутствует сдвиг, угловая и линейная скорости не меняются. Таким образом, сдвиг приводит с изменению структуры зерен и способствует их фрагментации.

Для полученных образцов были проведены измерения микротвердости 5 рядов по 5 замеров и испытания на разрыв методом подвешивания.

Таблица 6.4.

			-
Образец	Среднее	значение	Значение
	микротвердост	И	среднеквадратического
			отклонения
20 градусов с роликами	1200		164
20 градусов без роликов	858		155

Результаты испытаний

Поученные данные показывают, что дополнительные ролики придают значительное упрочнение, вследствие того, что ролики замедляют линейную и угловую скорость, что позволяет реализовать сдвиг в условиях сжатия.

Испытания производились для образцов, обработанных при углах 0, 15 и 20 градусов. Для каждого режима количество проходов менялось от 1 до 3. В результате можно было проследить эволюцию твердости в зависимости от количества проходов для трех разных режимов. После измерения микротвердости были построены графики твердости, поперечные и осевые, посчитаны средние значения твердости, а также среднеквадратические отклонения.

Образец	Значение микротвердости
Нд	1037
0 градусов 1 проход	820
0 градусов 2 прохода	1213
0 градусов 3 прохода	1029
15 градусов 1 проход	903
15 градусов 2 прохода	1110
15 градусов 3 прохода	1165
20 градусов 1 проход	790
20 градусов 2 прохода	1537
20 градусов 3 прохода	1205

Средние значения микротвердости

Таблица 6.6.

Среднеквадратические отклонения

Образец	Значение среднеквадратического отклонения микротвердости
Нд	208
0 градусов 1 проход	131
0 градусов 2 прохода	176
0 градусов 3 прохода	141,3
15 градусов 1 проход	120,7
15 градусов 2 прохода	166,4
15 градусов 3 прохода	119,8
20 градусов 1 проход	119,8
20 градусов 2 прохода	242,5
20 градусов 3 прохода	150,6



Рис. 6.9. График зависимости средней твердости образца от количества проходов, среднеквадратические отклонения показаны черным – 0 градусов,

красным – 15 градусов, синим – 20 градусов

В итоге можно сделать следующие выводы:

1. После 1-го прохода образца ничего нельзя сказать определенно, так как твердость там, как правило, падает ниже, чем у недеформированного образца.

2. После 2-го прохода значение твердости значительно вырастает по сравнению с 1-м проходом, но также вырастает и разброс значений. Среднее значение твердости растет с увеличением угла. Исключением является уменьшение твердости между 0 и 15 градусов, возможна погрешность измерения.

 После 3-го прохода разброс значений заметно уменьшается, но с ним уменьшается и средняя твердость образца. Исключение – образец с 15 градусами. Средняя твердость растет с увеличением угла между валками.

4. Наиболее упорядоченными смотрятся результаты для образца с 15 градусами. У него и падение твердости после 1-го прохода меньше и рост твердости между проходами постепенный.

5. В образцах с 0 и 20 градусами общее среднеквадратичное отклонение сначала уменьшалось по сравнению с недеформированным образцом, после 2-го прохода возрастало, а после 3-го уменьшалось.

 В образце с 15 градусами после 1-го прохода среднеквадратичное отклонение становилось меньше, чем у недеформированного образца, а после 2-го и 3-го увеличивалось.

Для образцов обработанных по 2-м разным схемам деформирования были проведены измерения микротвердости 5 рядов по 5 замеров. Результаты измерений приведены в таблице 6.7.

Таблица 6.7

		Значение	
Образец	микротрердости	среднеквадратического	
	микротвердости	отклонения	
20 градусов с роликами	1200	164	
20 градусов без роликов	858	155	

Поученные данные показывают, что дополнительные ролики придают значительное упрочнение, вследствие того, что ролики замедляют линейную и угловую скорость, что позволяет реализовать сдвиг в условиях сжатия.



a)







B)



Рис. 6.11. Средняя, максимальная и минимальная твёрдость в каждом образце. По оси X отложено количество проходов. а) недеформированный образец; б) угол пересечения осей валков 0°; в) угол пересечения осей валков 15°; г) угол пересечения осей валков 20°



a)



б)

B)





- В недеформированном образце наблюдается значительный разброс значений твердости – от 600 до 1400 как в одном поперечном так и в одном продольном ряду. При этом среднее значение твердости достаточно мало. В общем структура неоднородна и твердость невысока – 1037,7.
- 2. В образце 0х2 также присутствует значительный разброс значений от 800 до 1600, но в одном ряду разброс меньше, чем в недеформированном образце. В осевом направлении значения всех рядов близки друг к другу, но имеют тенденцию уменьшения значения от 1-й точки к 5-й.
- 3. В образце 0х3 разброс значений меньше, чем в образце 0х2, но и среднее значение твердости уменьшилось до 1029,4. Твердость находится в диапазоне 80-135.
- 4. В образце 15 разброс значений небольшой, но и среднее значение твердости всего лишь 903. Твердость находится в диапазоне 600-1100. Почему-то меньше даже, чем в недеформированном образце. Зато однородность структуры достаточно высокая.

- В образце 15х2 разброс значений значительно вырос, твердость находится в диапазоне 600-1400. Очень большой осевой разброс, а поперечный значительно меньше. Средняя твердость – 1110.
- В образце 15х3 наблюдается как рост средней твердости 1165, так и уменьшение разброса значений, твердость находится в диапазоне 900-1400.
- В образце 20 при относительно небольшом разбросе значений 550-1000, очень маленькая средняя твердость, всего лишь 790, значительно меньше, чем в недеформированном образце
- В образце 20х2 наблюдается очень большой разброс значений 1000-2400. Хотя значительно выделяется только одно значение, остальные находятся в диапазоне 1000-1800. Также в образце очень высокая средняя твердость – 1537.
- В образце 20х3 разброс значений значительно уменьшается до 900-1400, но и средняя твердость падает до 1205.

В итоге можно сделать следующие выводы:

- После 1-го прохода средняя твердость как правило падает ниже, чем у недеформированного образца.
- После 2-го прохода значение твердости значительно вырастает по сравнению с 1-м проходом, но также вырастает и разброс значений. Среднее значение твердости растет с увеличением угла.
- После 3-го прохода разброс значений заметно уменьшается, но с ним уменьшается и средняя твердость образца. Средняя твердость растет с увеличением угла между валками.
- Наиболее упорядоченными выглядят результаты для образца с 15 градусами. У него и падение твердости после 1-го прохода меньше и рост твердости между проходами постепенный.

После проведения испытаний на разрыв были получены результаты представленные в таблице 6.8:

Таблица 6	5.8
-----------	-----

Образец	$σ_{_{e}}$, ΜΠα.	$\sigma_{_{\scriptscriptstyle heta}},\mathrm{M}\Pi\mathrm{a}$	arphi ,%	$arphi_{cp}$,%
нд 1	290		20	
нд 2	300	256,64	18	19,00
нд 3	280		19	
15x3	320		6	
15x3	320	320,13	3	4,00
15x3	330		3	
20x3	320		5	
20x3	290	300,33	3,5	4,17
20x3	300		4	
н20с	330		9	
н20с	330	297,30	11	11,17
н20с	330		13,5	
Онд	270		32	
Онд	270	238,94	32	31,67
Онд	270		31	
O0	270	270	24	24
015	270		25	
015	270	243,24	23	24,00
015	270		24	
O15x3	270		10	
O15x3	270	267,33	9	9,67
O15x3	270		10	



Рис. 6.13. Графики зависимости прочности, относительного удлинения и относительного сужения от режима обработки по старой схеме.

На рис. 6.14 представлен сводный график результатов всех испытаний на разрыв, являющийся обобщением основных результатов испытания образцов по разным схемам деформации, а также при разных условиях начальной подготовки материала перед деформацией.



Рис. 6.14. Сводный график испытания образцов (полученных по старой и новой схеме) на разрыв

Из данных результатов видно, что хотя прочность обработанных образцов выше, чем $\sigma_{\rm B}$, пластичность заметно уменьшается по сравнению с исходной.

Полученные результаты показывают, что отожженная медь менее прочная и более пластичная, чем холоднотянутая. Зерна отожженной меди крупнее и менее фрагментированы. В связи с меньшей прочностью и большим запасом пластичности целесообразнее дальнейшие испытания проводить именно с такими образцами.

На основе проведенных исследований можно заключить, что:

1. Создан новый способ реализующий программу нагружения деформационного наноструктурирования прокаткой с дополнительной парой роликов для противодавления.

2. В настоящее время на данный способ получен патент №2487960 от 28.07.2013 «Способ получения ультрамелкозернистых структур прокаткой»

6.3. Моделирование закономерностей формирования напряженнодеформированного состояния при интенсивной пластической деформации металла в процессе упрочняющей обработки поверхностного слоя роликами специальных профилей

В рамках проведения исследований осуществлялось моделирование упрочняющей обработки поверхностного слоя поверхностным пластическим деформированием с применением роликов специального профиля. При напряженно-деформированного моделировании состояния металла поверхностного слоя использовались ролик специального профиля, представляющий собой комбинацию 2-х близкорасположенных инденторов, имеющих относительно друг друга некоторое смещение в радиальном направлении (рис. 6.15).

Деформирующий элемент первым входящий в контакт с поверхностным слоем имел профильный радиус $R_{np} = 1$ мм и двигался относительно поверхности с действительным натягом $h_{a} = 0,02$ мм.

Второй деформирующий элемент также имел профильный радиус $R_{np} = 1$ мм и имел смещение относительно 1-ого элемента в радиальном направлении на величину 0,03 мм. Таким образом, действительный натяг 2-го элемента относительно поверхности составил $h_o = 0,05$ мм.

Расстояние между вершинами деформирующих элементов составило 0,733 мм. Вследствие этого, волна деформированного металла, возникающая от воздействия второго деформирующего элемента, располагалась в задней

зоне очага пластической деформации, созданного первым деформирующим элементом.



Рис. 6.15. Постановка конечно-элементного моделирования обработки роликом специального профиля

Для определения компонентов напряженно-деформированного состояния использовался метод конечных элементов (МКЭ), сущность которого заключается в разбиении моделируемого тела на конечные составлении систем уравнений из условия равновесия элементы И приложенных внешних сил и реакции системы конечных элементов. Решение сформированной системы уравнений позволяет получить перемещения и компоненты напряженно-деформированного состояния в узлах конечноэлементной модели. Основными достоинствами метода конечных элементов являются его универсальность и высокая точность полученных решений.

В соответствии с принятыми постановками моделирования создавались конечно-элементные модели, состоящие из обрабатываемой детали и внедряемого в нее ролика специальной формы. Деталь моделировалась как упругопластическое тело, а ролик – как абсолютно жесткое [110].

Верхняя граница модели обрабатываемой заготовки представляла собой контур очага деформации, построенный по форме профиля ролика.

Нижняя граница модели жестко закреплялась по осям *x* и *y*. Ролику придавалось смещение по оси *x* на величину подачи *S*.

Задача решалась в плоско-деформированной постановке. Это предполагало, что все деформационные процессы в ОД, происходят в плоскости продольного сечения, проходящей через ось вращения обрабатываемой детали (плоскости подачи).

По мнению В.М. Смелянского, степень деформации ПС в процессах ППД взаимосвязана с размерами продольной волны. В пользу такой точки зрения автор приводит ряд аргументов [111, 112]:

- высота волны в продольном направлении имеет значительно большие размеры, чем в поперечном;

 плоскость подачи с механической точки зрения в большей степени отвечает понятию главной плоскости, поскольку деформации в плоскости скорости вращения меньше аналогичных в плоскости подачи и др.

Таким образом, рассмотрение напряженно-деформированного состояния в плоскости подачи с высокой степенью достоверности отражает процессы, происходящие в ОД.

Плоско-деформированная постановка предполагает, что деформации возникают только в рассматриваемой плоскости, а тензор напряжений является условно объемным [112].

Начальными и граничными условиями для моделирования являлись физические и механические свойства металла: модуль Юнга *E*, плотность ρ , коэффициент Пуассона *v*, коэффициент трения η , кривая течения $\sigma = \sigma(\varepsilon)$, диаграмма пластичности $\Lambda_p = \Lambda_p$ (Π), режим упрочняющей обработки, а также форма и геометрические размеры очага деформации, возникающего от воздействия инденторов (табл. 6.8).

В процессе исследований кривая течения аппроксимировалась по 2-м схемам: мультилинейной и билинейной.

Исследования показали, что использование мультилинейной аппроксимации кривой течения существенно не повысило качество результатов моделирования, однако привело к увеличению времени решения задачи.

Таблица 6.8

Физические и механические свойства металла, параметры кривой

Модуль Юнга	<i>Е</i> , МПа	$2x10^{11}$
Плотность	$ ho$, кг/м 3	7800
Коэффициент Пуассона	V	0,3
Коэффициент трения	η	0,21
Экстраполированный предел текучести	$\sigma_{\!\scriptscriptstyle \! \! \mathfrak{I} m},\mathrm{M}\Pi$ a	3,66x10 ⁸
Тангенциальный модуль	T_{MOO} , МПа	$2,596 \times 10^{6}$

течения (сталь 45)

Поверхность детали моделировалась с очагом деформации, а при нагружении индентор смещался вдоль оси x на величину подачи, которая составляла S = 0,1 мм (рис. 6.16).

В результате конечно-элементного моделирования были получены:

- координаты узлов кэ-модели (*x*, *y*), значения перемещений в этих узлах:

 $\begin{bmatrix} U \end{bmatrix}_{xyz} = \begin{pmatrix} U_x & 0 & 0 \\ 0 & U_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix},$ (6.2)

- распределения компонент тензора напряженного состояния, главных напряжений:

 $[T\sigma]_{xyz} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix},$ (6.3)

а также распределения компонент тензора относительных деформаций, возникающих при обработке.



Рис.6.16. Варианты постановки задачи моделирования

Однако для получения представлений о характере распределения кинетике накопления деформации и исчерпания напряжений, запаса пластичности необходимо определить координаты точек линий тока металла поверхностном слое детали, пересчитать полученные параметры В напряженно-деформированного состояния из узловых точек конечноэлементной модели в точки линий тока И рассчитать параметры механического состояния в этих точках.

Для решения задачи пересчета полученных параметров НДС из узловых точек конечно-элементной модели в точки линий тока и расчета параметров механического состояния в этих точках был адаптирован и использован алгоритм, разработанный В.М. Смелянским и реализованный в виде программного продукта А.А. Кречетовым и В.Ю. Блюменштейном. Данный алгоритм включает [111, 113-115]:

 Определение координат точек линий тока на основе смещений узлов конечно-элементной модели, обусловленных пластическим течением металла;
2. Перерасчет параметров напряженно-деформированного состояния, полученных методом конечных элементов, из узлов конечно-элементной модели в точки линий тока;

3. Расчет показателей механического состояния вдоль линий тока и по глубине упрочненного ПС детали.

Для автоматизированного расчета указанных параметров использовалась программа «Наследственная механика поверхностного слоя деталей машин», реализующая вышеописанный алгоритм [115].

В качестве исходной информации для работы программы выступают результаты конечно-элементного моделирования: номера и координаты узлов конечно-элементной модели, значения компонент перемещений, напряжений, главных напряжений и общих деформаций в этих узлах. Узлы индентора за ненадобностью в дальнейшем расчете не используются.

Помимо этого, для осуществления расчета задаются: подача по оси *x*, (мм) (при движении индентора справа налево, значение должно быть отрицательным), частота вращения шпинделя (об/мин) и марка материала.

В процессе работы программа рассчитывает координаты точек линий тока и определяет распределения компонент напряжений, накопленных параметров механического состояния как вдоль линий тока, так и по глубине поверхностного слоя.

По окончанию расчета имеется возможность сохранения результатов в формате MicroSoft Excel.

Полученные распределения позволили сформировать представления о закономерностях процессов, протекающих в очаге деформации, оценить максимальные напряжения и деформации, выделить области их локализации.

Для получения представлений о кинетике накопления деформации и исчерпания запаса пластичности на основе использования описанного выше алгоритма, были определены координаты точек линий тока, в которых рассчитаны параметры напряженно-деформированного состояния [110, 113].

Численные значения параметров напряженно-деформированного состояния в точках линий тока позволили рассчитать характеристики механического состояния поверхностного слоя как вдоль линий тока, так и по глубине поверхностного слоя: показатель схемы напряженного состояния Π , степень деформации сдвига Λ , по диаграмме пластичности и найденному показателю схемы – предельную степень деформации сдвига Λ_p , а по степени деформации сдвига и Λ_p - степень исчерпания запаса пластичности Ψ .

Наибольший интерес представляет рассмотрение параметров напряженно-деформированного состояния в очаге деформации вдоль линии тока, формирующей поверхность детали.

Картина напряженно-деформированного состояния для ролика со <u>специальным профилем</u> представлена на рис. 6.17 – 6.18.

Установлено, что наибольшие сжимающие напряжения (рис. 6.17, а-г) по всем осям локализованы в зоне передних контактных поверхностей деформирующих элементов.

Наибольших сжимающих значений (до $-800 M\Pi a$) достигает радиальный компонент (σ_y). Осевой (σ_x) и окружной (σ_z) компоненты характеризуются несколько меньшими значениями - до $-720 M\Pi a$ и $-660 M\Pi a$ соответственно.

напряженного Анализ картины состояния показал наличие существенного взаимного влияния деформирующих элементов друг на друга: напряжений деформирующих элементов пересекаются, поля образуя объединенный очаг деформации. При этом, в зоне задней контактной поверхности 1-го деформирующего элемента осевые (σ_x) и окружные (σ_z) растягивающие напряжения, свойственные этой зоне, вообще не успевают возникать вследствие влияния 2-го близкорасположенного деформирующего элемента.

Наибольшие растягивающие напряжения величиной до 210 МПа возникают в осевом направлении в зоне задней контактной и внеконтактной

поверхностей 2-го деформирующего элемента. Значительных, более 50 *МПа*, растягивающих напряжений в других направлениях не наблюдается.

Касательный компонент σ_{xy} в целом традиционно характеризуется меньшими значениями напряжений, лежащими в диапазоне –210...150 МПа.

Картина распределения касательных напряжений по мере продвижения вдоль очага деформации представлена несколькими зонами.

1-я зона – значительные отрицательные напряжения в районе передней контактной поверхности 1-го деформирующего элемента.

2-я зона – район задней контактной поверхности 1-го деформирующего элемента представлена весьма небольшой по размерам и величине областью положительных напряжений.





Рис. 6.17. Распределение компонент напряженного состояния (Па)

Малые размеры 2-ой зона обусловлены действием значительных отрицательных напряжений близко расположенной 3-ей зоны в районе передней контактной поверхности 2-го деформирующего элемента.

4-ая зона, характеризуемая значительными положительными напряжениями, расположена в районе вершины и задней контактной поверхности 2-го деформирующего элемента.

Наибольший перепад всех компонент напряжений наблюдается в зонах при вершинах деформирующих элементов. Здесь высокие значения сжимающих напряжений в районе передних контактных поверхностей переходят в околонулевые или растягивающие напряжения в районе задних контактных поверхностей.

Относительная деформация в основном локализована в области передних контактных и внеконтактных поверхностей деформирующих элементов (рис. 6.18, а-в). Нормальный ε_x и касательный ε_{xy} компоненты в целом характеризуются отрицательными значениями, а компонент ε_y – положительными. Наибольшие абсолютные значения имеет относительная деформация сдвига ε_{xy} (рис. 6.18, в).



Рис. 6.18. Распределение компонент относительных деформаций

6.4. Закономерности формирования и трансформации напряженнодеформированного состояния поверхностного слоя в процессе упрочняющей обработки поверхностного слоя роликом специального профиля

Ниже представлены распределения компонент тензора напряженнодеформированного состояния, возникающего в ОД вдоль ЛТ, формирующей поверхность детали при упрочняющей обработке роликом специального профиля

Анализ показал, что при обработке роликом специального профиля накопление деформации И исчерпание запаса пластичности носит двухступенчатый характер. При ЭТОМ накапливаются сравнительно значительные степени деформации сдвига $\Lambda = 3..3,2$ при докритических значениях степени исчерпания запаса пластичности $\Psi = 0.6.0.7$ (рис. 6.19). Рост накопленных параметров практически прекращается в районе вершины 2-го деформирующего элемента.

Соотношение итоговых накопленных значений Λ_{Ψ} при обработке роликом, составляет 5, в то время как для традиционного ППД это соотношение не превышает $\Lambda_{\Psi} = 1,5$.

Установлено, что при обработке роликом специального профиля программа нагружения также имеет две выраженных ступени, обусловленные наличием 2-х деформирующих элементов (рис. 6.20).

Распределение накопленных значений параметров Λ и Ψ по глубине поверхностного слоя представлено на рис. 6.22. Градиенты степени деформации сдвига и СИЗП по глубине упрочненного слоя при этом, имеют весьма значительные значения:

$$\Gamma(\Lambda) = \frac{\Lambda}{h} = \frac{3}{0,11} = 27,27; \ \Gamma(\Psi) = \frac{\Psi}{h} = \frac{0,6}{0,11} = 5,45.$$



Рис. 6.19. Распределение мгновенных значений степени деформации сдвига ΔΛ и степени исчерпания запаса пластичности ΔΨ



деформации сдвига Λ и степени исчерпания запаса пластичности Ψ ($\Psi = 1$ - полное исчерпание запаса пластичности)



Рис. 6.21. Зависимости накопленной степени деформации Λ от показателя схемы напряженного состояния Π (программы нагружения)



Рис. 6.22. Накопленные значения Л и Упо глубине поверхностного

слоя

7. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛУЧЕННЫХ В ИССЛЕДОВАНИЯХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ

В соответствии с методологией стандартов моделирования процессов IDEF контекстом модели является описание субъекта и цели моделирования, а также точки зрения на модель.

Под субъектом моделирования понимается общее описание самой моделируемой системы, с определением ее границ – что входит в систему, и в дальнейшем будет рассматриваться как ее компоненты, а что лежит за ее пределами, и в дальнейшем будет рассматриваться как внешнее воздействие.

В качестве субъекта моделирования в работе принят процесс обеспечения заданных эксплуатационных свойств для заданной детали машины, изготовленной из заданного материала, работающей в условиях заданных эксплуатационных воздействий. При этом предполагается, что заготовка для этой детали машины изготовлена по заданной технологии.

Иными словами вопросы выбора материала, оптимизации геометрических форм и размеров детали, технологии изготовления заготовки, закономерностей формирования состояния материала на стадиях заготовительного производства в рамках модели не рассматриваются и являются внешними воздействиями.

Основными компонентами модели являются процессы изготовления детали из исходной заготовки, которые описываются как процессы формирования параметров состояния детали, обуславливающих возможность обеспечения заданных эксплуатационных свойств данной детали машины в условиях действия заданных эксплуатационных факторов.

Целью моделирования является описание механизмов формирования параметров состояния изделия как основы для разработки методологии

проектирования технологических процессов изготовления, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства.

разработке При модели предполагалось, ЧТО процессы зрения разрабатывающего рассматриваются с точки технолога, обработки, обеспечивающие технологические процессы заданные эксплуатационные свойства изделия.

Таким образом, исходя из определения субъекта и цели моделирования, а также точки зрения при разработке модели, контекстная функция сформулирована как "Обеспечение заданных эксплуатационных свойств изделия" (А-0).

Контекстная функция преобразует исходное состояние материала, в результате формируя достигнутые эксплуатационные свойства изделия. Процесс выполнения функции протекает в условиях управления в виде базовых свойств материала, наследственных свойств, а также заданных эксплуатационных свойств. Механизмом реализации функции являются эксплуатационные воздействия.

В рамках модели состояние материала рассматривается как совокупность параметров, определяющих эксплуатационные свойства изделия: показатели качества поверхности, показатели механического состояния поверхностного слоя, а также характерные показатели структурнофазового состояния материала.

Под базовыми свойствами здесь понимаются свойства материала, определяющие закономерности пластического течения металла в процессе обработки, а также характеристики материала, определяющие трансформацию его состояния под действием эксплуатационных факторов.

Наследственные свойства отражают закономерности влияния истории нагружения на трансформацию параметров состояния в условиях текущего нагружения под действием технологических или эксплуатационных факторов.

При декомпозиции контекстной функции (диаграмма А0, рис. 7.1) подфункции "Оценка требуемого выделены состояния наноструктурированных конструкционных материалов" (А1), "Реализация обеспечивающего изготовления, требуемое процесса состояние наноструктурированных конструкционных материалов " (А2) и "Оценка свойств эксплуатационных достигнутых наноструктурированных конструкционных материалов " (А3).

Подфункция "Оценка требуемого состояния наноструктурированных конструкционных материалов " преобразует исходное состояние материала (исходные параметры состояния материала), в результате формируя пооперационные требуемые параметры состояния материала, то есть параметры, которые необходимо достигнуть после каждой операции изготовления изделия. Процесс выполнения функции протекает в условиях управления в виде базовых свойств материала, наследственных свойств, а также заданных эксплуатационных свойств. Механизмом реализации функции являются эксплуатационные воздействия.

Процесс изготовления изделия, в рамках модели рассматриваемый как процесс достижения требуемых параметров состояния материала, представляется в виде последовательности стадий нагружения. Каждая стадия нагружения соответствует одной операции обработки.

На вход подфункции "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое состояние наноструктурированных конструкционных материалов" поступает исходное состояние материала, которое в процессе реализации данной подфункции преобразуется в состояния материала после обработки. Также в процессе обработки формируется история нагружения, которая является одним из управляющих воздействий для последующей подфункции.

В качестве управляющих воздействий рассматриваются базовые свойства материала и наследственные свойства, для реализации этой

подфункции используются требуемые параметры состояния материала после каждой стадии обработки.

Подфункция "Оценка свойств достигнутых эксплуатационных конструкционных материалов" преобразует наноструктурированных достигнутые в результате обработки параметры состояния материала в оценку полученных эксплуатационных свойств. Подфункция реализуется под управлением базовых свойств материала, наследственных свойств и заданных эксплуатационных свойств. Механизмом реализации подфункции являются эксплуатационные воздействия.

В случае если оценка достигнутых эксплуатационных свойств показывает их несоответствие заданным значениям, производится корректировка принятых режимов обработки. Такая корректировка является дополнительным управляющим воздействием для подфункции реализации процесса изготовления. Следует отметить, что управляющее воздействие наследственных свойств для подфункции А3 включает в себя описание истории нагружения на стадиях механической обработки.

В процессе декомпозиции функции A1 – "Оценка требуемого состояния наноструктурированных конструкционных материалов " выделено три подфункции (диаграмма A1, рис. 7.2): "Оценка требуемого качества поверхности наноструктурированных конструкционных материалов " (A1.1), "Оценка требуемого механического состояния наноструктурированных конструкционных материалов " (A1.2) и "Оценка требуемого структурного состояния наноструктурированных конструкционных материалов " (A1.3).

Каждая из этих подфункций преобразует соответствующие исходные параметры состояния материала в требуемые значения параметров после каждой операции обработки для достижения такого итогового состояния материала, которое обеспечивает заданные эксплуатационные свойства изделия.

Это преобразование осуществляется под управлением базовых и наследственных свойств материала, а также заданных эксплуатационных

свойств изделия. Механизмом реализации подфункций являются эксплуатационные воздействия.

В работе принято, что основными параметрами качества поверхности, которые влияют на эксплуатационные свойства изделия, являются параметры шероховатости поверхности. В качестве основных параметров механического состояния поверхностного слоя рассматривается накопленные значения степени деформации сдвига Λ и показателя исчерпания запаса пластичности Ψ , а также значения сформированного тензора остаточных напряжений $T_{\sigma acm}$.

В ряде случаев для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств изделий существенное значение имеет структурное состояние материала. Если рассматривать современные методы направленного структурообразования интенсивной пластической деформацией, то основными параметрами будут являться размер фрагментов структуры δ и угол разориентировки границ зерен γ , а также плотность дислокаций ρ .

Как было отмечено выше, процесс изготовления изделия в модели представляется как совокупность стадий нагружения, соответствующих операциям обработки. В соответствии с этим функция A2 "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое состояние наноструктурированных конструкционных материалов" в процессе декомпозиции представлена как совокупность подфункций A2.1-A2.N "Реализация стадии процесса обработки" (диаграмма A2, рис. 7.3).

Каждая подфункция определенным образом преобразует состояние материала под управлением базовых свойств материала, наследственных свойств и корректировки режимов обработки, используя для этого преобразования значения параметров состояния материала, которые необходимо обеспечить на данной стадии обработки.

В качестве выходов каждая стадия обработки, помимо собственно достигнутого на данной стадии состояния материала, имеет историю нагружения на предшествующих стадиях и текущей стадии нагружения. Эта

история нагружения совместно с наследственными свойствами является управляющим воздействием для последующих стадий обработки.

В рамках модели при реализации каждой стадии обработки необходимо выполнение подфункций "Определение диапазона варьирования технологических воздействий из условия обеспечения требуемых на данной стадии показателей качества" (A2.i.1), "Определение параметров программы нагружения для обеспечения требуемого на данной стадии состояния материала" (A2.i.2) и "Технологическая реализация обработки на данной стадии" (A2.i.3) (диаграмма A2.i, рис. 7.4).

Требуемые параметры качества накладывают определенные ограничения на возможные режимы обработки. В связи с этим необходимо определить допускаемый диапазон варьирования технологических факторов обработки. Подфункция A2.i.1 реализуется под управлением наследственных свойств и корректировки режимов обработки, в качестве механизма выполнения подфункции используются требуемые на данной стадии показатели качества поверхности.

Механическое состояние в очаге деформации формируется под действием определенной программы нагружения. Также, под действием программы нагружения формируется и структурное состояние материала в части, касающейся трансформации структурного состояния, обусловленного пластическим деформированием. Иными словами, задача обеспечения требуемого механического и структурного состояния требует реализации соответствующей программы нагружения, требуемые параметры которой проектируется в рамках подфункции A2.i.2.

Эта подфункция реализуется под управлением наследственных свойств и корректировки режимов обработки, а также базовых свойств материала. В качестве механизма выполнения подфункции рассматриваются требуемые на данной стадии показатели механического состояния и структурного состояния материала поверхностного слоя.









A0







Рис. 7.3. Декомпозиция подфункции А2 "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое

состояние материала" – диаграмма А2



Рис. 7.4. Декомпозиция подфункции А2.і "Реализация і-й стадии процесса обработки" – диаграмма А.2.і

Спроектированная программа нагружения, обеспечивающая требуемые эксплуатационные свойства изделия, должна быть реализована на стадии обработки в рамках выполнения подфункции A2.i.3. Это означает, что в рамках этой подфункции должны быть определены такие режимы обработки, чтобы была реализована требуемая программа нагружения.

Управляющими воздействиями здесь являются допускаемый диапазон варьирования технологических факторов и корректировка режимов обработки, механизмом реализации – требуемая программа нагружения.

Таким образом, разработана функциональная модель обеспечения эксплуатационных свойств деталей машин, в основе которой лежит представление об обеспечении заданных эксплуатационных свойств как о процессе формирования требуемого состояния поверхностного слоя.

Данная модель является общей и может быть использована для произвольных методов обработки и видов эксплуатационного нагружения. Однако для практического использования модели необходимо выполнить дальнейшую декомпозицию в направлении описания закономерностей процессов формирования состояния материала, характерных для отдельных технологических методов обработки и видов эксплуатационного нагружения.

При этом возможно несколько вариантов декомпозиции одних и тех же подфункций для использования модели для различных методов обработки и видов эксплуатационного нагружения.

Заключение

1. Наноструктурированные обладают материалы повышенными свойствами, эксплуатационными ЧТО имеет большое значение ДЛЯ машиностроения. Олнако чтобы получить конечный продукт машиностроения, как правило, приходится использовать механическую обработки заготовок с наноструктурой, что при традиционных подходах неизбежно ведет к полной, либо частичной потере свойств, полученных на стадии наноструктурирования.

В соответствии с предложенной аналитической моделью на структурное состояние оказывает влияние термическая и механическая обработке обработка. При термической процессы трансформации структурного состояния определяются процессами рекристаллизации, при механической обработке изменение структурного состояния описать однозначно сложнее. При механической обработке происходит формирование как напряженно-деформированного состояния В очаге деформации, так и формирование температурных полей. Эти факторы структурное состояние как отдельно, так влияют на И совместно. Подтверждение влияния данных факторов найдено В литературных источниках, однако большинство работ посвящены термической обработке наноматериалов, время обработка остаётся В то как механическая недостаточно изученной.

В связи с этим перспективными являются исследования по разработке методик проектирования технологических процессов механической обработки объемных наноструктурированных материалов целью С повышения эффективности их обработки и сохранению свойств, полученных на стадии наноструктурирования. Для разработки методики проектирования возможно применить аппарат механики технологического наследования сформулированный и развитый рядом авторов (Ящерицын П. И., Рыжов Э. В., Аверченк В. И., А.М. Дальский и др.). Данный подход позволит описать напряженно-деформированное состояние структурное состояние И

наноструктурированных изделий на стадиях получения, термической и механической обработки.

2. В работе впервые в России для описания процессов обработки механической обработки наноструктурированой конструкционной стали будет использован аппарат механики технологического наследования.

3. По данным литературного обзора выявлено что, несмотря на достаточную известность и универсальность, аппарат механики технологического наследования к описанию процесса обработки наноструктурированных материалов данный подход не применялся.

4. Результаты исследования показали, что при использовании режимов с интенсивным тепловыделением происходит наибольший возврат структуры к первоначальному состоянию с сопутствующим снижением механических свойств. Ослабить это влияние можно применением механической обработки с рациональными режимами или обработкой, которая обеспечивает большие степени деформации с меньшим тепловыделением.

5. В ходе выполнения проекта определенно, что при механической обработке резанием наноструктурированных конструкционных материалов снижение уникальных механических свойств обусловленое не только влиянием температурных факторов, но и воздействием возникающих при механической обработке распределение напряженно-деформированного состояния в очаге деформации.

6. При непосредственном участии участников проекта определенно, что пользуясь аппаратом механики технологического наследования можно описать трансформацию структурного состояния наноструктурного состояния в одних категориях как на стадии получения, так на стадиях размерной обработки и эксплуатации.

7. Установлено что, вид программы нагружения может являться фактором определяющим и характеризующим параметры структурного состояния.

8. Предлагаемая методика проектирования технологических процессов позволит на основе аппарата механики технологического наследования разрабатывать технологические процессы реализующие определенный вид программы нагружения при обработке наноструктурированных конструкционных материалов.

9. Полученные результаты могут использоваться для совершенствования технических решений В области технологии машиностроения, термической И упрочняющей обработки, отделки поверхностей. Полученные результаты могут использоваться в следующих промышленности: теплоэнергетика, отраслях машиностроение, промышленность. Разработанная авиастроение, химическая методика проектирования упрочняющих технологических процессов используется для разработки технологических схем И способов новых упрочняющей обработки. В настоящее время рынок инжиниринговых услуг растет, вследствие ликвидации отраслевых научно-исследовательских организаций сегмент этого рынка в области машиностроительного производства также развивается и в ближайшее время может составить только для Кемеровской области до 50 млн. руб. в год.

10. Результаты НИР активно используются для создания новых научнообразовательных курсов в Кузбасском государственном техническом университете.

Список источников:

 Валиев Р. 3. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией / Р. 3. Валиев, И. В. Александров. -М.: Логос, 2000. - 272 с

2. Лякишев Н.П. Наноматериалы конструкционного назначения // Российские нанотехнологии. Т. 1. № 1–2. 2006. С. 71-81.

3. Нанотехнологии в ближайшем десятилетии. Прогноз направления исследований / Дж. Уайтсайдес, Д. Эйглер, Р. андерс и др. / Под ред. Р. с. Уильямса и П. аливисатоса. Пер с англ. М.: Мир, 2002. – 292 с.

4. Кочанов Д.И. Наноматериалы и нанотехнологии для машиностроения: состояние и перспективы применения // РИТМ, № 8 (56), 2010. – с. 16-21.

5. Раков Э.Г. состояние производства углеродных нанотрубок и на - новолокон // Российские нанотехнологии. Том 3, № 910, 2007. – с. 89-94.

6. Верезуб Н.В. Влияние механической обработки на микротвредость заготовок из титана с субмикрокристаллической структурой, полученных интенсивной пластической деформацией / Н.В. Верезуб, Л.И. Пупань, А.А. Симонова // Високі технології в машинобудуванні: зб. наук. прац. – Харьков, 2011. – С. 214-221.

7. Gleiter H. //Progress Mater. Sci. 1989. V. 33. P. 223.

8. Морохов И. Д., Трусов Л. Д., Лаповок В. И. Физические явления в ультрадисперсных средах.—М.: Наука, 1984. 472 с.

9. Flagan R. C—In: Proc. of the NATO ASI on NanoStructruc-tured Materials: Science & Technology.—Dordrecht-Boston-London: Kluwer Acad. Publ., 1998. V. 50. P. 15.

10. Chow G.M.— In: Proc. of the NATO ASI on NanoStructruc-ured Materials: Science & Technology.—Dordrecht-Boston-London: Kluwer Acad. Publ., 1998. V. 50. P. 31.

11. Koch C. C, C ho Y.S. //NanoStructured Materials. 1992. V. 1. P. 207.

12. Morris D.G. Mechanical behaviour of nanostructured materials. Switzerland: Trans. Tech. Publication LTD, 1998. P. 85.

13. Langford G., Cohen M. //Trans. ASM. 1969. V. 82. P. 623.

14. Павлов В. А. //ФММ. 1989. Т. 6. С 924.

15. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.—М.: Металлургия, 1986. 279 с.

16. Valiev R. Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. //Mater. Sci. Eng. 1993.V. A186. P. 141.

17. Valiev R.Z. //NanoStructured Materials. 1995. V. 6. P. 73.

18. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation /Ed.R.Z.Valiev //Annales de Chimie. Science des Materiaux. 1996. V. 21. P. 369.

19. Якушина Е.Б., Семенова И.П., Валиев Р.З. Наноструктурный титан для биомедицинских применений.

20. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. – Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.:МИСИС, 2001.

21. Zenji Horita – On Conditions for Grain Refinement Using Severe Plastic Deformation.

22. Мулюков Р. Р. – Объемные наноматериалы: получение, многоуровневая структура, свойства и перспективы применение// Вопросы материаловедения. 2007. №2(54). С. 20-32.

23. Rinat K. Islamgalieva, Gulnaz V. Nurislamovaa, Nina F. Yunusovaa, Nikolay A. Krasilnikovb, Vladimir A. Markovchevc, and Marina A. Bardinovaa – Structure and Mechanical Properties of Sheets and Profiles from the UFG 1421 Alloy.

24. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. - Новосибирск: Наука, 2001, 232 с.

25. НанотехнологиивреспубликеБашкортостан.http://www.minpromrb.ru/innovation/nanotech/Katalog_nanotehnologii_RB.pdf

26. http://www.valve-industry.ru/pdf_site/73/73-Kochanov.pdf

27. http://www.nbuv.gov.ua/portal/Natural/Vtvm/2011_1/articles/27.htm

28. http://www.nbuv.gov.ua/portal/natural/vcpi/TvM/2010_54/st017.pdf

29. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография М.:

Металлургия, 1976, 270с.

30. Резников А.Н. Теплофизика резания – М.: Машиностроение. – 1969.
 – 102с.

31. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. – М.: Машиностроение, 1975, 153с.

32. Верезуб Н.В. Особенности механической обработки титана с субмикрокристаллической структурой / Н.В. Верезуб, Л.И., В.А. Залога, Д.В.Криворучко, А.В. Локтик, А.Я. Мовшович, Пупань, А.А. Симонова // Нові технології в машинобудуванні // Вісник КДПУ імені Михайла Остроградського. 2009. Т. 6. № 59. Ч. 1. С. 70-75.

33. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов // ФТТ. 2007. - Т.49, № 6. - С. 961–982.

34. Трент Е.М. Резание металлов – М.: Машиностроение, 1980. – 263 с.

35. 18. Подураев В.Н. Резание труднообрабатываемых материалов. –
 М.: Высшая школа, 1974. – 590 с.

36. Kumpmann A., Guenther B., Kunze H.-D. /Mater. Sci. Eng. 1993. V. A168. P. 165.

37. Котов Ю. А., Яворский Н. А. /Физическая химия материалов. 1978.№ 4. С. 24.

38. Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М., Валиев Р.З., Салимоненко Д.А., Димитров 0. /ФММ. 1997. Т. 84. Вып. 4. С. 133.

39. Mulyukov Kh.Ya., Valeev K. A., Akhmadeev N.A. //NanoStructured Materials. 1995. V. 5. P. 449.

40. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И., Кузнецов Р.И., Дегтярев М.В. //ФММ. 1986. Т. 62. С. 566.

41. Gertsman V.Y., Birringer R., Valiev R.Z., Gleiter H. // Scripta Metall. Mater. 1994. V. 30. P. 229.

42. Александров И.В. Развитие и применение методов рентгеноструктурного анализа для исследования структуры и свойств наноструктурных материалов. Дис. на соискание ученой степени д.ф.-м.н — Уфа, 1997, 350с.

43. Ahmadeev N.H., Kobelev N.P., Mulyukov R.R., Soifer Ya.M., Valiev R.Z. //Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. P. 1041.

44. Иванисенко Ю.В. Формирование субмикрокристаллической структуры в железе и сталях при интенсивной холодной пластической деформации. Дис. на соискание ученой степени к. ф.-м. н.— Уфа, 1997.

45. Abdulov R.Z., Valiev R.Z., Krasilnikov N.A. //Mater. Sci. Lett. 1990. № 9. P. 1445.

46. Valiev R.Z., Chmelik F., Bordeaux F., Kapelski G., Baudelet B. //Scripta Metall. Mater. 1992. V. 27. P. 855.

47. Korznikov A.V., Safarov I.M., Laptionok D.V., Valiev R. Z. //Acta Metal. Mater. 1991. V. 39. P. 3193.

48. Shen H., Li Z., Guenther B., Korznikov A.V., Valiev R.Z. / NanoStructured Materials. 1995. V. 6. P. 385.

49. Астафурова Е.Г. Влияние высокотемпературных отжигов на микроструктуру и механические свойства ферритоперлитной стали 10Г2ФТ, подвергнутой равноканальному угловому прессованию // Е. Г. Астафурова, Г. Г. Захарова, Е. В. Найденкин, Г. И. Рааб, С. В. Добаткин // Физика металлов и металловедение, 2011. Т. 111. № 1. С. 64-73.

50. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.

51. 14. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 1971. 256 с.

52. Панин А.В., Сон А.А., Иванов Ю.Ф., Копылов В.И.Особенностилокализацииистадийностипластическойдеформациисубмикрокристаллическогоармко-железасполосовой

фрагментированнойсубструктурой // Физическая мезомеханика. 2004.Т. 7. № 3. С. 5–16.

53. Александров И.В. Развитие и применение методов рентгеноструктурного анализа для исследования структуры и свойств наноструктурных материалов. Дис. на соискание ученой степени д.ф.-м.н — Уфа, 1997, 350с.

54. Alexandrov I.V., Wang Y.D., Zhang K., Lu K., Valie v R. Z.—In: Proceedings of the Eleventh International Conference on Textures in Materials.— Beijing: Intern. Acad. Publ., 1996. V. 2. P. 929.

55. Valiev R.Z., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F., Lian J., Nazarov A. A., Baudelet B.//Acta Metall. Mater. 1994. V. 42. P. 2467.

56. Lian J., Valiev R.Z., Baudelet B.//ActaMetall. Mater. 1995.V. 43. P. 4165.

57. Новые материалы. Под научной редакцией профессора Ю.С. Карабасова.

58. Гусев А. И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998.

59. Андриевский Р. А. Порошковое материаловедение. М: Металлургия, 1991.

60. Matthews M. D., Pechenik A. //J. Amer. Ceram. Soc. 1991. V. 74, No. 7. P. 1547.

61. Chen D.-J., Maya M. J. //Nanostruct. Mater. 1992. V. 2, No. 3. P. 469.

62. Andrievski R. A., Kalinnikov G. V., Potafeev A. F. et al. // Nanostruct.Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 353.

63. Rabe T., Wasche R. //Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 357.

64. Иванов В. В., Яворский Н. А., Котов Ю. А. и др. // ДАН СССР.
1984. Т. 275, № 4. С. 873.

65. Иванов В. В., Паранин С. Н., Гаврилии Е. А. и др. // СФХТ. 1992. Т.5, №6. С. 1112.

66. Hoefler H. J., Hahn H., Averback R. S. //Defect and Diffusion Forum. 1991. V. 75, No. 1.P. 99.

67. Okada S., Tany F., Tanumoto H. etal.//J. Alloys and Compounds. 1994.V. 211/212. P. 494.

68. Дудко Д. А., Алешин В. Г., БаргА. Е. и др.//ДАН СССР. 1985. Т. 285, № 1. С. 106.

69. Андриевский Р. А. //Успехи химии. 1997. Т. 66, № 1. С. 57.

70. Van Swygenhoven H., B6ni P., Paschoud F. etal.//Nanostruct. Mater.1995. V. 6, No. 5–8. P. 739.

71. Hotchandani S., Kamat P. V. //J. Phys. Chem. 1992. V. 96, No. 16. P. 6834.

72. Bedjia I., Hotchandani S., Kamat P. V. //J. Phys. Chem. 1993. V. 97, No.42. P. 11064; 1994. V. 98, No. 15. P. 4133.

73. O'Regan B., Gratzel M., Fitzmaurice D. //Chem. Phys. Letters. 1991. V.183, No.1 .P. 89.

74. Yoshiki H. K., Fujishima A. //J. Electrochem. Soc. 1995. V. 142, No. 2.P. 428.

75. Kavan L., Stoto T., Gratzel M. et al. // J. Phys. Chem. 1993. V. 97, No.37. P. 9493.

76. Yamada K., Chow T. Y., Horihata T., Nagata M. //J. Non-Cryst. Solids.1988. V. 100, No. 1–3. P. 316.

77. Teresiak A., Kubsch H. //Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 5–8. P. 671.

78. Nazarov A.A. and Mulyukov R.R. //Nanoscience, Engineering and Technology Handbook / Eds. S. Lyshevski, D. Brenner, J. Iafrate, W. Goddard. - Boca Raton: CRC Press, 2002. - P. 22-1-22-41.

79. Nazarov A.A. //Phil. Mag. Lett.-2000. - V. 80.-No. 4.-P. 221-228.

80. Lu K., Wang J. T., Wei W. D. //Scripta Metal. Mater. 1991. V. 25, No. 3. P. 619.

81. Cheng T. //Nanostruct. Mater. 1992. V. 2, No. 1. P. 19.

82. Hoffmann H. //Thin Solid Films. 1979. V. 58. P. 223.

83. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. //J. Appl. Phys. 1988. V. 64, No. 10, pt 2. P. 6044.

84. Быстрозакаленные металлические сплавы. (под ред. С. Штиба и Г. Варлимонта). - М.: Металлургия, 1989 - 373 с.

85. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Имаев Р.М. Деформационные методы наноструктурирования материалов: предпосылки, история, настоящее и перспективы. Известия высших учебных заведений Физика 2008 №5

86. Валиахметов Р.О., Галеев Р.М., Салищев Г.А. // ФММ. - 1990. - Т.
72. -№ 10. - С. 204-206.

87. Imayev R.M. and Imayev V.M. // Scripta Met. Mater.- 1991. -V. 25. -P. 2041-2046.

88. Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., and Galeev R.M. //J. Mater. Sci-1993. - V. 28.-P. 2898-2902.

89. Imayev R.M., Imayev V.M., and Salishchev G.A. //J. Mater. Sci. - 1992.- V. 97. - P. 4465-4471.

90. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M., et al. //Scripta Mater. - 2004. - V. 51. -P. 1147-1151.

91. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984. - 276 с.

92. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. - М.: Металлургия, 1982. -272 с.

93. Мулюков Р.Р. //Российские нанотехнологии. -2007. -Т. 2.- № 7-8. - С. 38-53.

94. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. и др. //ФММ.-1986.-Т. 61.-С. 1170-1177.

95. Nazarov A.A. and Mulyukov R.R. //Nanoscience, Engineering and Technology Handbook / Eds. S. Lys-hevski, D. Brenner, J. Iafrate, W. Goddard. - Boca Raton: CRC Press, 2002. - P. 22-1-22-41.

96. Корзников А.В., Идрисова СР., Димитров О. и др. //ФММ. - 1998. Т. 85. - № 5.-С. 91-95.

97. Degtyarov M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., et al. // Acta Mater. - 2007. -V. 55.-P. 6039-6050.

98. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. - М.: Наука, 2007. - 397 с.

99. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М: ИКЦ Академкнига, 2007.

100. Zhao Y.H., Liao X.Z., Zhu Y.T., et al. //Mater. Sci. Eng.-2005. - V. A 410 11.-P. 188-193.

101. Kopylov V.I. and Chuvil'deev V.I. //Severe Plastic Deformation: Toward Bulk Production of Nanos-tructured Materials / Ed. B.S. Altan. - New York: Nova Science, 2006. - P. 37-58.

102. Валиев Р.З. «Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации» Российские нанотехнологии том 1 №1–2 2006

103. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994.232 с.

104. Сегал В. М. Автореф. дис. . докт. техн. наук. Минск: Физико-техн. ин-т АН БССР, 1974.

105. Сегал В. М., Резников В. И., Дробышевский Ф. Е., Копылов В. И.
 //Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.

106. Копылов В. И., Резников В. И. Механика пластического деформирования металлов простым сдвигом. Деп. в ВИНИТИ, № 4599-В89. М., 1989. 42 с.

107. Zelin M.G. et al. // On the microstructural aspects of the nonhomogeneity of superplastic deformation at the level of grain groups. Acta Metall. Mater.1994. 42. P.119.

108. Дегтярев М.В. О термической нестабильности микрокристаллической структуры в однофазных металлических материалах /

М.В. Дегтярев, А.В. Воронова, В.В. Губернаторов, Г.И. Чащухина // ДАН. 2002. Т.386. №2. С. 180-183.

109. НанотехнологиивРеспубликеБашкортостан.http://www.minpromrb.ru/upload/news/2011.08/nanotech.pdf

110. Блюменштейн В. Ю. Механика поверхностного слоя при обработке размерным совмещенным обкатыванием / В. Ю. Блюменштейн, М. С. Махалов // Упрочняющие технологии и покрытия. - М.: Машиностроение, 2006. - №2(14). - С. 18-27.

111. Смелянский В. М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / В. М. Смелянский. - М.: Машиностроение, 2002. - 300 с.

112. Смелянский В. М. Механика формирования поверхностного слоя деталей машин в технологических процессах поверхностного пластического деформирования : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.08. - М., 1985. - 379 с.

A. A. Разработка 113. Кречетов методики проектирования технологических процессов обкатывания на основе раскрытия наследственных закономерностей влияния состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность деталей машин : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.08. - M., 2003. - 241 c.

114. Блюменштейн В. Ю., Кречетов А. А. Расчет параметров напряженно-деформированного состояния (RNDS_MDS). Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2002611073. Заявка № 2002610824, дата поступления 13 мая 2002 г. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 27 июня 2002 г.

115. Блюменштейн В. Ю., Кречетов А. А. Наследственная механика поверхностного слоя деталей машин. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2002610758. Заявка № 2002610463, дата поступления 29 марта 2002 г. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 18 мая 2002 г.