

Министерство образования и науки Российской Федерации

УДК: 539.23, 539.216.1, 621.787: 621.789
ГРНТИ: 29.12.22, 55.03.05, 55.20.27, 55.22.29
Инв. №

УТВЕРЖДЕНО:
Исполнитель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Кузбасский государственный технический университет»
От имени Руководителя организации _____/ Е.К. Ещин/ М.П.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ОТЧЕТ

о выполнении 1 этапа Государственного контракта
№ 16.740.11.0641 от 02 июня 2011 г.

Исполнитель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Кузбасский государственный технический университет»
Программа (мероприятие): Федеральная целевая программа «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., в рамках реализации мероприятия № 1.3.1 Проведение научных исследований молодыми учеными - кандидатами наук.
Проект: Нанотехнологии поверхностного слоя при внешних энергетических воздействиях на стадиях жизненного цикла ответственных деталей машин
Руководитель проекта: _____/Махалов Максим Сергеевич (подпись)

Кемерово
2011 г.

СПИСОК ОСНОВНЫХ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ
по Государственному контракту 16.740.11.0641 от 02 июня 2011 на выполнение
поисковых научно-исследовательских работ для государственных нужд

Организация-Исполнитель: Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Кузбасский государственный технический университет»

Руководитель темы:

кандидат технических наук, без ученого звания	_____	Махалов М. С.
	подпись, дата	

Исполнители темы:

доктор технических наук, профессор	_____	Блюменштейн В. Ю.
	подпись, дата	

кандидат технических наук, доцент	_____	Кречетов А. А.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Пимонов М. В.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Зенков А. А.
	подпись, дата	

Реферат

Отчет 152 с., 4 ч., 40 рис., 10 табл., 94 источн., 3 прил.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ , НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН , ПРОГРАММА НАГРУЖЕНИЯ , КОМБИНИРОВАННАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА , НАНОРАЗМЕРНАЯ СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ , ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ НАСЛЕДОВАНИЕ , ЖИЗНЕННЫЙ ЦИКЛ

В отчете представлены результаты исследований, выполненных по 1 этапу Государственного контракта № 16.740.11.0641 "Наноинженерия поверхностного слоя при внешних энергетических воздействиях на стадиях жизненного цикла ответственных деталей машин" (шифр "2011-1.3.1-207-008") от 02 июня 2011 по направлению "Нанотехнологии и наноматериалы" в рамках мероприятия 1.3.1 "Проведение научных исследований молодыми учеными - кандидатами наук.", мероприятия 1.3 "Проведение научных исследований

молодыми учеными - кандидатами наук и целевыми аспирантами в научно-образовательных центрах", направления 1 "Стимулирование закрепления молодежи в сфере науки, образования и высоких технологий." федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы.

Цель работы - Разработка теории и раскрытие наследственных физических закономерностей формирования и трансформации наноструктурного состояния и остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин и разработка средств автоматизации проектирования комбинированных упрочняющих технологических процессов

Аналитический обзор проводился на основе изучения статей в ведущих зарубежных и российских научных журналах, монографиях, поиска в диссертационных работах и анализа информации в системах цитирования, обзор технических решений выполнялся на основе патентного поиска. Структурно-аналитические модели, используемые для выбора направлений дальнейших исследований, разрабатывались с использованием структурного моделирования

Для выполнения аналитического обзора использовались ведущие зарубежные и российские научные журналы, монографии; электронная база диссертаций Российской государственной библиотеки; индексы научного цитирования; база данных ФИПС. Структурное моделирование проводилось на основе стандарта IDEF0

Материалы теоретических и экспериментальных исследований, раскрывающие содержание работ по решению поставленных научно-исследовательских задач, включая: аналитический обзор; структурно-аналитические модели технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя; обоснованный вариант направления исследований; план проведения экспериментальных и теоретических исследований; результаты патентных исследований

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Титульный лист	1
Список исполнителей	2
Реферат	3
Содержание	5
Определения, обозначения и сокращения	6
Введение	8
Аналитический обзор в области формирования	
1. наноразмерной структуры материалов различными технологическими методами	10
Получение наноструктурных материалов методами	
1.1. кристаллизации, осаждения и компактирования нанокристаллических порошков	10
1.1.1. Получение нанокристаллических порошков	10
1.1.2. Компактирование порошков и газовая конденсация	12
1.1.3. Осаждение на подложку	17
1.1.4. Кристаллизация аморфных сплавов	21
1.1.5. Сверхбыстрая закалка расплава	25
1.2. Основы деформационных методов наноструктурирования материалов	26
1.2.1. Предпосылки и научные основы деформационных методов наноструктурирования материалов	26
1.2.2. Получение наноструктурированных материалов всесторонней изотермической ковкой	28
1.2.3. Формирование наноструктурных материалов деформацией кручением под высоким давлением	37
1.2.4. Получение наноструктурных материалов методом равноканального углового прессования	41
Структурно-аналитические модели технологического	
2. наследования наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации	66
3. План проведения экспериментальных и теоретических исследований	90
Патентные исследования в области технологических методов создания наноразмерной структуры и технологического	
4. наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя деталей машин	93
Заключение	135
Список использованных источников	137
Приложение 1. Задание на проведение патентных исследований	144
Приложение 2. Регламент поиска	145
Приложение 3. Отчет о патентном поиске	147

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

Обозначение	Наименование	Единица измерения
ПС	Поверхностный слой	
НСМ	Наноструктурный материал	
РСА	Рентгеноструктурный анализ	
РКУП	Равноканальное угловое прессование	
ИПД	Интенсивная пластическая деформация	
НС	Наноструктурное состояние	
КК	Крупнокристаллическое состояние	
ПЭМ	Просвечивающая электронная микроскопия	
РКУ-прессование	Равноканальное угловое прессование	
УДП	Ультрадисперсные порошки	
ДМН	Деформационные методы наноструктурирования	
ГЗ	Граница зёрен	
КВД	Кручение под высоким давлением	
КГД	Кручение под гидравлическим давлением	
ВИК	Всесторонняя изотермическаяковка	
СМК-материалы	Субмикрокристаллические материалы	
НК-частица	Нанокристаллическая частица	
НК-порошок	Нанокристаллический порошок	
УМЗ	Ультрамелкозернистые	
W	Параметр Дебая–Уоллера	
$\langle \mu^2 \rangle^{1/2}$	Атомные смещения,	А ⁰
θ	Температура Дебая	К
T _c	Температура Кюри	К
m _s	Намагниченность насыщения	А·м ² /кг
D	Коэффициент диффузии	м ² /с
ПР	Предел растворимости при 293К	%
E	Модуль Юнга	ГПа
T _{пл}	температуры плавления	К
H _c	коэрцитивная сила	
d	диаметр	
E	Модуль упругости первого рода (модуль Юнга)	кгс/мм ² (МПа)
G	Модуль упругости второго рода или модуль сдвига	кгс/мм ² (МПа)
ρ	Плотность материала	кгс/мм ³

Обозначение	Наименование	Единица измерения
		(Н/м ³)
δ	Относительное удлинение	%
ψ	Относительное сужение	%
ν	Коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона)	-
$\sigma_s, \sigma_{02}, \sigma_T$	Предел текучести и условный предел текучести	кг/мм ² (Н/м ²)
σ_{σ}	Предел прочности при растяжении	кгс/мм ² (Н/м ²)
τ_s, k	Предел текучести при сдвиге	кгс/мм ² (Н/м ²)
α	Коэффициент линейного расширения	Град ⁻¹
HB	Твердость по Бринелю	кг/мм ² (МПа)
H_{μ}	Микротвердость	кг/мм ² (МПа)
a_u	Ударная вязкость	кг*м/см ² (кдж/м ²)
c	Удельная теплоемкость	дж/кг*град
KCV +20	Ударная вязкость при +20°C	МДж/м ⁻²
KCV -40,	Ударная вязкость при -40°C	МДж/м ⁻²

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день общепринятым является представление о трансформации структуры металла в наноразмерное состояние (с характерным размером структуры менее 100 нм) как об одном из эффективных способов существенного повышения эксплуатационных свойств изделий. Так, использование интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет повысить микротвердость титана в 1,9 раз, предел текучести более чем в 4 раза при сохранении удовлетворительной пластичности.

Дополнительное использование других технологических методов обработки позволяет создавать multifunctional структурные наноразмерные поверхностные комплексы, обеспечивающие значительное повышение эксплуатационных свойств деталей машин, работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

При характерном размере структуры менее 100 нм традиционные подходы материаловедения и технологии машиностроения не позволяют в полной мере объяснить наблюдаемые закономерности формирования наноразмерной структуры и прогнозировать результат обработки.

Также рассмотрение поверхностного слоя на наноразмерном уровне позволяет выявить некоторые неясные до настоящего времени особенности процессов, происходящих на стадиях комбинированной упрочняющей обработки и эксплуатации деталей машин. В многочисленных существующих работах в области нанотехнологий основное внимание уделяется физическим основам нанотехнологий; методам исследования, анализа и аттестации наноструктур и наноматериалов; наноэлектронике, наносистемам и др. Инженерные приложения деформационного наноструктурирования для повышения эксплуатационных свойств традиционных деталей машин практически отсутствуют, что сдерживает создание и широкое применение новых совмещенных и комбинированных

упрочняющих технологий наноструктурирования в реальном секторе экономики.

Проект направлен на раскрытие наследственных физических закономерностей формирования и трансформации наноструктурного состояния и остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин. Эти закономерности требуются для разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов и средств их автоматизации.

В рамках отчетного этапа выполнен аналитический обзор литературных источников в области формирования наноразмерной структуры поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации различными технологическими методами.

С целью обоснованного выбора направлений дальнейших исследований проведена систематизация представлений о процессах упрочняющей обработки и последующей эксплуатации путем разработки структурно-аналитической модели технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя.

На основе анализа результатов аналитического обзора и требуемых данных для структурно-аналитической модели технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя был разработан план экспериментальных и теоретических исследований.

В рамках выполнения исследований первого этапа проведены патентные исследования в области технологических методов создания наноразмерной структуры поверхностного слоя и технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя деталей машин.

АНАЛИЗ СУЩЕСТВУЮЩИХ ПОДХОДОВ И РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА СТАДИЯХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

1. АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР В ОБЛАСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНЫМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

1.1. Получение наноструктурных материалов методами кристаллизации, осаждения и компактирования нанокристаллических порошков

1.1.1. Получение нанокристаллических порошков

Основой методов механической обработки исходных твердых смесей (шаровой размол) является измельчение [37] и пластическая деформация веществ, а также их перемешивание на атомарном уровне, когда активируется химическое взаимодействие и массоперенос твердых реагентов [38]. Механический размол наиболее производительный способ получения большого количества нанокристаллических и аморфных порошков различных материалов: металлов, сплавов, интерметаллидов, керамик, композитов. В результате механического истирания и механического сплавления может быть достигнута высокая растворимость в твердом состоянии даже таких элементов, которые не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях. Материалы с более высокой температурой плавления и, следовательно, с более высокой температурой начала процессов возврата структуры измельчаются сильнее. Любые приемы задержки процесса возврата в структуре (многофазные и многокомпонентные материалы, композиты и т.д.) также приводят к меньшему размеру зерна при шаровом размолу. Для размолу и механохимического синтеза используют

планетарные, шаровые, вибрационные мельницы. Средний размер получаемых порошков составляет от 200 до 5 – 10 нм. В последующем НК-порошок может также подвергаться процессам компактирования и спекания по разным способам для получения объемных НС-материалов.

Интересным и перспективным направлением использования наноматериалов является подшихтовка ультрадисперсных порошков (УДП) [39] к обычным порошкам при их прессовании и спекании. При подшихтовке 0,1-0,5% УДП никеля к обычным порошкам железа и никеля пористость порошковых изделий снижается на 4-7 % при одновременном снижении температуры спекания на 150...200°C. При получении порошковой никель-молибденовой стали замена карбонильного никеля на УДП оксалата никеля повысила прочность изделий в 1,5 раза, а их пластические свойства – в 4 раза.

Добавка УДП состава 0,5 % Ni + 0,5...1,0 % Cu + 0,3 % C к порошку стали X17H2 позволяет получать порошковую сталь с ударной вязкостью 1,1...1,15 МДж/м², что приближается к уровню литой стали и в 1,5 раза превышает уровень КС для ковальной стали X17H2. Пористость стали снижается при подаче такой добавки с 10...11 до 5...6 %, твердость растет в 1,5 раза, достигая значения 1,2...1,6 ГПа.

Из реализованных на практике, кроме отмеченных выше, следует отметить постоянные магниты с повышенной коэрцитивной силой и перспективность нанозернистых изделий в авиа- и автомобилестроении в качестве высокопрочных резьбовых соединений.

Наряду с металлическими объемными наноматериалами получены также и неметаллические. Примером могут служить полинанокристаллические алмазы, т.е. поликристаллические алмазы с нанометровым размером составляющих их кристаллов. Сверхтвердое вещество получается при обработке давлением кристаллов – фуллеритов, образованных фуллеренами – сфероподобными молекулами углерода C₆₀, в которых атомы углерода располагаются по сфере, образуя на ее поверхности

пяти- и шестиугольники. Кроме чистых фуллеренов известны также и металлофуллерены, в частности фазы типа Fe_xC_{60} , обладающие высокими механическими свойствами; они были обнаружены при спекании смеси порошков железа и чугуна в вакууме.

Особой разновидностью компактных наноматериалов являются тонкие пленки, представляющие собой двумерные наноматериалы. Используемые главным образом в электронной технике, эти пленки получают конденсацией из паровой фазы, осуществляя, например, электроннолучевое или магнетронное распыление.

1.1.2. Компактирование порошков и газовая конденсация

Компактирование ультрадисперсных порошков, развивается по нескольким вариантам [39]. 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. 1.1).

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 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 [40]).

Исключение контакта с окружающей средой при получении нанопорошка и его прессовании позволяет избежать загрязнения компактных нанокристаллических образцов, что весьма важно при изучении наносостояния металлов и сплавов. Описанную в [40-44] аппаратуру можно

применять для получения компактных нанокристаллических оксидов и нитридов; в этом случае металл испаряется в кислород- или азотсодержащую атмосферу.

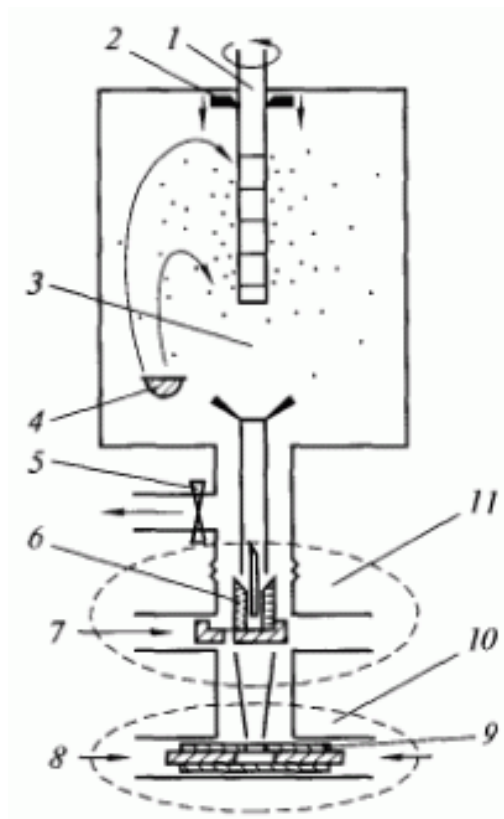


Рис. 1.1. Схема получения объемных наноматериалов методом испарения, конденсации и компактирования [40]: 1 - вращающийся цилиндр, охлаждаемый жидким азотом; 2 - скребок; 3 - инертный газ (обычно He); 4 - испаритель; 5 - клапан; 6 - фиксирующая пресс-форма; 7 - салазки; 8 - поршень; 9 - гильза; 10- узел окончательного компактирования при высоком давлении. 11 - узлы предварительного компактирования

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 [41]. Понижение и более равномерное распределение пористости достигается прессованием при такой повышенной температуре, которая еще не приводит

к интенсивной рекристаллизации. Так, обычное спекание высокодисперсного порошка оксида циркония с размером частиц 40-60 нм при 1370 К в течение 10 с позволяет достичь относительной плотности 72 % при средней величине зерна в спеченном образце 120 нм; горячим прессованием при этой же температуре и давлении 1,6 ГПа получают спеченный материал с относительной плотностью 87 % и средним размером зерна 130 нм [42]. Снижение температуры спекания до 1320 К и увеличение продолжительности спекания до 5 ч дало возможность получить компактный оксид циркония ZrO_2 с относительной плотностью более 99 % и средним размером зерна 85 нм [43]. Авторы [44] горячим прессованием порошка нитрида титана ($d \sim 80$ нм) при 1470 К и давлении прессования 4 ГПа получили компактные образцы с плотностью 98 % от теоретической, однако (судя по дифракционным данным) после горячего прессования вследствие интенсивной рекристаллизации средний размер зерна был не менее 0,3 мкм.

Исследование [45] показало, что самые плотные (с относительной плотностью 98 %) образцы нитрида титана получают спеканием образцов, спрессованных из наиболее мелких нанопорошков ($d \sim 8-25$ нм) с минимальной дисперсией размеров зерен.

В целом для получения компактных нанокристаллических материалов, в особенности керамических, перспективно прессование с последующим высокотемпературным спеканием нанопорошков. При реализации этого способа необходимо избегать укрупнения зерен на стадии спекания спрессованных образцов. Это возможно при высокой плотности прессовок (не менее 0,7 от рентгеновской), когда процессы спекания протекают достаточно быстро, и при относительно низкой температуре $T < 0,5T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – температура плавления). Создание таких плотных прессовок является серьезной проблемой, поскольку нанокристаллические порошки плохо прессуются и традиционные методы статического прессования не приводят к достаточно высокой плотности. Физической причиной плохой прессуемости

нанопорошков являются межчастичные адгезионные силы, относительная величина которых резко возрастает с уменьшением размера частиц.

Для компактирования нанокристаллических порошков достаточно эффективен магнитно-импульсный метод, предложенный авторами [46-47]. 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.

В отличие от стационарных методов прессования импульсные волны сжатия сопровождаются интенсивным разогревом порошка за счет быстрого выделения энергии при трении частиц в процессе упаковки. Если размер частиц достаточно мал ($d < 0,3$ мкм), то время их прогрева диффузией тепла с поверхности оказывается заметно меньше характерной длительности импульсных волн сжатия (1–10 мкс). При определенных условиях подбором параметров волны сжатия можно реализовать динамическое горячее прессование ультрадисперсного порошка за счет высокой поверхностной энергии последнего.

При одинаковой величине давления прессования магнитно-импульсный метод позволяет получать более плотные компактные образцы, чем стационарное прессование (рис. 1.2).

На рис. 1.3 в качестве примера показано изменение давления прессования, скорости усадки и плотности нанокристаллического оксида Al_2O_3 за время прохождения импульсной волны сжатия.

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 [47] 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.

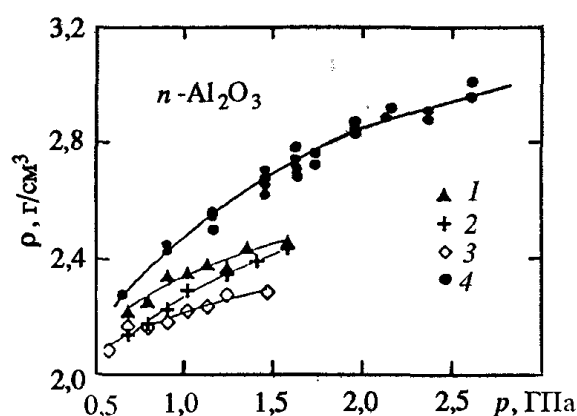


Рис. 1.2. Зависимость плотности ρ нанокристаллического оксида $n - \text{Al}_2\text{O}_3$ от величины давления при стационарном и магнитно-импульсном прессовании: 1-3 - стационарное прессование при температуре 300, 620 и 720°K соответственно; 4 - магнитное импульсное прессование

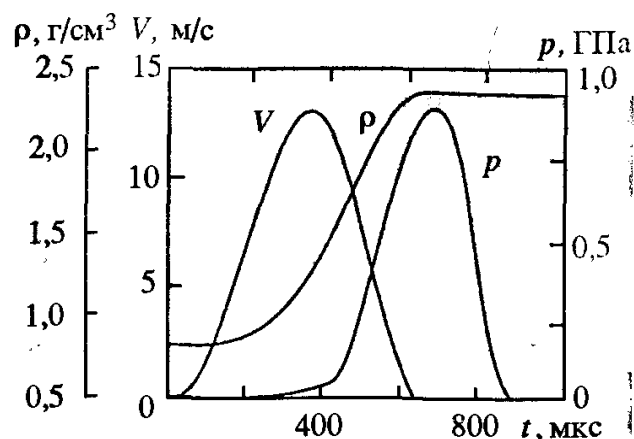


Рис. 1.3. Динамические параметры магнитного импульсного прессования нанокристаллического оксида $n - \text{Al}_2\text{O}_3$: изменения давления прессования p , скорости сжатия (усадки) V и плотности ρ за время прохождения импульсной волны сжатия

1.1.3. 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 [2].

Осаждение на подложку может происходить из паров, плазмы или коллоидного раствора. При осаждении из паров металл испаряется в вакууме, в кислород- или азотсодержащей атмосфере и пары металла или образовавшегося соединения (оксида, нитрида) конденсируются на подложке. Размер кристаллитов в пленке можно регулировать изменением скорости испарения и температуры подложки. Чаще всего этим способом получают нанокристаллические пленки металлов [48-49]. Пленка из оксида циркония, легированного оксидом иттрия, со средним размером кристаллитов 10-30 нм получена с помощью импульсного лазерного испарения металлов в пучке ионов кислорода и последующего осаждения оксидов на подложку с температурой 350-700 К [50].

При осаждении из плазмы для поддержания электрического Разряда применяется инертный газ. Непрерывность и толщину пленки, размеры кристаллитов в ней можно регулировать изменением давления газа и параметров разряда. В качестве источника металлических ионов при осаждении из плазмы используют металлические катоды, обеспечивающие высокую степень ионизации (от 30 до 100 %); кинетическая энергия ионов составляет от 10 до 200 эВ, а скорость осаждения - до 3 мкм/мин.

Авторы [51-52], воздействуя на хром плазмой, полученной дуговым разрядом в аргоне низкого давления, нанесли на медную подложку хромовую пленку со средним размером кристаллитов примерно 20 нм; пленка

толщиной менее 500 нм имела аморфную структуру, а при большей толщине находилась в кристаллическом состоянии. Высокая твердость (до 20 ГПа) пленки была обусловлена образованием сверхпересыщенных твердых растворов примесей внедрения (C, N) в хроме.

Широкое применение нашли ионно-плазменные покрытия из нитрида и карбонитрида титана. Нагрев подложки до 500-800К позволяет сохранить нанокристаллическую структуру покрытия. Методы получения и свойства покрытий и пленок тугоплавких соединений подробно обсуждаются в обзоре [53].

При осаждении из плазмы применяют в основном реактивные рабочие среды (смеси аргона с азотом или углеводородами при давлении приблизительно 0,1 Па) и металлические катоды. Основной недостаток ионно-плазменного дугового распыления - образование мелких капель металла из-за частичного плавления катода и возможность попадания металлических капель в осаждаемые пленки.

Разновидностью осаждения из плазмы является магнетронное распыление, позволяющее использовать катоды не только из металлов и сплавов, но и из различных соединений, и снижать температуру подложки на 100–200К и ниже. Это расширяет возможности получения аморфных и нанокристаллических пленок. Однако степень ионизации, кинетическая энергия ионов и скорость осаждения при магнетронном распылении ниже, чем при использовании плазмы электродугового разряда. В работе [54] с помощью магнетронного распыления мишени $\text{NiO}_{0,75}\text{Al}_{0,25}$ и осаждения металлических паров на аморфную подложку получены интерметаллидные пленки Ni_3Al со средним размером кристаллитов примерно 20 нм.

Оксидные полупроводниковые пленки получают осаждением на подложку из коллоидных растворов. Этот метод включает в себя подготовку раствора, осаждение на подложку, сушку и отжиг. Методом осаждения наночастиц оксидов получены полупроводниковые пленки ZnO , SnO_2 , TiO_2 , WO_3 [55-59]. Наноструктурированные пленки, содержащие наночастицы

различных полупроводников, можно получать методом соосаждения. Получение нанокристаллических пленок ZrO_2 описано в [60].

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 удастся получить и наноструктуры [5, 13]. Осаждение из газовой фазы обычно связано с высокотемпературными газовыми реакциями хлоридов металлов в атмосфере водорода и азота или водорода и углеводородов. Температурный интервал осаждения CVD-пленок составляет 1200-1400 К, скорость осаждения 0,03-0,2 мкм/мин. Использование лазерного излучения позволяет снизить до 600-900 К температуру, развивающуюся при осаждении из газовой фазы, что способствует образованию нанокристаллических пленок.

В последние годы при осаждении из газовой фазы часто применяют металлоорганические прекурсоры типа тетрадиметил (этил) амидов $\text{M}[\text{N}(\text{CH}_3)_2]_4$ и $\text{M}[\text{N}(\text{C}_2\text{H}_5)_2]_4$, имеющие высокое давление пара. В этом случае разложение прекурсора и активация газореагента (N_2 , NH_3) производится с помощью электронного циклотронного резонанса. Для пленок нитридов переходных металлов, полученных различными методами осаждения, характерно сверхстехиометрическое содержание азота, например Zr_3N_4 , Hf_3N_4 , Nb_4N_5 , Ta_3N_5 и т. д.

Так же методом конденсации из паровой фазы на ступенчатых подложках выращивают металлические нанопроволоки для электронных микросхем, а также нанопроволоки из точеных наночастиц («мушек») (рис. 1.4).

Требуется, чтобы поверхностная энергия материала подложки (субстрата) превышала поверхностную энергию адсорбата. Так, для получения медных проволок требуется подложка из молибдена. На вольфраме, имеющем более высокую поверхностную энергию, формируются

цепочки нано «мушек». Сущность процесса заключается в том, что паровая частица, осевшая на плоскости «ступеньки», под влиянием поверхностных сил диффундирует по плоскости ступеньки в ее угол, где действуют силы двух плоскостей. Процесс позволяет получать нанопроволоки как в виде «прутков» диаметром порядка 3 нм, так и в виде «полосок» такой же толщины с шириной 20...60 нм. Для получения нанопроволок из полупроводников, например из сплава InGaAs и т.п., используются методы селективной эпитаксии. Проволока формируется на «гребешке» подложки между двумя эпитаксиальными слоями.

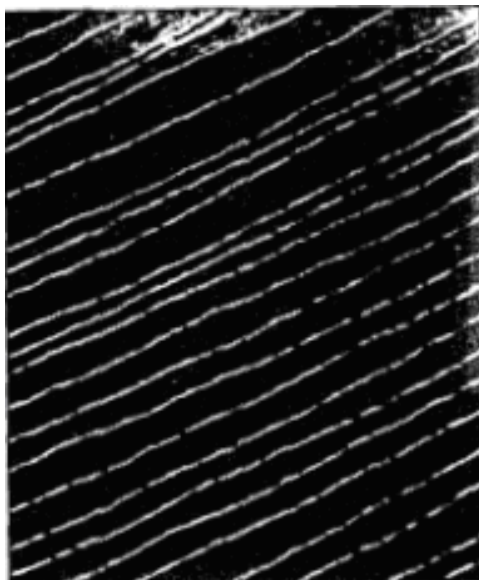


Рис. 1.4. Медные нанопроволоки ($\varnothing 3$ нм), полученные осаждением из паровой фазы на ступенчатую подложку из молибдена

Нановолокна (нанопроволоки) кремния в изоляционной оболочке из SiO_2 , а также нановолокна германия привлекают в последние годы внимание как материал для электронных наноприборов. Для их получения были опробованы различные способы, включая фотолитографию, технику травления и т.п. Наиболее перспективным оказался метод лазерного облучения мишеней из смесей $\text{Si} + \text{SiO}_2$, $\text{Si} + \text{Fe}_2\text{O}_3$, $\text{Ge} + \text{SiO}_2$, $\text{Ge} + \text{GeO}_2$ по известной схеме ПЖТ (пар – жидкость – твердое) (рис. 1.5).

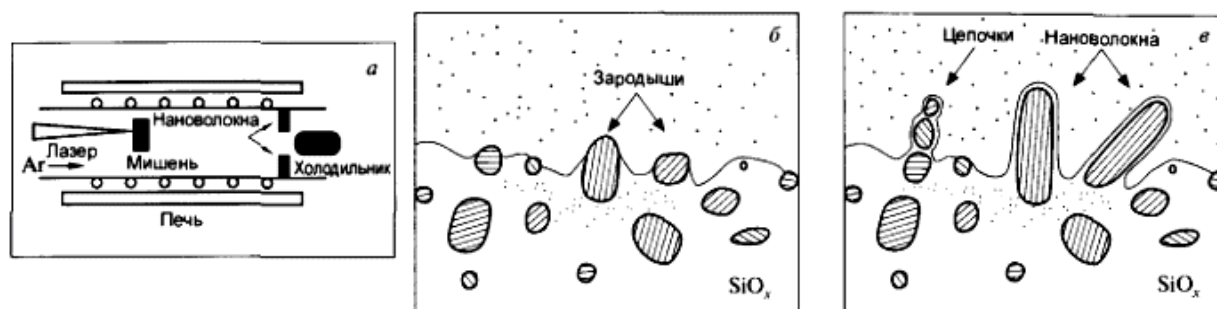


Рис. 1.5. Нановолокна кремния в оболочке из оксида кремния:

а – схема установки для получения волокон; б – схема зарождения волокон;
в – схема роста волокон

1.1.4. 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 $> 10^6$ К/с) 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 [61] 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 удастся получать и непосредственно в процессе спиннингования. В [62] методом спиннингования получена лента сплава $\text{Ni}_{65}\text{Al}_{35}$. 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.

В работе [63] на основе изучения тонких пленок сплава Ni–Fe показано, что мягкие магнитные свойства улучшаются при уменьшении эффективной магнитокристаллической анизотропии. Этого можно достичь, если увеличить число зерен, участвующих в обменном взаимодействии в тонких магнитных пленках. Иначе говоря, уменьшение размера приводит к росту обменного взаимодействия, ослаблению магнитокристаллической анизотропии и тем самым к улучшению мягких магнитных свойств. Позднее эта идея была реализована экспериментально путем направленной кристаллизации многокомпонентных аморфных сплавов. Мягкими магнитными материалами являются Si-содержащие стали, поэтому первоначальные попытки улучшения мягких магнитных свойств путем кристаллизации аморфных сплавов были предприняты на сплавах системы Fe–Si–B с добавками меди. Однако получить сплавы с нанокристаллической структурой не удалось. Только введение в аморфный сплав Fe–Si–B помимо Cu добавок переходных металлов IV–VII групп позволило получить в результате кристаллизации нанокристаллическую структуру [64]. Кристаллизацией аморфных сплавов Fe–Cu–Nb–Si–B при 700–900K получен сплав с однородной нанокристаллической структурой. В этом сплаве в аморфной матрице равномерно распределены зерна ОЦК-фазы α -Fe(Si) размером примерно 10 нм и кластеры меди размером менее 1 нм.

Предварительные (перед кристаллизационным отжигом) деформация прокаткой аморфных сплавов Fe–Cu–Nb–Si–B или их низкотемпературный отжиг позволяют еще уменьшить размер зерна приблизительно до 5 нм [65–66]. Например, холодная прокатка аморфного сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ до величины деформации около 6 % (по удлинению ленты) и последующий отжиг в вакууме при 813 К в течение 1 ч привели к выделению в аморфной фазе нанокристаллических зерен ОЦК-фазы α -Fe(Si) со средним размером примерно 6–8 нм; средний размер зерен в нанокристаллическом сплаве, подвергнутом только отжигу при 813 К в течение 1 ч, составлял 8–10 нм. Низкотемпературный отжиг аморфного сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ при температуре 723 К в течение 1 ч в сочетании с последующим кратковременным (в течение 10 с) высокотемпературным отжигом при 923 К позволил достигнуть среднего размера зерна ОЦК-фазы 4–5 нм. Уменьшение размера зерна в сплаве Fe–Cu–Nb–Si–B после ступенчатого отжига приблизило этот сплав к структуре чистых компактных нанокристаллических металлов с размером зерна 2–5 нм, получаемой методом компактирования [3–4]. Дополнительные деформационная или термическая обработки, понизившие размер зерна, не изменили фазовый состав сплава. По мнению авторов [20], это означает, что фазовый состав сплава $\text{Fe}_{73,5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13,5}\text{B}_9$ окончательно формируется на последней высокотемпературной стадии обработки. Уменьшение размера зерен нанокристаллической фазы вследствие предварительных деформационной или термической обработки обусловлено образованием в аморфной матрице дополнительных центров кристаллизации.

В результате кристаллизации быстро затвердевающих аморфных алюминиевых сплавов Al–Cr–Ce–M (M–Fe, Co, Ni, Cu) с содержанием более 92 ат. % Al образуется структура, содержащая аморфную фазу и выделившиеся в ней икосаэдрические наночастицы ($d \sim 5\text{--}12$ нм), богатые Al [66].

Это хорошо проиллюстрировано на микрофотографии быстро затвердевающего сплава $\text{Al}_{94,5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1,5}$ с дисперсными выделениями

икосаэдрической фазы и снятых с некоторых участков сплава электронограммах (рис. 1.6). Интересно, что вид электронограммы дисперсной фазы зависит от величины участка, на котором происходит дифракция точно сфокусированного пучка электронов. Например, электронограмма, снятая с участка диаметром 1 нм, принадлежащего области В, дает ГЦК-структуру (рис. 1.6, б), тогда как на электронограмме, полученной с участка диаметром 3 нм, наблюдаются отражения, соответствующие осям симметрии 5-го порядка.

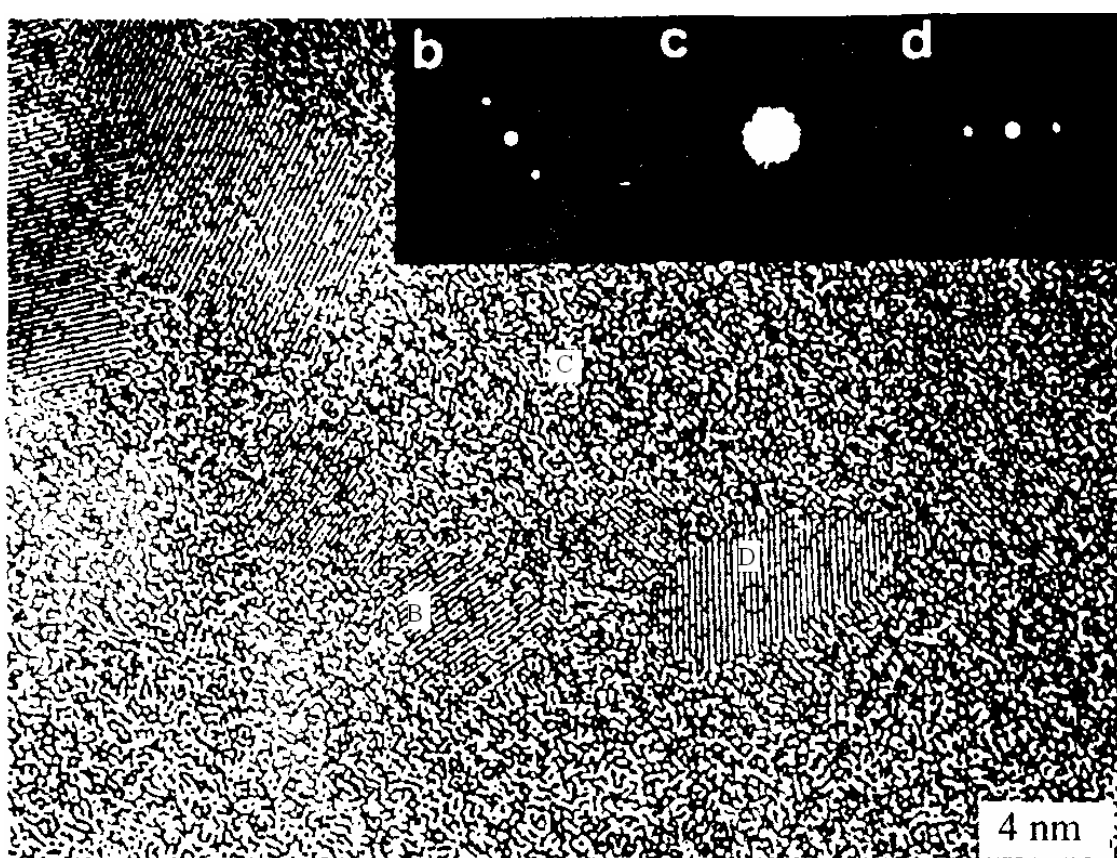


Рис. 1.6. Микрофотография быстро твердеющего сплава $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ [70-71]: в аморфной матрице, С распределены икосаэдрические наночастицы В, D и т. д. со средним размером около 5-10 нм; *b, c, d* – дифрактограммы с участков диаметром 1 нм, отмеченных окружностями и принадлежащих областям В, С и D соответственно

Это означает, что выделяющиеся наночастицы на расстояниях около 1 нм имеют неупорядоченную структуру (без симметрии 5-го порядка), а на

расстояниях около 2 нм и больше – икосаэдрическую структуру с дальним порядком [67]. Сплавы $\text{Al}_{94,5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1,5}$ обладают исключительно высокой прочностью на растяжение (до 1340 МПа), близкой или превосходящей прочность специальных сталей. Основными причинами высокой прочности на растяжение являются образование наночастиц икосаэдрической фазы, имеющих сферическую морфологию, и наличие вокруг этих частиц тонкого слоя алюминия. В настоящее время получение нанокристаллических сплавов методом кристаллизации из закаленного аморфного состояния активно развивается, и число новых сплавов с нанокристаллической структурой, полученных этим методом быстро увеличивается.

1.1.5. Сверхбыстрая закалка расплава

Большой научный интерес и практическое применение имеют методы производства материалов, быстрозакаленных из расплава [68]: порошков, ленты, проволоки, плазменных или лазерных покрытий. Разработаны и используются разнообразные методы, реализующие сверхвысокие скорости охлаждения (до $10^7 - 10^8 \text{K/c}$) 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.

1.2. Основы деформационных методов наноструктурирования материалов

1.2.1. Предпосылки и научные основы деформационных методов наноструктурирования материалов

Фундаментальной основой ДМН является хорошо известное явление накопления дислокаций при пластической деформации материалов и образование ими субструктуры, содержащей границы разориентации [69]. Этот процесс происходит как при низкотемпературной, так и при высокотемпературной деформации, но его протекание и последствия фундаментально различаются для этих двух крайних случаев.

Закономерности эволюции микроструктуры металлов при низкотемпературных больших пластических деформациях были впервые изучены в СССР в работах В.И. Трефилова, Ю.В. Мильмана и С.А. Фирстова [70], а затем наиболее систематически исследованы в работах В.В. Рыбина [71]. Эти работы показали, что независимо от исходной структуры, типа кристаллической решетки материала и способа его деформирования при больших степенях деформации образуется фрагментированная структура, содержащая большеугловые границы межзеренного типа. В.В. Рыбиным и сотрудниками была предложена стройная качественная и количественная теория фрагментации кристаллов [71]. Согласно разработанным ими представлениям, при больших пластических деформациях в границах и стыках зерен формируются мезодефекты, релаксация дальнодействующих напряжений которых приводит к формированию и эволюции новых границ разориентации с углами разориентировки, вырастающими до десятков градусов. Однако главными проблемами, препятствующими получению наноструктур с использованием обычных методов обработки металлов давлением, оставались два факта: во-первых, монотонная деформация создавала удлиненные фрагменты и, во-вторых, после накопления

определенной критической фрагментированной структуры, еще далекой от равноосной наноструктуры, происходило разрушение [71]. В связи с этим, требовались особые схемы деформации, которые бы позволяли обеспечить очень большие степени деформации без разрушения материала.

Закономерности эволюции структуры материалов при горячей пластической деформации изучались в ИПСМ РАН в связи с необходимостью создания ультрамелкозернистой структуры для обеспечения сверхпластичности [72]. Основным механизмом измельчения зерен при горячей деформации является динамическая рекристаллизация. В этом процессе для данного материала размер рекристаллизованных зерен d зависит от скорости деформации и температуры: $d = f(s, T)$ [73]. Размер динамически рекристаллизованных зерен может быть уменьшен снижением температуры или увеличением скорости деформации. В принципе, можно было бы получить размер зерен порядка $d \approx 100$ нм и менее, деформируя материал при соответствующей (достаточно низкой) температуре. Однако это невозможно сделать практически по следующим причинам.

Во-первых, критическая деформация, необходимая для инициирования динамической рекристаллизации, существенно возрастает с понижением температуры. Вследствие этого для получения полностью рекристаллизованной наноструктуры необходимы большие степени деформации. Вместе с тем технологическая пластичность крупнозернистых материалов при относительной низкой температуре мала, поэтому достичь полностью рекристаллизованной микроструктуры при этой температуре нельзя.

Во-вторых, в случае деформации при низкой температуре наблюдается локализация деформации, приводящая к измельчению зерен только в определенных областях материала. Следовательно, для наноструктурирования с использованием горячей деформации также было необходимо разработать особые схемы и режимы деформации.

При разработке этих методов существует несколько требований для получения объемных наноматериалов [74]. Во-первых, важность формирования ультрамелкозернистых (УМЗ) структур, имеющих большеугловые границы зерен, поскольку именно в этом случае качественно изменяются свойства материалов. Во-вторых, формирование наноструктур, однородных по всему объему образца, что необходимо для обеспечения стабильности свойств полученных материалов. В-третьих, образцы не должны иметь механических повреждений или разрушений, несмотря на их интенсивное деформирование. Для обеспечения всех трёх требований оказались пригодны три метода деформационного наноструктурирования – кручение под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП) и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК).

1.2.2. Получение наноструктурированных материалов всесторонней изотермической ковкой

Одним из важнейших следствий деформационного наноструктурирования материалов является существенное повышение их прочности; при этом, в отличие от обычных методов обработки давлением, приводящих к резкому уменьшению пластичности, ДМН сохраняют пластичность материала на удовлетворительном уровне.

В качестве примера в табл. 1.1 приведены значения механических характеристик наноструктурного титанового сплава ВТ6, полученного методом ВИК [6].

Из таблицы видно, что наноструктурный сплав ВТ6 имеет прочность σ_b и предел выносливости σ_{-1} , превышающие на 30 и 20 % соответствующие характеристики мелкозернистого сплава того же состава, упрочненного закалкой и старением. Дополнительная холодная прокатка повышает предел прочности наноструктурного сплава еще на 10-12 %, сохраняя при этом пластичность. Аналогичные результаты были получены и на других

титановых сплавах, подверженных наноструктурированию методом всесторонней изотермическойковки [7-8].

Таблица 1.1

Механические свойства сплава ВТ6 при комнатной температуре

Состояние материала	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_{-1} , МПа
Наноструктурный (после ВИК), $d=400$ нм	1350	1300	8	60	690
Наноструктурный (ВИК+холодная прокатка)	1500	1460	8	55	-
Мелкозернистый (закалка + старение), $d=10$ мкм	1050	980	9	35	580

Эффект повышения прочности сплава ВТ6 за счет наноструктурирования сохраняется в интервале эксплуатационных для этого материала температур – до $T=400$ °С. Дальнейшее повышение температуры приводит к обратному эффекту – резкому снижению напряжения течения и проявлению эффекта сверхпластичности, причем последний в наноструктурном сплаве ВТ6 наблюдается уже при температурах, на 200-300 °С более низких, чем температурный интервал сверхпластичности обычного мелкозернистого материала [9].

Сверхпластичность при относительно низких температурах оказалась универсальной и наблюдается и в труднодеформируемых сплавах. В жаропрочном никелевом сплаве Inconel 718 (дисперсионно-упрочненный сплав никель-хром, включающий также значительные количества железа, ниобия и молибдена, с небольшими добавками алюминия и титана) методов ВИК была получена нанодуплексная структура с размером зерен/частиц $d=80$ нм [10]. Полученный наноматериал также демонстрирует сверхпластическое поведение при относительно низких температурах: нижний температурный порог сверхпластичности для него составляет 650 °С против 800 °С для микрокристаллического сплава того же состава [10].

Наноструктурирование до размера зерен $d=100$ нм в корне меняет поведение и интерметаллидного сплава Ti – 25Al [11]. Хрупкий по своей природе материал в наноструктурном состоянии демонстрирует сверхпластическое поведение в интервале температур $T=600-1000^{\circ}\text{C}$, причем при $T=600^{\circ}\text{C}$ удлинение достигает $\delta=780\%$ (рис. 1.7). При этом особо следует отметить факт появления в материале пластичности при комнатной температуре: удлинение неожиданно вырастает от нуля до $\delta=4,8\%$.

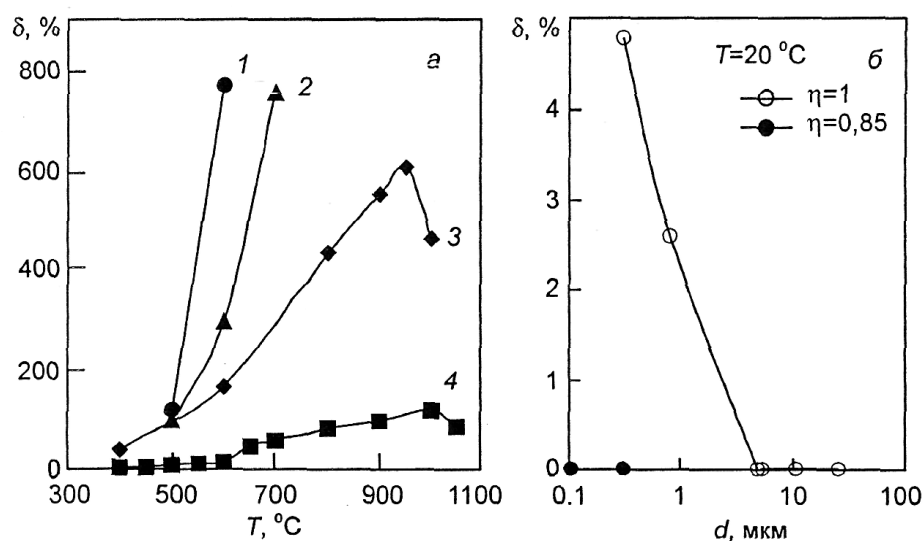


Рис. 1.7. Относительное удлинение δ образцов сплава Ti – 25Al в зависимости от размера зерна ($\epsilon=6,4 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$): а – при повышенных температурах: 1 – $d=100$ нм; 2 – $d=300$ нм; 3 – $d=800$ нм; 4 – $d=8,5$ мкм; б – при комнатной температуре; η – степень дальнего порядка

Для того чтобы понять природу этого эффекта, было проведено исследование поглощения решеточных дислокаций границами зерен в сплаве Ti - 25Al с разными размерами зерен [11]. Образцы с размерами зерен $d=300$ нм и 27 мкм деформировали сжатием на $\epsilon=2\%$ и затем отжигали в течение 15 мин при различных температурах. После деформации практически во все границах наблюдались внесенные решеточные дислокации. После последующего отжига при определенных температурах, зависящих от размера зерен, контраст от этих дислокаций исчезал. Была определена

зависимость доли ГЗ, в которых произошло размытие дислокаций, от температуры – $v(T)$. Исследования показали, что для наноструктурного сплава Ti - 25Al функция $v(T)$ смещена примерно на 400°C влево по сравнению с крупнокристаллическим сплавом, то есть размытие дислокаций в ГЗ наноматериалов происходит при значительно более низких температурах, чем в обычных материалах. Релаксационная активность ГЗ в наноструктурном интерметаллиде наблюдалась даже при комнатной температуре. По-видимому, уменьшение размера зерен до наноструктурного уровня в интерметаллидном сплаве Ti - 25Al активизирует зернограничную диффузию даже при комнатной температуре. Это указывает на возможность развития в этом материале при комнатной температуре механизма зернограничного проскальзывания. Появление пластичности при комнатной температуре и снижение температуры сверхпластичности до $T = 600^\circ\text{C}$ ($0,47 T_{\text{пл}}$), по-видимому, также свидетельствует о значительном вкладе этого механизма в пластическую деформацию наноструктурного сплава Ti - 25Al.

Полученный результат, очевидно, может быть обобщен и в отношении обычных металлов и сплавов. Уменьшение размера зерен до наноструктурного уровня существенно снижает температуру, при которой в металлах и сплавах активизируется механизм зернограничного проскальзывания.

Это имеет два важных следствия.

Во-первых, повышение пластичности с уменьшением размера зерен делает осуществимым само наноструктурирование с помощью всесторонней изотермическойковки. Во-вторых, сверхпластическая деформация при относительно низких температурах значительно облегчают сверхпластическую штамповку и формовку сплавов.

Значительное повышение коэффициента зернограничной диффузии в наноматериалах подтверждается прямыми измерениями. Например, коэффициент диффузии изотопа Fe в наноструктурном палладии при температуре около $T=100^\circ\text{C}$ достигает значений, характерных для крупно-

зернистого палладия при $T=900^{\circ}\text{C}$ [12]. Такое anomальное поведение наблюдается вплоть до отжига образца при температуре $T=230^{\circ}\text{C}$ и исчезает после отжига при температуре $T=260^{\circ}\text{C}$. Этот отжиг не вызывает значительного роста зерен, однако сопровождается переходом ГЗ в более равновесное состояние. Таким образом, в диффузионных свойствах нанокристаллов, как и в других их свойствах, играет большую роль как размерный эффект (увеличение объемной доли ГЗ), так и неравновесная структура самих ГЗ, которая приводит к повышению коэффициента зернограницной диффузии на 1-2 порядка по сравнению с ГЗ в крупнозернистых поликристаллах. Теоретические исследования и атомное моделирование диффузии показывают, в соответствии с экспериментами, что неравновесное состояние ГЗ действительно может обусловить повышение коэффициента диффузии ГЗ на 1-2 порядка [13-14].

Наноструктурирование с помощью деформационных методов наноструктурирования приводит к существенным изменениям и других физических свойств материалов – тепловых, упругих, неупругих, электрических и магнитных. Так, модули упругости меди и никеля со средним размером зерен около $d=100$ нм примерно на 10-15 % ниже, чем у крупнозернистых поликристаллов [15]. Внутреннее трение наноструктурного материала имеет повышенный в 3-5 раз уровень амплитудно-независимой части и сравнительно слабую амплитудную зависимость в сравнении с крупнозернистыми образцами [16].

В наноструктурных ферромагнитных материалах обнаружены изменения намагниченности насыщения и температур магнитных фазовых переходов [17-18]. В случае чистых металлов коэрцитивная сила монотонно увеличивается с уменьшением размера зерен [19]. И в магнитотвердых материалах можно добиться увеличения коэрцитивной силы и остаточной индукции путем уменьшения размера зерен. Однако эта зависимость носит немонотонный характер, связанный с происходящим при интенсивной деформации изменением фазового состава [20].

Важной с практической точки зрения является обнаруженная возможность повышения прочности, пластичности и механической обрабатываемости магнитотвердого материала при сохранении его высококоэрцитивного состояния путем уменьшения размера зерен. Эта зависимость также носит немонотонный характер. Например, в сплавах системы Fe–Cr–Co в высококоэрцитивном состоянии эффект немонотонного повышения пластичности связан с частичным растворением модулированной $\alpha_1 + \alpha_2$ -структуры в полосах скольжения [21-22].

Большая объемная доля ГЗ и возбужденное состояние атомов в них приводит к дополнительному рассеянию электронов проводимости в наноматериалах, что проявляется в повышении их электросопротивления. Формирование наноструктурного состояния в меди повышает ее электросопротивление при температуре жидкого азота в 2 раза в сравнении с крупнозернистой медью [23]. Отжиг образцов вызывает возврат электросопротивления, причем наиболее резкое снижение сопротивления, составляющее примерно 20 %, происходит в интервале температур $T = 150\text{--}200$ °С. Микроструктурные исследования показывают, что именно в этом температурном интервале ГЗ в наноструктурной меди переходят из неравновесного в равновесное состояние, что позволяет связать особенности поведения электросопротивления с состоянием ГЗ [24].

Наноструктурные металлы обладают более низкой, чем крупнокристаллические металлы, работой выхода электронов; например, для наноструктурного вольфрама разница составляет 0,8 эВ [25].

Проблема полного использования потенциала динамической рекристаллизации для измельчения зерен до наноструктурного состояния была решена с помощью метода ВИК [75-80]. Для этого необходимо было совместить в одном процессе выполнение трех основных требований: существенного снижения температуры изотермической 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 сначала проводят предварительные исследования с 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 ϵ и определяют температурно-скоростные условия, обеспечивающие 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 [72], то есть речь идет об относительно высоких температурах и низких скоростях деформации. Зависимость $d(T, \epsilon)$ дает также информацию о температурно-скоростных 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. 1.8 представлена принципиальная схема всесторонней изотермическойковки, которая была разработана и используется для получения объемных наноструктурных (НС) полуфабрикатов из различных материалов. Ковка заготовки осуществляется в температурно-скоростных режимах, выбранных в ходе предварительных исследований. Схема всесторонней изотермическойковки 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 условиямиковки, так и ее схемой. Всесторонняяковка ведется до достижения 100% рекристаллизованного объема. Размер зерен определяется соотношением Зинера–Холломона [73]. Необходимо отметить несколько моментов.

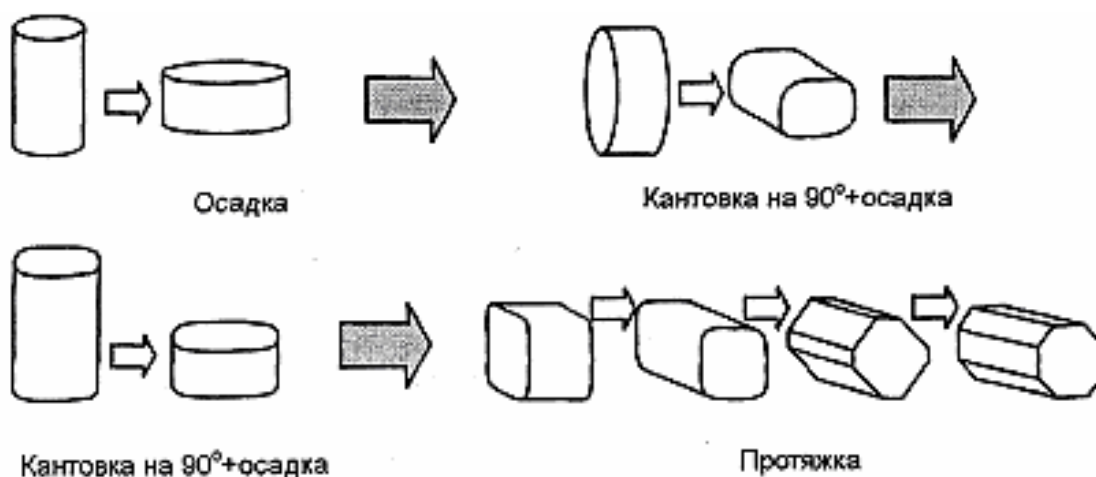


Рис. 1.8. Принципиальная схема всесторонней изотермическойковки

Как видно на рис. 1.8, всесторонняя изотермическаяковка ведется таким образом, чтобы избежать значительного контактного трения, то есть с использованием относительно небольших степеней деформации на каждом переходе. Послековки 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 наблюдается в металлах и сплавах [72]. Снижение температуры последующей деформации (обычно с сохранением прежней скорости деформации) обеспечивает дальнейшее измельчение микроструктуры. Повторная ВИК при пониженной температуре вновь позволяет получить полностью рекристаллизованную однородную микроструктуру, но уже с

существенно более мелким размером рекристаллизованных зерен. Дополнительное измельчение микроструктуры снова приводит к повышению технологической пластичности материала (сверхпластическому течению), что опять позволяет снизить температуру всестороннейковки. 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 $d(T, \epsilon)$.

Необходимо отметить несколько важных моментов. Количество этапов, разницы температур ΔT ; между этапами, ΔT 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 при более 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 влияние деформационного разогрева и соответственно обеспечить равномерное развитие рекристаллизационных процессов. При ВИК на гидравлическом прессе она обычно составляет $\dot{\epsilon} = 10^{-3} - 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. На каждом этапе по мере измельчения микроструктуры материал переходит в 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 противодействия существенно меньше, чем во втором.

В итоге, метод ВИК позволяет получать более объемные наноструктурные полуфабрикаты, чем РКУП, а также 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 [81].

1.2.3. Формирование наноструктурных материалов деформацией кручением под высоким давлением

Именно с использованием метода кручения под квазигидростатическим давлением В.И. Левитом с сотрудниками [82] 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, наноструктурировали 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 [83-85], а в некоторых сплавах (например, в TiNi) - даже полностью аморфную структуру [74]. Этот замечательный экспресс-метод используется чаще всего при получении нано-структурных образцов для исследования физических свойств.

Конструкция установки деформации кручением (рис. 1.9) под высоким давлением основана на принципе наковален Бриджмена, где образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением (P) 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.

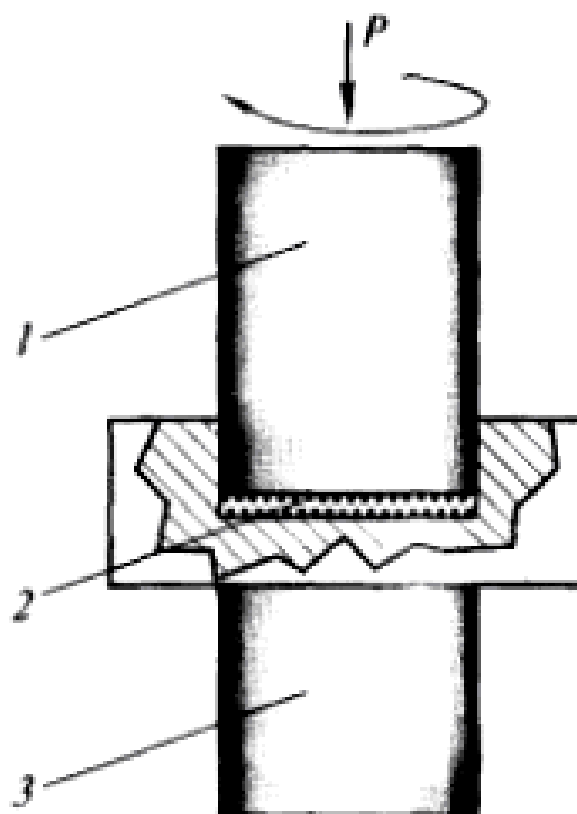


Рис. 1.9. Схема метода кручения под высоким давлением:

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:

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

где N – количество оборотов подвижного бойка, L – толщина образца [27]. 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 [74]. 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 состояния [84-85]. При этом наблюдаются три 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 зерен дислокации не наблюдаются, а границы зерен являются неравновесными, то есть содержат повышенную плотность зернограницных дислокаций. Наличие стадийности 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 структуры в установившейся стадии. Так, некоторые исследования показывают, что предельный размер зерен, получаемый КВД, уменьшается с уменьшением гомологической температуры КВД [86-87].

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.

1.2.4. Получение наноструктурных материалов методом равноканального углового прессования

В результате РКУП происходит измельчение структурных составляющих исходной ферритно-перлитной структуры за счет дробления перлита и его «размытия» в деформирующейся ферритной матрице в виде мелких обособленных зерен величиной 0,3–0,5 мкм (рис. 1.10).

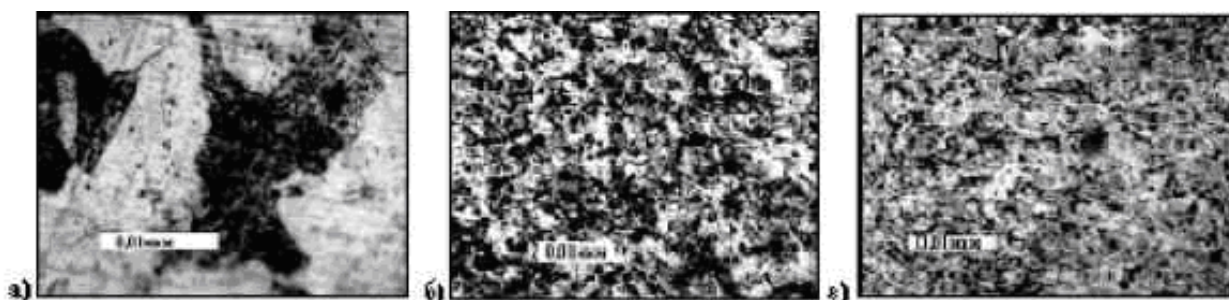


Рис. 1.10. Влияние РКУП на макроструктуру стали 09Г2С:

- а) исходный материал; б) РКУП при 300°C, число циклов 2;
в) РКУП при 550°C, число циклов 8

По данным механических испытаний на растяжение при температуре 40°C образовавшаяся субмикронная структура повысила предел текучести стали 09Г2С более чем в 2,5 раза, предел прочности почти вдвое. Увеличение прочности сопровождается снижением относительного удлинения, особенно значительным после РКУП по режиму 1. Некоторое понижение характеристик прочности при обработке по режиму 2 по сравнению с режимом 1 компенсируется улучшением пластичности и ударной вязкости. Это связано с более мелкодисперсным строением материала после РКУП при повышенной температуре. Особый интерес представляет то, что при температуре 40°C значение ударной вязкости обработанного по режиму 2 материала выше, чем у материала в исходном состоянии приблизительно на 35% (табл. 1.2)

Значения ударной вязкости стали 09Г2С

Состояние стали	KCV +20, МДж/м ⁻²	KCV -40, МДж/м ⁻²
Исходное	0,22	0,13
Режим 1: РКУП при 300 °С	0,13	0,06
Режим 2: РКУП при 550 °С	0,16	0,18

Макростроение всех образцов, разрушенных при температуре +20°С, соответствует вязкому типу разрушения, но изломы образцов материала, подвергнутого РКУП, имеют более сложный рельеф, что обусловлено, скорее всего, возникновением зонально неоднородных структур деформации. Влияние неоднородности пластических свойств соседних слоев материала особенно четко проявляется при температуре -40°С, способствуя возникновению множественных участков разрушения по механизму вырыва.

Изучение закономерностей повышения сопротивления ферритно-перлитных сталей хрупкому разрушению после обработки интенсивной пластической деформацией и формирования субмикроструктурной структуры использовали электронно-фрактографический анализ поверхностей изломов образцов, испытанных на ударный изгиб. Такой анализ позволяет выявить микромеханизмы разрушения, особенности строения изломов и сделать выводы о том, как достигается в материале тот или иной уровень прочности.

Электронно-микроскопическое исследование поверхности изломов образцов, разрушенных при +20°С, подтвердило вязкий тип разрушения.

Для всех образцов характерны чередования более крупных ямок с мелкими (рис. 1.11); у образцов после РКУП при 300°С и при 550°С наблюдается вязкое разрушение с мелкими ямками, выстроенными в виде протяженных гребней (рис. 1.11, б, в).

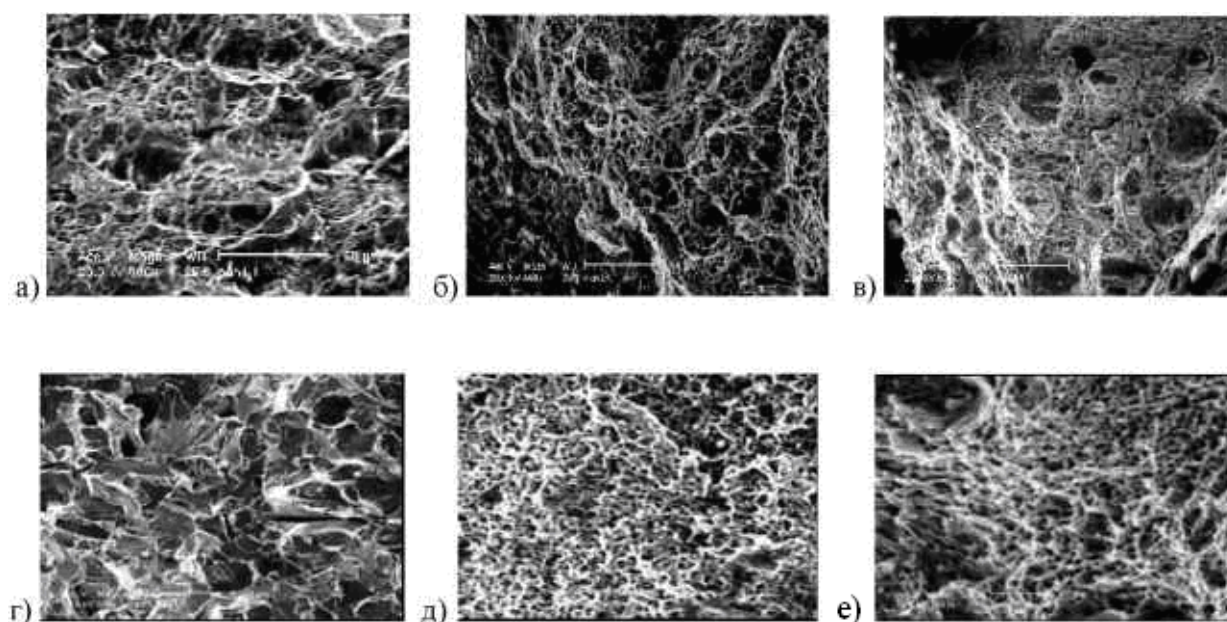


Рис. 1.11. Типичные участки поверхности разрушения стали 09Г2С после испытаний на ударный изгиб при +20°C (а – исходное состояние; б – РКУП по режиму 1; в - РКУП по режиму 2) и при -40°C (г – исходное состояние; д – РКУП по режиму 1; е – РКУП по режиму 2); x2000

Такие гребни формируются при слиянии соседних вязких микротрещин. Фрактографический анализ образцов, разрушенных при -40°C, выявил различия в микромеханизмах разрушения всех образцов. Выявлено, что для образца в исходном состоянии характерно хрупкое разрушение квазисколом за исключением зоны долома, которая характеризуется вязким типом разрушения. После двух проходов РКУП при 300°C строение излома меняется, на поверхности излома наблюдается множество ямок, также на изломе встречаются площадки межзеренного разрушения (рис. 1.11, г). Сходное строение излома характерно и для образца, подвергнутого РКУП в восемь проходов при 550°C (рис. 1.11, д).

По данным анализа поверхности разрушения стали 09Г2С методом туннельной микроскопии прослеживаются различия в степени микрорельефности изломов, соответствующие изменениям энергоемкости разрушения образцов в исходном состоянии и после обработки методом РКУП (рис. 1.12).

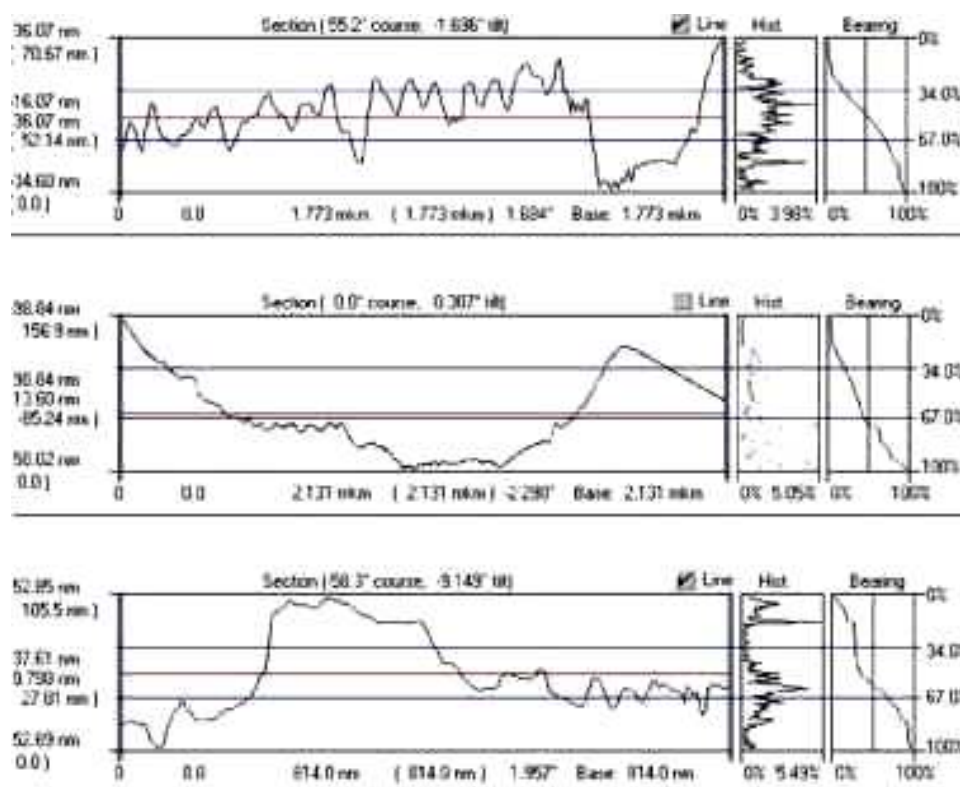


Рис. 1.12. Профиль поверхности изломов после испытания на ударный изгиб при - 40°C: а) исходное состояние; б) РКУП при 300°C; в) РКУП при 550°C

В работе [26] исследована термическая стабильность механических свойств и структуры низкоуглеродистой стали 10Г2ФТ (Fe-1.12Mn-0.08V-0.07Ti-0.1C) в феррито-перлитном состоянии (нормализация 30 мин. при 950°C) после РКУП, кручения под гидростатическим давлением (КГД) и последующих высокотемпературных отжигов (400–700°C, 1 час, охлаждение с печью). Сталь была подвергнута РКУП по режиму ВС (4 прохода) при T=200°C, угол сопряжения между каналами составлял $\Phi=120^\circ$. Эквивалентная деформация, реализуемая в результате РКУП составила 2.7.

Микроструктуру изучали при помощи просвечивающих электронных микроскопов ЭМ-125к, Philips CM30. Металлографические наблюдения проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-71. Методами электронной, оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа показано, что РКУП стали 10Г2ФТ приводит к формированию преимущественно СМК структуры с размером структурных элементов – 0,3 мкм, в то время как исходная мелкозернистая структура имела средний

размер зерна феррита 4,2 мкм (рис. 1.13, а, б). РКУП за счет формирования неравновесной СМК структуры приводит к существенному росту прочностных характеристик стали (табл. 1.3). Высокие прочностные свойства после РКУП связаны с зернограницным упрочнением, вследствие измельчения зерна, и с закреплением границ частицами Fe_3C и VC [26]. Высокие значения микротвердости сохраняются вплоть до температуры отжига $T=500^{\circ}C$, а при более высоких температурах становятся близки к исходному значению до РКУП (табл. 1.3).

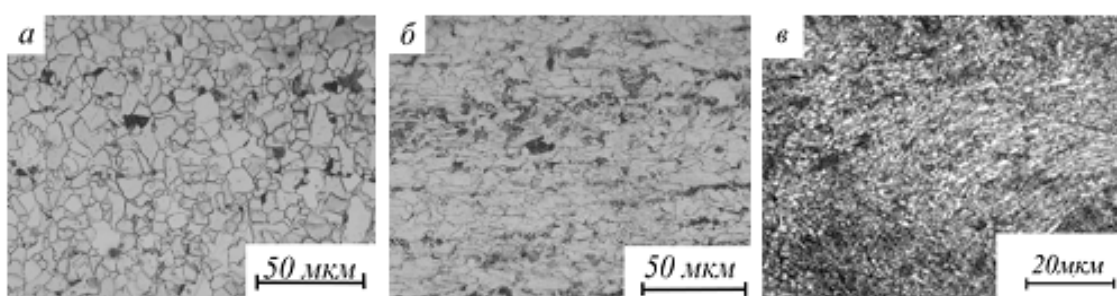


Рис. 1.13. Структура стали 10Г2ФТ до ИПД (а), после РКУП (б), после КГД (в) (оптическая металлография шлифов после травления)

Таблица 1.3

Зависимость значений микротвердости стали 10Г2ФТ от метода ИПД и температуры отжига

	H_{μ} , ГПа (без деформации)	H_{μ} , ГПа (после РКУП) е-2,7	H_{μ} , ГПа (после КВД) е-6,3
исходное сост.	1,6	2,9	6,44
отжиг $400^{\circ}C$	-	-	6,67
отжиг $500^{\circ}C$	1,6	2,8	4,47
отжиг $600^{\circ}C$	1,6	1,8	2,92
отжиг $700^{\circ}C$	1,6	1,7	-

Эти данные находятся в полном соответствии с результатами исследования зависимости механических свойств исследуемой стали при растяжении после РКУП от температуры отжига (рис. 1.14). До температуры $T=500^{\circ}C$ сталь находилась в высокопрочном состоянии, и процессы

рекристаллизации не оказывают существенного влияния на предел текучести и пластичность стали. В то время как отжиги при 600°C и 700°C существенно понижают значения предела текучести и способствуют росту пластичности. Кривая течения, полученная после отжига при 700°C близка к « $\sigma - \epsilon$ » кривой для исходного состояния до РКУП (рис. 1.14).

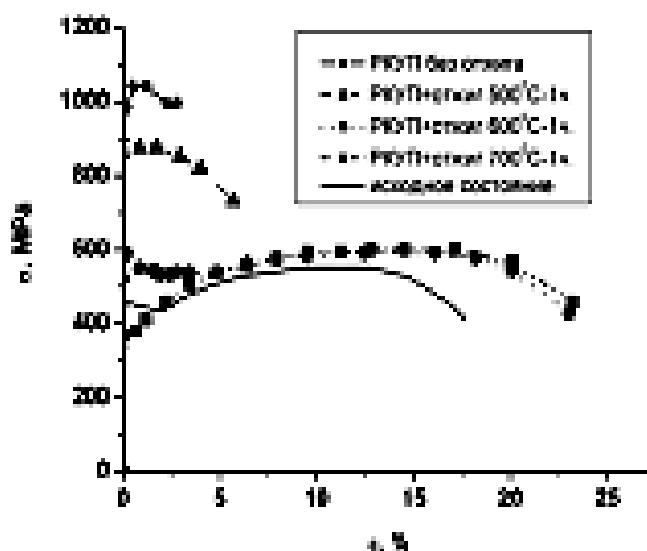


Рис. 1.14. Кривые течения при растяжении стали 10Г2ФТ ($T=300\text{K}$) в исходном состоянии, после РКУП и высокотемпературных отжигов

Наблюдали отдельные крупные зерна феррита размером $\sim 200\text{-}300$ нм, которые образовались в трех-четырех ориентированных фрагментах по механизму подобному коалесценции. Это согласуется с данными [2], согласно которым для деформации простым сдвигом характерно формирование полос сдвига, и увеличение степени деформации может приводить к локальной неоднородности формирующейся СМК структуры из-за протекания динамической рекристаллизации.

Авторами [28] были произведены эксперименты по исследованию свойств наноструктурированных алюминиевых сплавов. Методом индукционной плавки в вакууме были выплавлены семь алюминиевых сплавов: пять двойных (с 10, 20 и 30% Zn и 5 и 10% Mg) и два тройных (2% Mg, 5% Zn и 4% Mg, 10% Zn); здесь и далее состав сплавов указан в весовых

процентах. Для изготовления использовались высокочистые компоненты (5N5 Al, 5N Zn и 4N5 Mg). Образцы сплавов в виде дисков толщиной 0.3 мм и диаметром 10 мм деформировались при комнатной температуре по методу кручения под высоким давлением [3]. Образец помещался между двух пуансонов: вращающегося нижнего и неподвижного верхнего. Приложенное давление составляло 5 ГПа. Степень деформации определялась числом оборотов пуансона N ($N = 0,5; 1; 2; 5$). При этом истинная логарифмическая степень деформации

$$\gamma = \ln\left(\frac{2\pi RN}{l}\right), \quad (1.2)$$

где R и l – радиус и толщина образца соответственно, а $N=5$, время деформации составляло 300 с. Температура образца при деформации с учетом большой массы пуансонов и их высокой теплопроводности не поднималась выше 50°C.

Образцы сплавов в состоянии до и после деформации исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-4000FX. Для исследований применялся также метод рентгеновского дифракционного анализа с использованием дифрактометра SIEMENS-500 с излучением CuK α . Для определения параметра решетки изучаемых сплавов брались рентгеновские отражения из прецизионного углового интервала с углами отражения $2\theta > 100^\circ$ и использовалась процедура экстраполяции по Нельсону–Рейли. Относительная ошибка при определении параметра решетки составляла не более 0,01%. Образцы для исследований вырезались на расстоянии 5 mm от центра деформированного диска.

Микротвердость сплавов измерялась на установке Nanoindenter (MTS Nano Instruments) с трехгранной пирамидой и соотношением „площадь отпечатка/глубина“ таким же, как у индентора Викерса. Прибор имеет разрешение по нагрузке 50 нН и пространственное – 0,01 нм соответственно. На каждую точку было выполнено не менее 15 измерений. Относительная ошибка определения микротвердости не превышала 10%. Величина

отпечатка составляла 10-12 мкм. Необходимо отметить, что измерения выполнены в той же части образцов, откуда была получены структурные данные.

На основе данных рентгеноструктурного анализа было показано, что в структуре всех трех сплавов присутствует твердый раствор на основе алюминия [29].

При этом сплавы Al-Zn являются двухфазными: в них присутствует фаза (Zn).

В сплавах же Al-Mg и Al-Mg-Zn других фаз обнаружено не было, что может свидетельствовать об их малой объемной доле.

Для изучаемых сплавов была определена зависимость параметра решетки твердого раствора (Al) от содержания легирующего элемента в сплаве до и после деформации (число оборотов пуансонов при деформации N=5). В табл. 1.4 представлены результаты измерений для изучаемых сплавов.

Таблица 1.4

Зависимость параметра решетки a (нм) твердого раствора (Al) от концентрации легирующих элементов в сплавах Al-Zn, Al-Mg и Al-Zn-Mg до и после деформации

Состав		Al-Zn			Al-Mg		Al-Mg-Zn	
		10% Zn	20% Zn	30% Zn	5% Mg	10% Mg	2%Mg-5%Zn	4%Mg-10%Zn
Исходное состояние		0,40468	0,40448	0,40444	0,40780	0,40911	0,40578	0,40625
Деформированное состояние	N=0,5			0,40944				
	N=1			0,40496				
	N=2			0,40495				
	N=5	0,40495	0,40496	0,40495	0,40716	0,40890	0,40556	0,40606

В системе Al-Zn в исходном состоянии (до деформации) параметр решетки твердого раствора непрерывно уменьшается с ростом содержания

Zn в сплаве. Деформация приводит к увеличению параметра решетки (Al) по сравнению с исходным состоянием. Он практически не зависит от содержания Zn в сплаве и близок к параметру решетки чистого алюминия. Аналогичные результаты для сплавов, содержащих Mg, показывают, что в результате деформации параметр решетки (Al) в них уменьшается, также приближаясь к параметру чистого Al, однако это изменение не столь значительно, как в случае сплавов Al-Zn.

Основываясь на полученных результатах о параметре решетки (Al), оценили содержание Zn и Mg в твердом растворе (Al). Для недеформированных сплавов с 10, 20 и 30% Zn оно соответствует 6, 12 и 15% Zn в твердом растворе. Для сплавов с 5 и 10% Mg в том же состоянии содержание Mg в твердом растворе близко к 4 и 8% соответственно. Содержание Zn в (Al) в сплавах Al-Zn в результате деформации резко падает и не превышает 1%. В двух других группах сплавов содержание легирующих элементов в (Al) также уменьшается, но, как уже отмечалось, не столь значительно. Согласно данным о фазовом равновесии для сплавов Al-Zn и Al-Mg, растворимость Zn и Mg в Al при комнатной температуре не превышает 1% [30]. Иными словами, твердый раствор (Al) в исходных сплавах находится в пересыщенном состоянии. Приложенная деформация приводит систему в состояние, более близкое к термодинамическому равновесию, чем то, в котором находился исходный материал. Данные для сплавов Al -30% Zn (табл. 1.5) с разной степенью деформации говорят о том, что эта система достигает состояния равновесия довольно быстро: уже при $N=0,5$ наблюдается практически полный распад пересыщенного твердого раствора.

Электронно-микроскопические исследования свидетельствуют, что в результате деформации зеренная структура сплавов значительно измельчается. На рис. 1.15 представлена структура сплава Al-10% Zn после деформации при $N=5$.

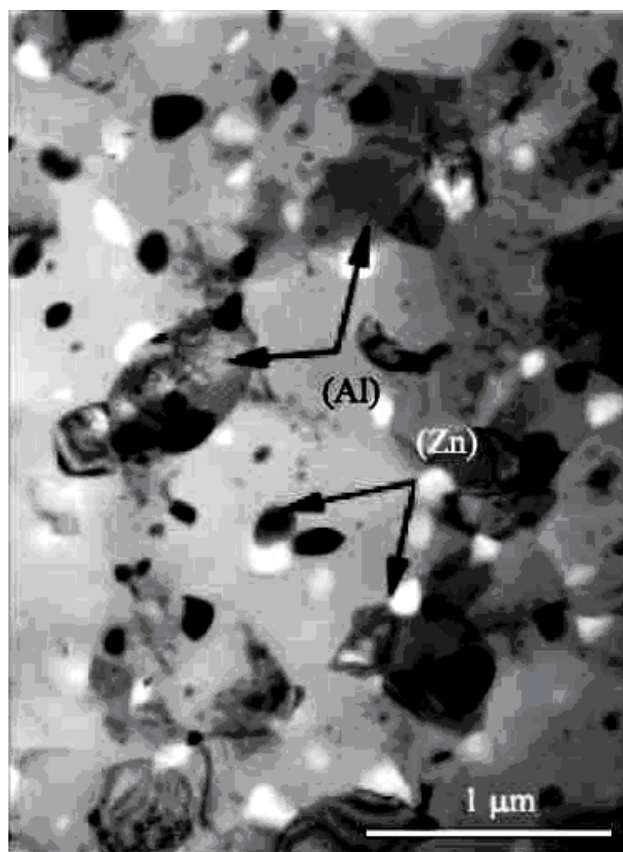


Рис. 1.15. Микроструктура сплавов Al–10%Zn после интенсивной пластической деформации, стрелками показаны зёрна (Al) и (Zn)

В структуре присутствуют зерна двух фаз: (Al) с размером 600 нм (до деформации – 500 мкм) и (Zn) с размером 200 нм (до деформации – 3-5 мкм). Зерна (Al) – равноосные, с хорошо различимыми контурами экстинкции и низкой для столь большой деформации плотностью дислокаций: 10^{12} м^{-2} . Подобная структура характерна, скорее, для режимов горячей деформации, в то время как температура обработки изучаемых образцов не поднималась выше 50° С.

В сплавах Al-Mg и Al-Zn-Mg деформация приводит к формированию довольно схожей по виду структуры (рис. 1.16, а и б соответственно).

Средний размер зерна в сплавах Al-Mg составляет 150 и 90 нм для 5 и 10% Mg; для сплавов Al -5% Zn-2% Mg и Al-10% Zn-4% Mg величина зерна равна соответственно 150 и 120 нм (до деформации – 500 мкм). Структура сплавов характеризуется высокой плотностью дислокаций ($\approx 10^{14} \text{ м}^{-2}$). В

соответствии с данными электронной дифракции в структуре сплавов как в исходном, так и в деформированном состоянии содержатся интерметаллидные фазы: для системы Al–Mg это β -фаза (Al_3Mg_2), для Al–Zn–Mg – τ -фаза [$\text{Mg}_{32}(\text{ZnAl})_{49}$].

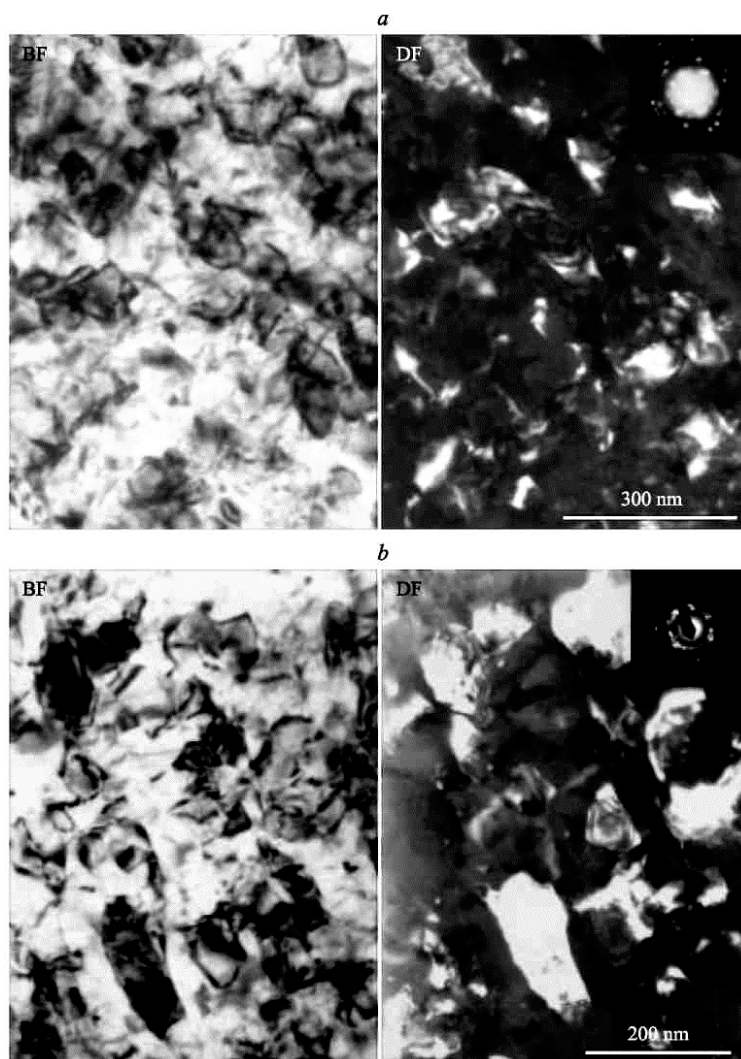


Рис. 1.16. Микроструктура деформированных сплавов Al-5% Mg (a) и Al-2% Mg-5% Zn (b); на соседних снимках показаны участки, снятые в светлом (BF) и темном (DF) поле соответственно

В деформированных образцах частицы фаз, размер которых составляет около 10 нм, равномерно распределены по объему материала.

Таким образом, в результате деформации изучаемых сплавов было обнаружено:

- 1) измельчение их зеренной структуры;
- 2) распад пересыщенного твердого раствора (Al).

Для (Al), обогащенного Zn, распад проходит полностью с образованием фаз, соответствующих равновесию при комнатной температуре. Для (Al), содержащего Mg, распад пересыщенного твердого раствора также наблюдался, хотя и был выражен слабее. Иными словами, ИПД привела к формированию фазового состояния, которое ближе к термодинамически равновесному, чем исходное недеформированное состояние.

Наблюдаемый распад, очевидно, контролируется диффузионными механизмами, а именно объемной диффузией и диффузией по границам зерен. Попытаемся оценить вклад этих механизмов в процесс распада пересыщенного твердого раствора, основываясь на полученных структурных данных. Полагая диффузионный путь равным 500 нм (средний размер зерна) и учитывая время процесса деформации (300с), получили величину коэффициента объемной диффузии, равную $D(300\text{K}) \approx 4 \cdot 10^{-15} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$. Опубликованные данные по объемной диффузии Zn в Al дают $D(300 \text{ K}) \approx 1.0 \cdot 10^{-22} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ [31-32]. Для диффузии Mg в монокристаллах Al $D(300\text{K}) \approx 1.7 \cdot 10^{-24} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ [33-34]. Видно, что оба значения на 8-9 порядков ниже, чем дает экспериментальная оценка. Таким образом, объемная диффузия не может обеспечить распада пересыщенного твердого раствора при деформации.

Распад твердого раствора (Al) может контролироваться также зернограницной диффузией атомов Zn и Mg вдоль границ зерен. Действительно, если принять во внимание, что примеси в растворе располагаются вдоль линий дислокаций, образовавшихся при деформации, а процесс перераспределения дислокаций и является одним из способов формирования новых границ зерен, то эти границы будут значительно обогащены Zn и Mg. Тем не менее, зернограницной диффузии все еще недостаточно для осуществления распада пересыщенного твердого раствора.

Необходимо также учесть влияние еще двух факторов на процессы диффузии, проходящие при пластической деформации материала: появившихся неравновесных вакансий и повышенного давления. Эти факторы действуют в противоположных направлениях: избыточные вакансии ускоряют диффузию, а приложенное давление замедляет ее.

Электронно-микроскопические наблюдения за образованием вакансий при деформации меди [35] и золота [36] показали, что концентрация избыточных вакансий при степени деформации $\epsilon \approx 1$ может достигать значений $10^{-5} - 10^{-4}$, что сопоставимо с концентрацией вакансий в точке плавления. Таким образом, в нашем случае ($\epsilon \approx 6$) следует ожидать, что степень пересыщения материала вакансиями может быть весьма значительной. Второй фактор связан с зависимостью коэффициента диффузии от приложенного гидростатического давления. В условиях используемой схемы деформации давление, действующее на образец, не гидростатическое. При внешнем давлении 5 ГПа соответствующая компонента шарового тензора деформации составит $\sim 1,7$ ГПа. Согласно [36], такое гидростатическое давление приведет к уменьшению коэффициента диффузии не более чем на порядок.

Для описания изменения механических свойств сплавов в результате воздействия ИПД была измерена их твердость H . Результаты измерений представлены в табл. 1.8. Видно, что для всех трех групп сплавов в исходном состоянии величина микротвердости растет с ростом содержания Mg или Zn. Поскольку в недеформированных образцах наблюдались низкая плотность дислокаций (10^{10} м^{-2}) и большая величина зерна (около 500 нм, что заведомо больше размера отпечатка индентора), измеренная величина соответствует твердости пересыщенного твердого раствора и рост микротвердости связан с явлением твердорастворного упрочнения.

Твердость деформированных сплавов Al–Mg и Al–Mg–Zn немного возрастает с увеличением концентрации Mg и Zn, что также объясняется твердорастворным упрочнением. Деформация этих сплавов приводит к

небольшому снижению микротвердости. Более существенное падение величины микротвердости в результате деформации наблюдается в сплавах Al–Zn. Здесь следует отметить, что величина отпечатка превышает размер зерна в деформированных сплавах. Величина H для них определяется как вкладом от твердорастворного упрочнения, так и от величины зерна (соотношение Холла–Петча) и от наклепа.

Таблица 1.5

Зависимость твердости H (ГПа) сплавов Al–Zn, Al–Mg и Al–Zn–Mg от концентрации легирующих элементов до и после деформации

Состав		Al-Zn			Al-Mg		Al-Mg-Zn	
		10% Zn	20% Zn	30% Zn	5% Mg	10% Mg	2% Mg-5% Zn	4% Mg-10%Zn
Исходное состояние		0,95	1,55	1,90	2,42	2,78	2,06	1,88
Деформированное состояние	N=0,5			0,59				
	N=1			0,77				
	N=2			0,80				
	N=5	0,84	0,93	0,95	2,32	2,61	2,53	2,25

Довольно необычное поведение сплавов, когда при деформации вместо упрочнения материала наблюдается падение его прочностных характеристик, можно объяснить с учетом описанных выше структурных изменений. Действительно, основываясь на соотношении Холла–Петча, следовало бы ожидать упрочнения материала вследствие значительного измельчения структуры. Однако помимо уменьшения размера зерна, в результате деформации происходит распад пересыщенного твердого раствора, когда вся избыточная примесь (как в случае сплавов Al–Zn) или ее часть (сплавы Al–Mg и Al–Mg–Zn) уходит из него. Влияние эффекта Холла–Петча в чистом виде на твердость материала наблюдалось для сплава Al–30% Zn с различной степенью деформации (рис. 1.17). Действительно, для этих образцов степень пересыщения твердого раствора приблизительно одинакова, так как в соответствии с данными рентгеноструктурного анализа распад твердого раствора практически завершается уже при $N=0,5$ (табл.

1.5). Величины плотности дислокаций для всех четырех состояний также приблизительно равны, и различие в твердости материала определяется лишь размером зерна.

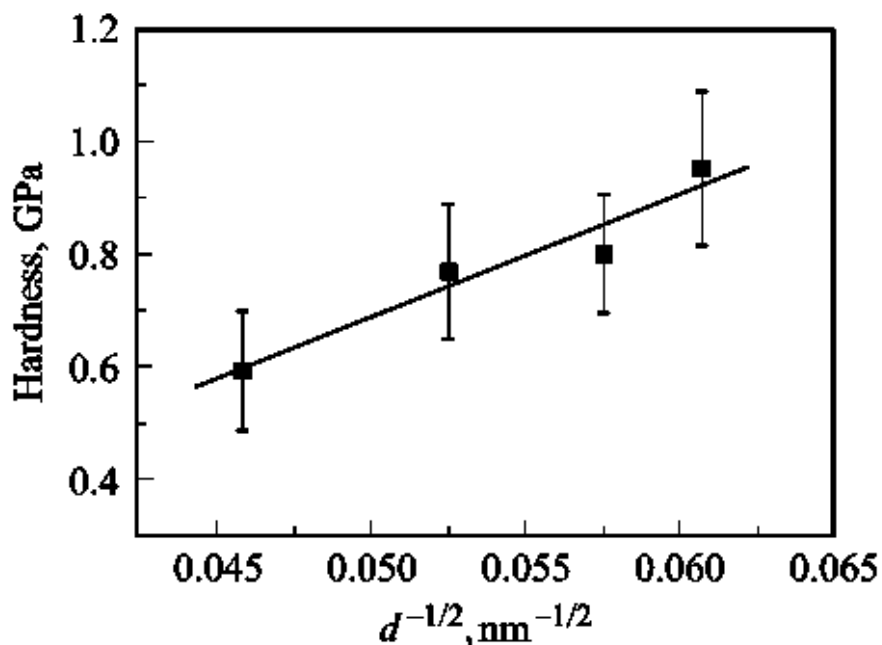


Рис. 1.17. Зависимость Холла–Петча для сплава Al–30% Zn с различной степенью деформации

В результате того, что эффект разупрочнения, связанный с распадом пересыщенного твердого раствора, преобладает над упрочнением, вызванным уменьшением размера зерна и ростом плотности дислокаций, наблюдается уменьшение прочности материала при деформации. Более медленный распад твердого раствора для сплавов, содержащих Mg, объясняет, почему разупрочнение в этих сплавах выражено в меньшей степени.

В последние годы использование методов интенсивной пластической деформации для получения объемных наноструктурных металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой в субмикрорекристаллическом (размер зерен $d \sim 100\text{--}1000$ нм) или нанокристаллическом ($d < 100$ нм) 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 растущего интереса к развитию методов интенсивной 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 (всестороннейковки, прокатки с наложением и соединением листов, специального циклического деформирования и ряда других, РКУ-прессование 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 РКУ-прессованием, 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 [88]:

- 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. 1.18).

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

$$\Delta\Gamma = 2\operatorname{ctg}\Phi. \quad (1.3)$$

Многократная циклическая обработка материала по этой схеме обеспечивает сверхвысокие интенсивности деформации

$$\Gamma = N\Delta\Gamma = 2N\operatorname{ctg}\Phi. \quad (1.4)$$

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

$$e = \operatorname{Arsh}(\Gamma/2) = \ln\{(\Gamma/2) + [(\Gamma/2)^2 + 1]^{1/2}\}. \quad (1.5)$$

Наиболее целесообразно использование углов 2Φ , 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 [90], развитая в работах [91-92] и подробно описанная авторами [89], стала называться равноканально-угловым прессованием (РКУП).

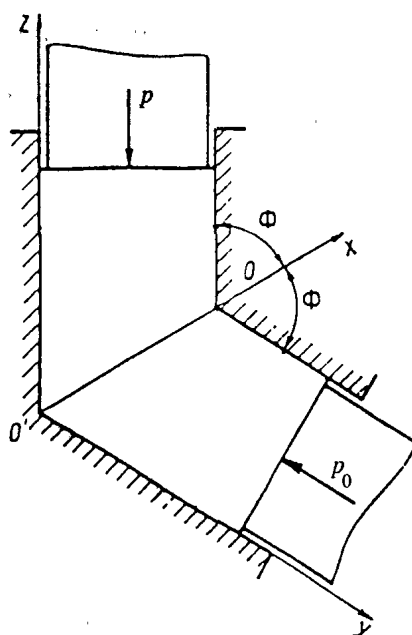


Рис. 1.18. Схема пластической деформации методом равноканального углового прессования: Φ – половина угла пересечения каналом, p – давление прессования, p_0 – противодействие со стороны выходного канала [89]

Методом сильное измельчение микроструктуры может быть 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 В_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 В_с 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 В_с с точки зрения формирования равноосной зеренной структуры и лучшего качества формы и поверхности заготовок.

Для развития методов важным является также проведение экспериментального и компьютерного моделирования механики РКУ-прессования, 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 сдвигом образца во время РКУ-прессования может быть 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 Ti и его сплавов. При этом был достигнут максимальный размер заготовок диаметром 60 мм и длиной 200 мм.

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 РКУ-прессования и его комбинаций с другими методами обработки.

Как свидетельствуют недавние исследования, типично наноструктурные материалы с размером зерен 100 нм или меньше имеют высокую твердость, но проявляют низкую пластичность во 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 [88] чистая Cu (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 Cu 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 Cu 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 [88].

Интересно, что подобные закономерности были обнаружены в Ti и некоторых других металлах, которые были подвергнуты ИПД кручением и испытаны на растяжение. В Ti увеличение прочности и пластичности наблюдалось после интенсивной деформации кручением и кратковременных отжигов при температуре, ниже 300 °С. Как показали исследования с использованием высокоразрешающей электронной микроскопии, эта обработка привела к изменению структуры границ зерен, связанному с перераспределением дислокации. Хотя общая интенсивность дислокации 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 время, наличие ультрамелких зерен может способствовать другим деформационным механизмам, например, таким, как зернограничное проскальзывание и вращение зерен, 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 [88].

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 границ в УМЗ металлах способствует развитию зернограницного проскальзывания, и возможность его наблюдения появляется даже при комнатной температуре. Интересно, что ускорение зернограницного проскальзывания вдоль неравновесных границ зерен было отмечено ранее в модельных экспериментах на бикристаллах.

Отсутствие существенного деформационного упрочнения является еще одним интересным свойством, выявленным во время механических испытаний металлов, полученных методами ИПД. Из механики деформации растяжением известно, что проявление стабильного 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 [40]. Недавно подобное поведение было обнаружено при растяжении наноструктурной Cu, 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 m значение также способствует увеличению удлинения до разрушения. Увеличение параметра m , в свою очередь, может быть результатом развития зернограницного 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 [93-94]. Как известно, именно усталость, более других факторов, часто снижает срок службы и, следовательно, область применения многих перспективных материалов.

2. СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА СТАДИЯХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Для проведения исследований необходимо систематизировать имеющиеся представления в предметной области. Одним из основных результатов проекта должно быть аналитическое описание закономерностей накопления деформаций, исчерпания запаса пластичности, формирования и трансформации наноструктурного состояния и остаточных напряжений поверхностного слоя деталей машин на стадиях жизненного цикла под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации. Для систематизации представлений о закономерностях процессов, происходящих в поверхностном слое и аналитического описания трансформации состояния металла поверхностного слоя (ПС) построены структурно-аналитические модели технологического наследования наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации.

Ранее была разработана общая модель формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин.

Главная функция была сформулирована в виде «Формирование и трансформация наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла изделий». При этом контекстом функции являлись все воздействия и большинство стадий, характерных для жизненного цикла деталей машин.

На рис. 2.1 представлена контекстная (родительская) диаграмма или диаграмма–предок. Определены и описаны основные взаимодействия (стрелки), которые активируют основную функцию:

1. В качестве ресурса принято состояние поверхностного слоя детали после выполнения предшествующего нагружения (до выполнения данной функции). Это состояние описывается совокупностью параметров, таких как параметры структурного состояния, напряженно-деформированного состояния, упрочнения, микроструктуры, шероховатости и остаточных напряжений.
2. Продуктом выполнения данной функции является также состояние поверхностного слоя, но после соответствующего нагружения поверхностного слоя, описываемое той же совокупностью параметров.
3. В качестве управляющего воздействия приняты свойства материала, при этом эти свойства (упругие свойства, кривая течения, диаграмма пластичности и др.) на протяжении жизненного цикла изменяются, что обусловлено эволюцией пластической деформации во времени.
4. В качестве механизма исполнения функции приняты, в общем виде, воздействия на поверхностный слой – технологические, эксплуатационные и связанные с ними.

При моделировании данных описываются диаграммы «сущность-связь», с помощью которых определяются важные для предметной области объекты (сущности), их свойства (атрибуты) и отношения друг с другом (связи). Таким образом, реализовать главную функцию по изменению состояния поверхностного слоя можно, если знать историю и программу нагружения, т.е. в категориях и терминах модели должен быть известен характер развития пластической деформации во времени.

Одной из наиболее важных особенностей методологии, использованной для формирования моделей, является постепенное введение все больших уровней детализации по мере создания диаграмм, отображающих модель. В IDEF0 принята следующая терминология: функции «раскладываются» (подвергаются декомпозиции), а блоки-прямоугольники, обозначающие функции, «детализуются». Прямоугольник, обозначающий систему как единое целое, затем подвергается детализации на другой

диаграмме; получившиеся прямоугольники соединяются стрелками-взаимодействиями. Эти прямоугольники обозначают главные подфункции одной функции-предка. Такое разложение описывает полный набор подфункций, каждая из которых обозначена прямоугольником, границы которого, определены стрелками-взаимодействиями. Каждая из этих подфункций может быть разложена аналогичным образом, после чего становится видимым очередной уровень детализации.

Каждый компонент модели может быть декомпозирован на другой диаграмме. Каждая диаграмма иллюстрирует «внутреннее строение» блока на родительской диаграмме. Таким образом, IDEF0-модели представляют собой иерархическую структуру, на вершине расположен блок (родительский, контекстный) всей системы как единого целого, а на нижних уровнях расположены детализированные блоки родительской диаграммы.

Схема индексации узлов при декомпозиции исходной функции приведена в таблице 2.1, семантика связей – в таблице 2.2.

На рис. 2.2 показана декомпозиция контекстной диаграммы А0. С точки зрения формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя основными этапами можно считать заготовительные операции, операции изготовления изделия и этапы эксплуатации. В соответствии с этими этапами на данном уровне выделено три подфункции.

В результате процессов, протекающих в ПС на стадиях жизненного цикла, происходит изменение структурного состояния металла поверхностного слоя изделия. Свойства материала (предел текучести, кривая течения, диаграмма пластичности) также изменяются.

Декомпозиция диаграммы А1 приведена на рис. 2.3. Для большинства деталей машин в качестве заготовительных используются операции, связанные с пластическим формоизменением (прокатка, ковка, штамповка и др.) с последующей термообработкой или формообразование заготовок литьем. В первом случае структурное состояние поверхностного слоя после заготовительных операций (СПС 3О) определяется накоплением деформации

и исчерпанием запаса пластичности под действием силовых факторов и процессами структурных превращений при нагреве и охлаждении в при термообработке. Во втором случае структурное состояние определяется параметрами процесса кристаллизации металла и охлаждения отливки в литейной форме, которые, с определенной долей условности, также можно считать зависящими от термических воздействий.

На рис. 2.4 показана декомпозиция модели А2. Здесь выделены основные виды операций на стадии изготовления изделия, которые могут определять структурное состояние ПС. Это стадии механической обработки, операции модификации ПС и нанесения покрытий (например, электроэрозионный синтез покрытий, микродуговое оксидирование, ионная имплантация и др.), стадии сборки изделий, стадии сварки и восстановления изделий.

Следует отметить, что существенное повышение эксплуатационных свойств можно достичь использованием сочетания различных технологических методов – применением методов комбинированной обработки. Иными словами, структурное состояние ПС может формироваться в процессах либо последовательного чередования, либо одновременного выполнения отдельных видов обработки. Последовательность чередования стадий изготовления изделия, показанная для декомпозиции диаграммы А2, условна.

Декомпозиция модели А3 приведена на рис. 2.5. Особенностью описания трансформации структурного состояния металла ПС на стадиях эксплуатации является разделение процессов по видам нагружения – работа в условиях износа, усталостных нагрузок, при действии агрессивной среды, в условиях ползучести.

Условия эксплуатации изделия могут обуславливать совместное действие различных видов нагружения, например, выкрашивание поверхности под действием износа в сочетании с усталостными нагрузками, усталостные нагрузки изделия, работающего в агрессивной среде и т.д.

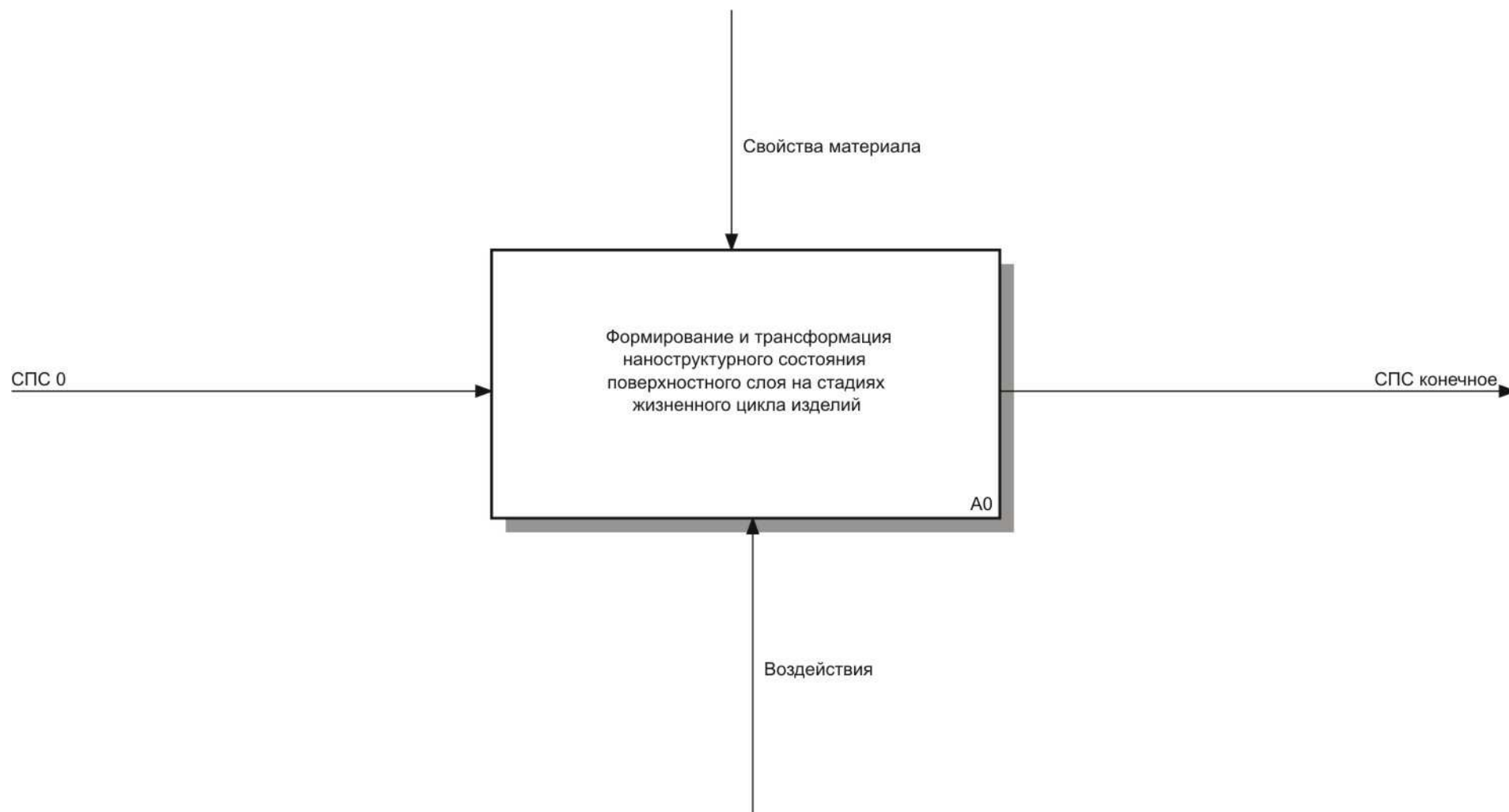


Рис. 2.1. Функциональная модель формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин: контекстная диаграмма А-0

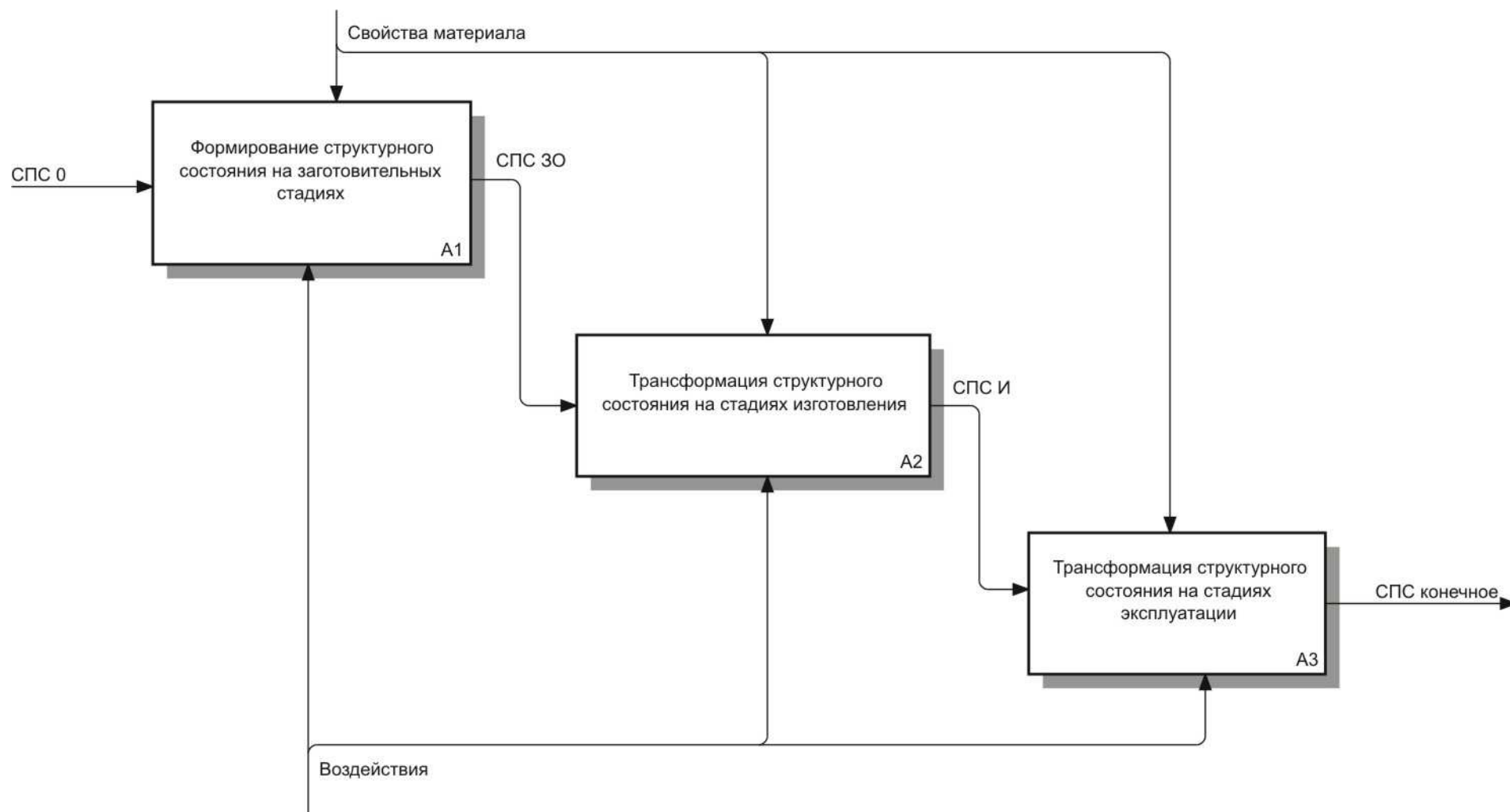


Рис 2.2. Декомпозиция контекстной диаграммы функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин: диаграмма A0

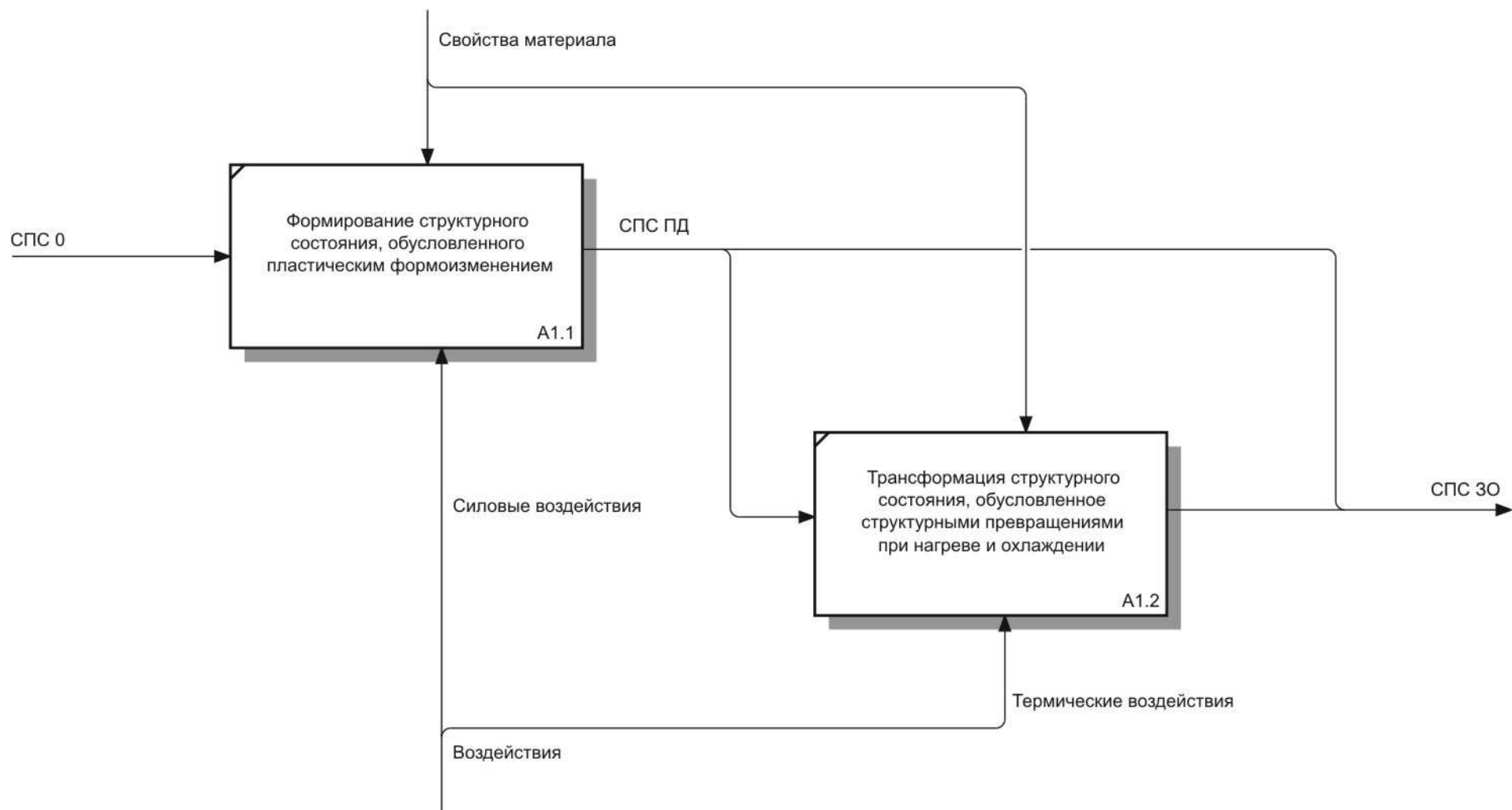


Рис. 2.3. Декомпозиция диаграммы «Формирование структурного состояния на заготовительных стадиях»:
диаграмма A1

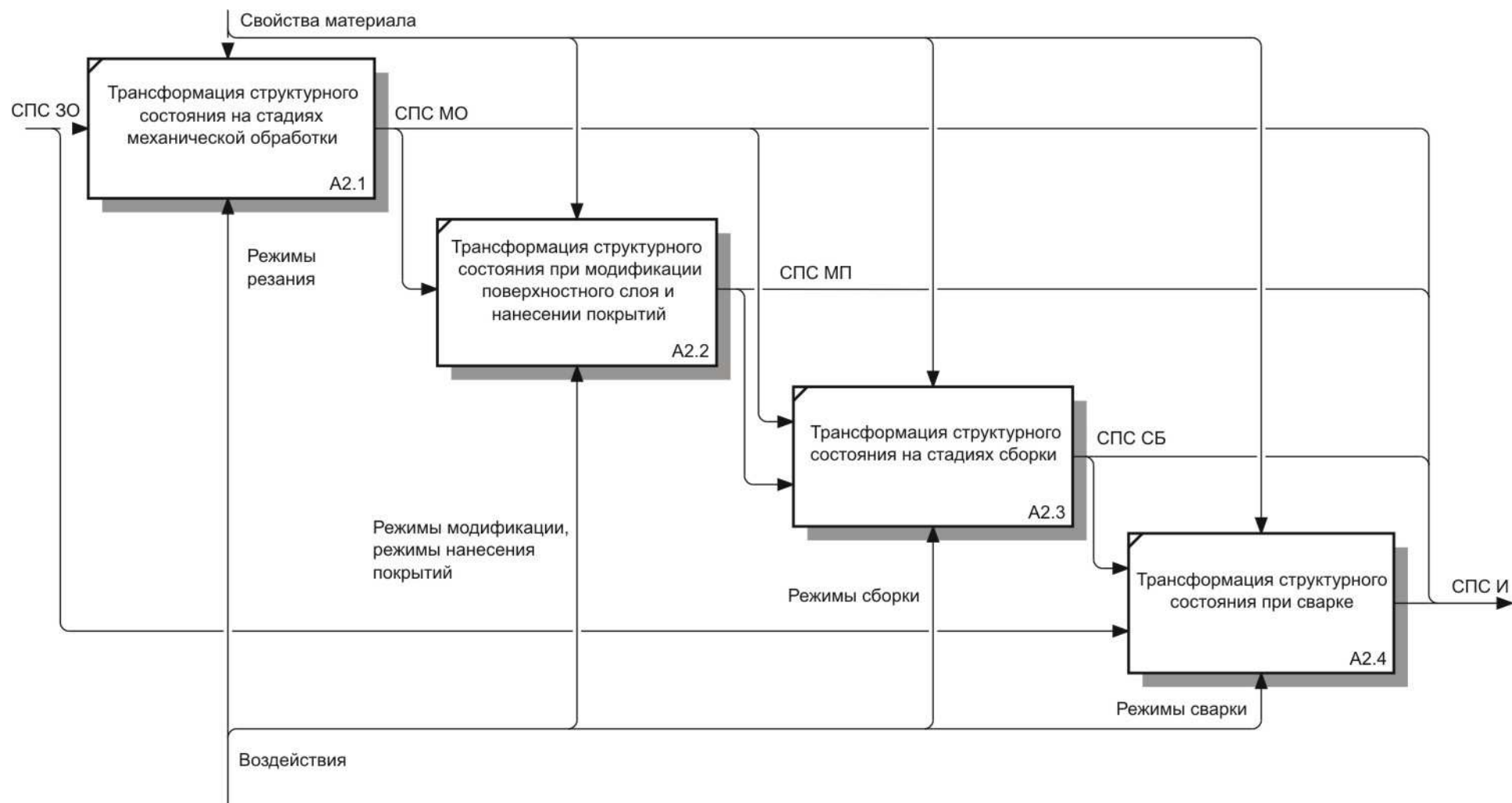


Рис. 2.4. Декомпозиция диаграммы «Трансформация структурного состояния на стадиях изготовления»:
диаграмма А2

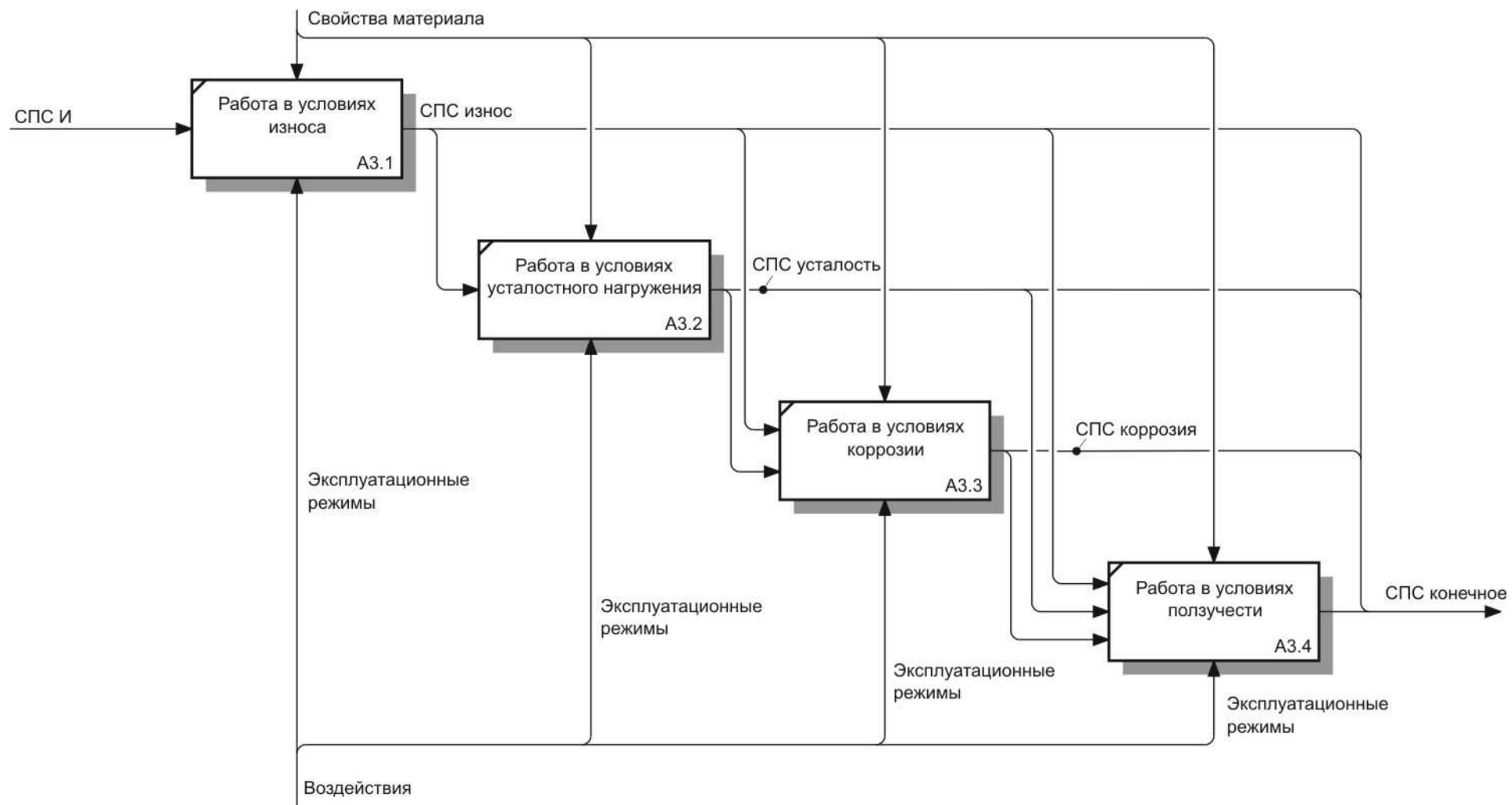


Рис. 2.5. Декомпозиция диаграммы «Трансформация структурного состояния на стадиях эксплуатации»:
диаграмма АЗ

Схема индексации узлов

Индекс узла	Индекс подузла	Семантика узлов
A1		Формирование структурного состояния на заготовительных стадиях
	A1.1	Формирование структурного состояния, обусловленного пластическим формоизменением
	A1.2	Трансформация структурного состояния, обусловленное структурными превращениями при нагреве и охлаждении
A2		Трансформация структурного состояния на стадиях изготовления
	A2.1	Трансформация структурного состояния на стадиях механической обработки
	A2.2	Трансформация структурного состояния при модификации поверхностного слоя и нанесении покрытий
	A2.3	Трансформация структурного состояния на стадиях сборки
	A2.4	Трансформация структурного состояния при сварке
A3		Трансформация структурного состояния на стадиях эксплуатации
	A3.1	Работа в условиях износа
	A3.2	Работа в условиях усталостного нагружения
	A3.3	Работа в условиях коррозии
	A3.4	Работа в условиях ползучести

Семантика связей

Обозначение	Семантика
СПС 0	Исходное состояние поверхностного слоя
СПС конечное	Состояние поверхностного слоя после рассматриваемых стадий жизненного цикла изделий
Свойства материала	Механические свойства материала, определяющие формирование и трансформацию структурного состояния металла: упругие свойства, кривая течения, диаграмма пластичности
Воздействия	Любые технологические, эксплуатационные и связанные с ними воздействия на поверхностный слой заготовки
СПС 30	Состояние поверхностного слоя после заготовительных операций
СПС И	Состояние поверхностного слоя после стадий изготовления изделия
СПС ПД	Состояние поверхностного слоя, обусловленное пластической деформацией на заготовительных стадиях
Силовые воздействия	Все воздействия, приводящие к пластическому формоизменению заготовки
Термические воздействия	Все воздействия, приводящие к структурным превращениям при нагреве и охлаждении в процессе термообработки, а также воздействия, обуславливающие закономерности кристаллизации и охлаждения отливок
СПС МО	Состояние поверхностного слоя после стадий механической обработки
СПС МП	Состояние поверхностного слоя после модификации или нанесения покрытия
СПС СБ	Состояние поверхностного слоя после сборки
Режимы резания	Режимы механической обработки, обуславливающие трансформацию структурного состояния поверхностного слоя в процессах обработки, при использовании технологических методов обработки без снятия стружки – соответственно режимы, характерные для этих методов
Режимы модификации, режимы нанесения покрытий	Режимы, обуславливающие трансформацию структурного состояния при модификации поверхностного слоя и нанесении покрытий
Режимы сборки	Режимы, обуславливающие трансформацию структурного состояния поверхностного слоя при сборке
Режимы сварки	Режимы, обуславливающие трансформацию структурного состояния поверхностного слоя при сварке

Обозначение	Семантика
СПС износ	Состояние поверхностного слоя, формирующееся при работе детали в условиях износа
СПС усталость	Состояние поверхностного слоя, формирующееся при работе детали в условиях усталостных нагрузок
СПС коррозия	Состояние поверхностного слоя, формирующееся при работе детали в условиях коррозии в агрессивной среде
Эксплуатационные режимы	Эксплуатационные режимы, обуславливающие трансформацию структурного состояния поверхностного слоя в процессах эксплуатации, конкретный набор этих режимов зависит от вида эксплуатационного нагружения

В связи с этим на этом уровне декомпозиции диаграммы АЗ предусматривающие совместное действие различных видов нагружения на трансформацию структурного состояния поверхностного слоя детали в процессе эксплуатации. Последовательность различных видов эксплуатационного нагружения также является условной.

Связи функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин физически выражаются в виде следующих функциональных зависимостей.

Под действием пластической деформации на заготовительных стадиях формируется исходное структурное состояние, имеющее характерный размер структурных элементов δ и угол разориентировки зерен γ , которые могут быть определены по зависимостям вида

$$\begin{aligned}
 \Lambda_{\Pi\Phi} &= f(\{\varpi_1, \varpi_2, \varpi_3, \dots\}) \\
 \xi_{\Pi\Phi} &= f(\{\varpi_1, \varpi_2, \varpi_3, \dots\}) \\
 \Lambda(\Pi) &= f(\{\varpi_1, \varpi_2, \varpi_3, \dots\}) \\
 \delta_{\Pi\Phi} &= f(\Lambda_{\Pi\Phi}, \xi, \Lambda(\Pi)) \\
 \gamma_{\Pi\Phi} &= f(\Lambda_{\Pi\Phi}, \xi, \Lambda(\Pi))
 \end{aligned} \tag{2.1}$$

В этих выражениях $\{\varpi_1, \varpi_2, \varpi_3, \dots\}$ – множество (в математическом смысле) силовых воздействий, обуславливающих возникновение пластической деформации; Λ – степень деформации сдвига,

характеризующая накопленную деформацию; ξ – скорость деформации; $\Lambda(\Pi)$ – программа нагружения, характеризующая траекторию нагружения в координатах «показатель напряженного состояния» – «показатель деформированного состояния».

При нагреве и охлаждении происходят процессы трансформации структуры, при этом можно записать

$$\begin{aligned}\delta_{HO} &= f(\{\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots\}, \delta_{\Pi\Phi}, \Lambda_{\Pi\Phi}) \\ \gamma_{HO} &= f(\{\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots\}, \gamma_{\Pi\Phi}, \Lambda_{\Pi\Phi})\end{aligned}\quad (2.2)$$

Иными словами, параметры структурного состояния зависят от множества термических воздействий $(\{\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots\})$, структуры, сформированной на предшествующей стадии, и степени деформации сдвига, накопленной на предшествующей стадии.

В процессах механической обработки продолжается трансформация структурного состояния металла поверхностного слоя, при определенных условиях возможно наноструктурирование поверхностного слоя

$$\begin{aligned}\Lambda_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{\Pi\Phi}) \\ \xi_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{\Pi\Phi}) \\ \Lambda(\Pi) &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}) \\ \delta_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \delta_{HO}, \Lambda_{\Pi\Phi}, \Lambda_{MO}, \xi, \Lambda(\Pi)) \\ \gamma_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \gamma_{HO}, \Lambda_{\Pi\Phi}, \Lambda_{MO}, \xi, \Lambda(\Pi))\end{aligned}\quad (2.3)$$

где $\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}$ – множество, определяющее элементы режимов механической обработки.

Степень деформации сдвига, накапливающаяся на стадиях механической обработки, и скорость деформации зависит от истории нагружения, то есть от воздействий на предшествующих стадиях. Зависимость $\delta_{MO} = f(\delta_{HO})$ следует понимать как зависимость характерного размера структуры на рассматриваемой стадии от размера на всех предшествующих стадиях, эта зависимость может быть описана с использованием функционала наследственного типа.

В процессах сборки воздействия на поверхностный слой имеют такую же физическую природу, что и при механической обработке (например, посадка с натягом), поэтому трансформация структурного состояния при сборке может также быть описано выражением (2.3).

Процессы модифицирования поверхностного слоя и нанесения покрытий могут выполняться с использованием различных технологических методов, поэтому описание трансформации структурного состояния на этих стадиях возможно только в самом общем виде:

$$\begin{aligned}\delta_{МП} &= f(\{\zeta_1, \zeta_2, \zeta_3, \dots\}, \delta_{МО}, \Lambda_{МО}) \\ \gamma_{МП} &= f(\{\zeta_1, \zeta_2, \zeta_3, \dots\}, \gamma_{МО}, \Lambda_{МО})\end{aligned}\quad (2.4)$$

В этих выражениях $\{\zeta_1, \zeta_2, \zeta_3, \dots\}$ – множество, определяющее режимы модификации поверхностного слоя или нанесения покрытия.

В процессах сварки и восстановления деталей машин наплавкой происходит ряд процессов. В зоне расплавленного металла формируется исходная структура, в зоне термического влияния трансформация структурного состояния определяется параметрами нагрева и охлаждения в рассматриваемой точке. В общем виде эти структурные превращения могут быть описаны выражением (2.2).

В процессах эксплуатации при наличии силовых воздействий продолжается процесс накопления деформаций, который обуславливает дальнейшую трансформацию структурного состояния металла поверхностного слоя:

$$\begin{aligned}\Lambda_{\mathcal{E}} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{МО}) \\ \xi_{\mathcal{E}} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{МО}) \\ \Lambda(\Pi) &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}) \\ \delta_{\mathcal{E}} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, (\delta_{МО} | \delta_{МП}), \Lambda_{МО}, \Lambda_{\mathcal{E}}, \xi, \Lambda(\Pi)) \\ \gamma_{\mathcal{E}} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, (\gamma_{МО} | \gamma_{МП}), \Lambda_{МО}, \Lambda_{\mathcal{E}}, \xi, \Lambda(\Pi))\end{aligned}\quad (2.5)$$

где $\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}$ – множество эксплуатационных режимов; запись $\delta_{МО} | \delta_{МП}$ следует читать – характерный размер либо после механической обработки,

либо после модификации поверхностного слоя или нанесения покрытия, что определяется конкретным технологическим процессом изготовления детали.

Таким образом, формирование и трансформация структурного состояния на стадиях жизненного цикла изделий, сопровождающихся возникновением пластической деформации, определяется эволюцией этой деформации. Ключевой характеристикой, позволяющей описать эволюцию пластической деформации, являются программа нагружения $A = f(P)$.

В рамках данного проекта детализация стадий жизненного цикла описанной модели является излишней, а описание формирования программы нагружения, напротив, является недостаточно детализированным.

В связи с этим, главная функция структурно-аналитической модели формулируется как «Технологическое наследование наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации» (рис. 2.6). Также изменяется контекст, рассматриваются только стадии обработки – резание и ППД, и стадии эксплуатационного нагружения – например, стадия усталостного нагружения.

Построение структурно-аналитических моделей выполнялось путем декомпозиции и описания связей подмоделей функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации.

Схема индексации узлов при декомпозиции исходной функции приведена в таблице 2.3, семантика связей – в таблице 2.4.

Декомпозиция модели A0 показана на рис. 2.7. В соответствии с поставленным контекстом для рассматриваемой модели оставлены стадии обработки и стадии эксплуатации.

Декомпозиция модели A1 приведена на рис. 2.8. Исходным ресурсом, входящим в первый блок, является начальное состояние поверхностного слоя. 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 «Формирование ОД».

Ресурсом для второго блока также является исходное состояние поверхностного слоя. Под воздействием режимов, приводящих к образованию ОД с определенными геометрическими параметрами, формируется программа нагружения. Таким образом, выходными данными блока «Формирование ПН» является программа нагружения, комплексно характеризующая формирование напряженно-деформированного состояния на данной стадии нагружения. Формирование третьего блока осуществляется под действием определенной программы нагружения. Выходными данными третьего блока являются состояние поверхностного слоя, полученное на данной стадии нагружения, и определенная история нагружения. Полученные значения являются ресурсами для последующей стадии нагружения.

Декомпозиция модели A1.2 показана на рис. 2.9. Как следует из модели, для определения параметров аналитического описания программы нагружения необходимо рассчитать значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения. Эти значения могут быть определены по геометрическим параметрам очага деформации.

Далее требуется определить влияние истории нагружения на значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программы нагружения. После этого определяются коэффициенты аппроксимации участков программы нагружения.

Дуги (стрелки) данной модели физически выражаются в виде следующих функциональных зависимостей.

Под воздействием режимов на данной стадии нагружения в поверхностном слое металла с определенными свойствами возникает наследственный очаг деформации, геометрические параметры которого

связаны с технологическими режимами и историей нагружения зависимостями вида

$$\begin{aligned} ПОД_{рез} &= f(t, S, V, R_{np}, \alpha, \gamma, A_{i-1}), \\ ПОД_{ППД} &= f(P, S, R_{np}, A_{i-1}), \end{aligned} \quad (2.6)$$

где $ПОД_{рез}$ – какой-либо параметр очага деформации, возникающий при резании; $ПОД_{ППД}$ – какой-либо параметр очага деформации, возникающий при ППД; t – глубина резания; S – подача; V – скорость резания; γ и α – передний и задний углы соответственно; P – усилие, при котором осуществляется ППД; R_{np} – профильный радиус инструмента; A_{i-1} – степень деформации сдвига, накопленная на предшествующих стадиях обработки.

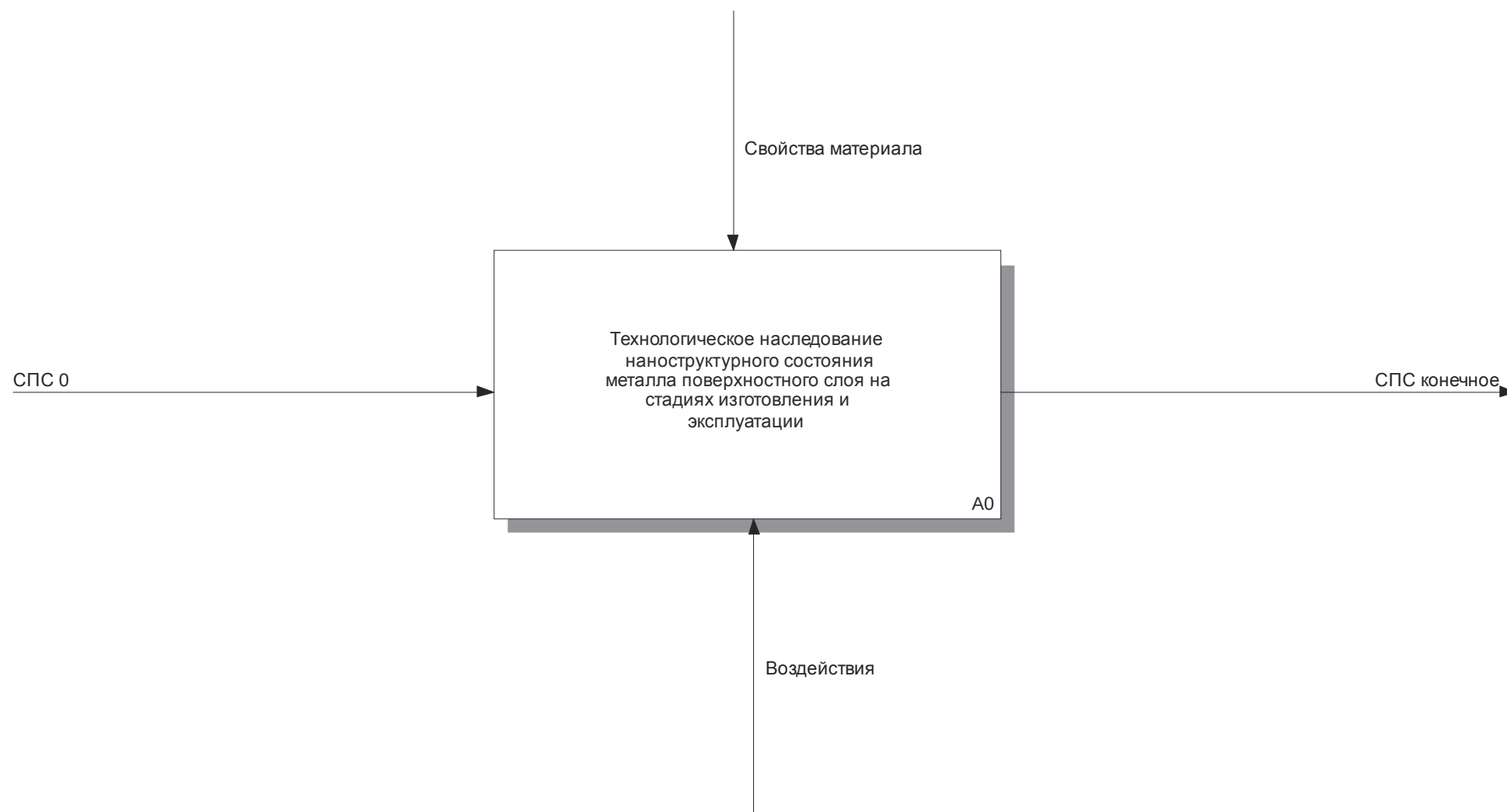


Рис. 2.6. Структурно-аналитическая модель технологического наследования наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации: контекстная диаграмма А-0

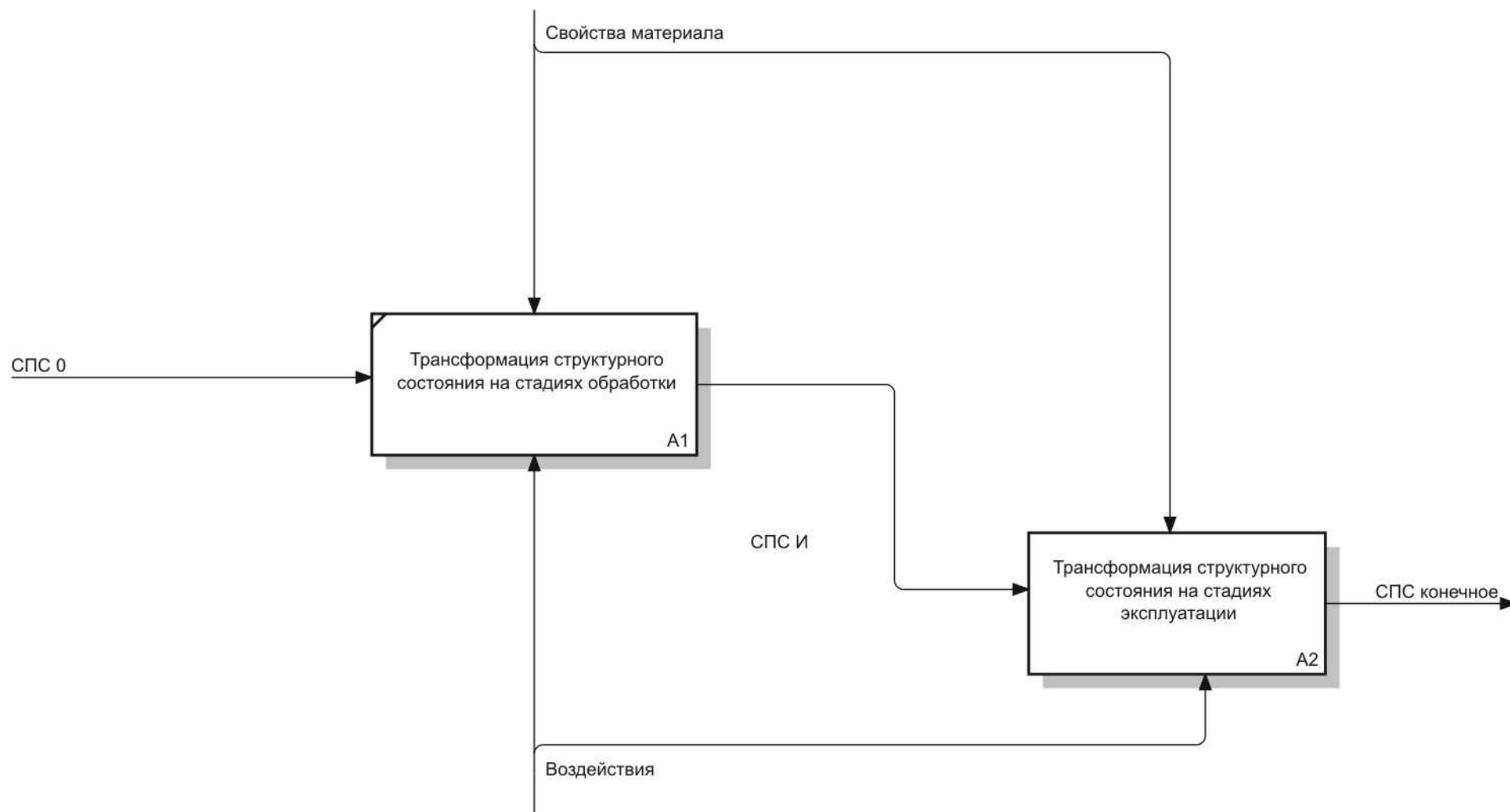


Рис. 2.7. Декомпозиция контекстной диаграммы модели технологического наследования наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации: диаграмма A0

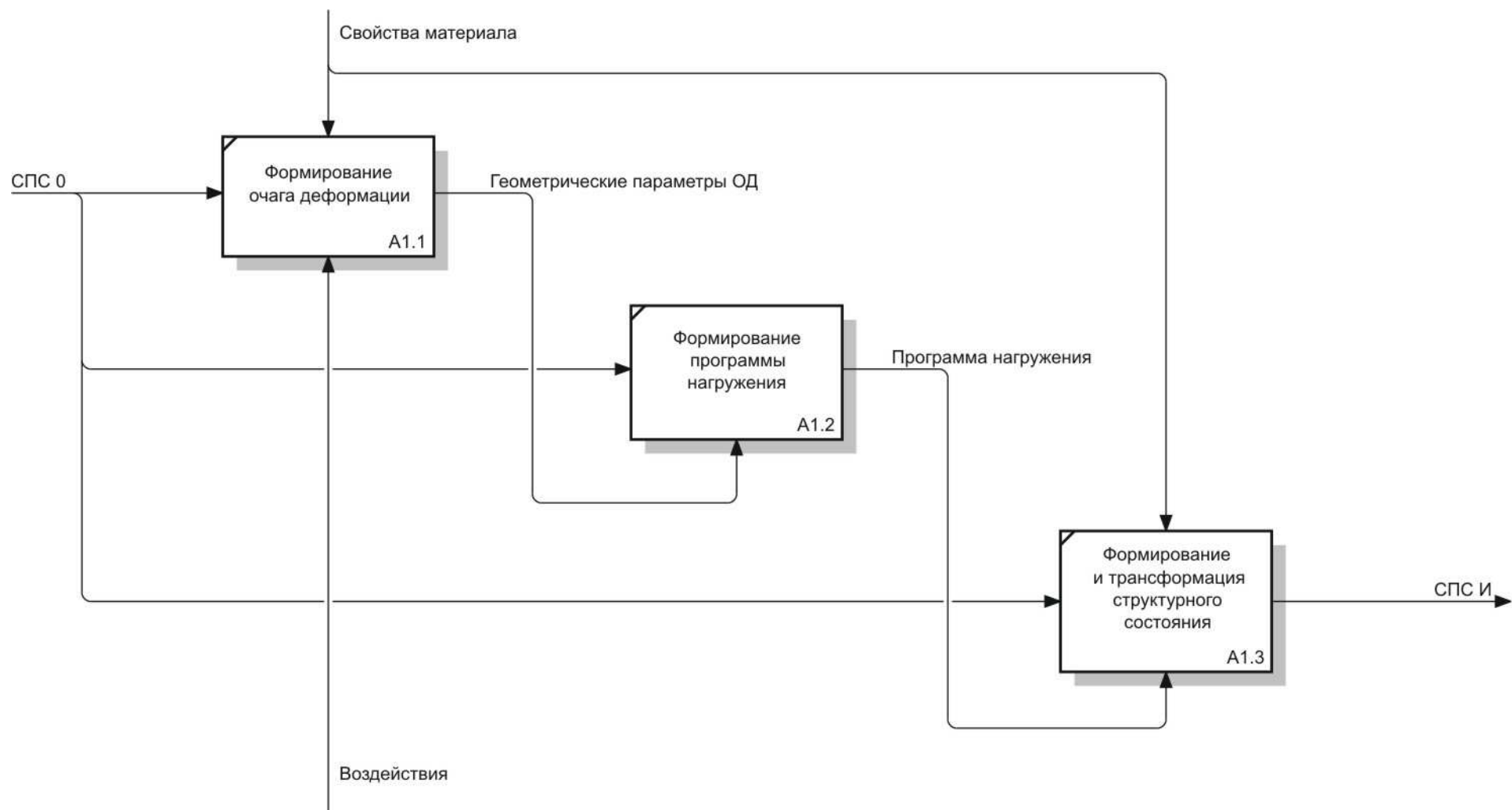


Рис. 2.8. Декомпозиция диаграммы «Трансформация структурного состояния на стадиях обработки»: диаграмма А1

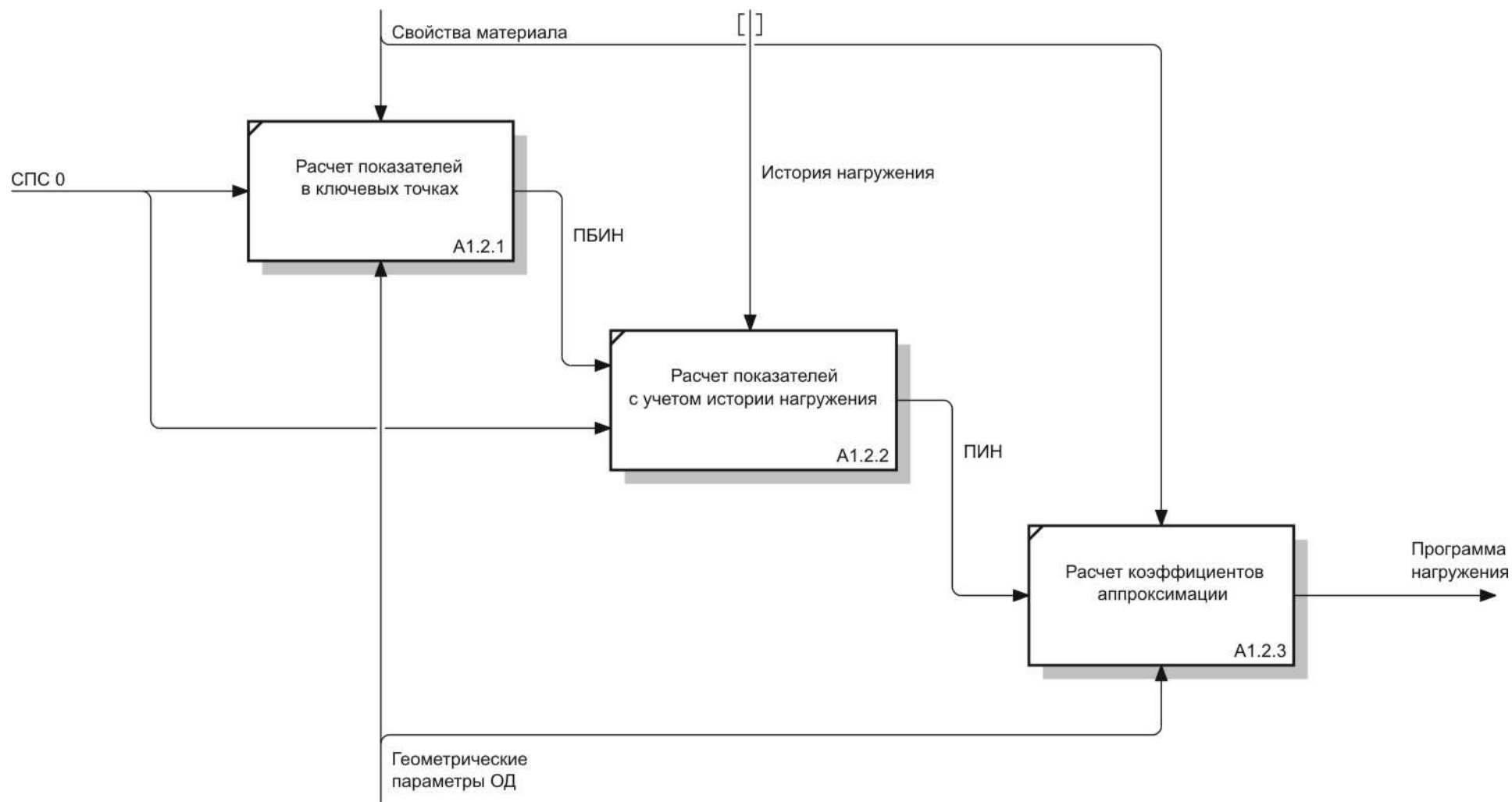


Рис. 2.9. Декомпозиция диаграммы «Формирование программы нагружения»: диаграмма A1.2

Таблица 2.3

Схема индексации узлов

Индекс узла	Индекс подузла	Семантика узлов
A1		Трансформация структурного состояния на стадиях обработки
	A1.1	Формирование очага деформации
	A1.2	Формирование программы нагружения
	A1.3	Формирование и трансформация структурного состояния
	A1.2.1	Расчет показателей в ключевых точках
	A1.2.1	Расчет показателей с учетом истории нагружения
	A1.2.1	Расчет коэффициентов аппроксимации
A2		Трансформация структурного состояния на стадиях эксплуатации

Таблица 2.4

Семантика связей

Обозначение	Семантика
СПС 0	Исходное состояние поверхностного слоя
СПС конечное	Состояние поверхностного слоя после рассматриваемых стадий жизненного цикла изделий
Свойства материала	Механические свойства материала, определяющие формирование и трансформацию структурного состояния металла: упругие свойства, кривая течения, диаграмма пластичности
Воздействия	Любые технологические, эксплуатационные и связанные с ними воздействия на поверхностный слой заготовки
СПС И	Состояние поверхностного слоя после стадий изготовления изделия
Геометрические параметры ОД	Совокупность параметров очага деформации, по которым можно восстановить его форму
Программа нагружения	Аналитическая модель, описывающая программу нагружения
История нагружения	Показатели программы нагружения на предшествующих стадиях обработки
ПБИН	Показатели программы нагружения без учета истории нагружения
ПИН	Показатели программы нагружения с учетом истории нагружения

В очаге деформации формируется программа нагружения, математическое описание которой может быть представлено в виде зависимостей от параметров очага деформации и истории нагружения:

$$\begin{aligned} \Lambda_n &= f(\text{ПОД}, \Lambda_{i-1}); \\ \Pi_n &= f(\text{ПОД}, \Lambda_{i-1}); \\ \Lambda(\Pi) &\equiv \Lambda_n = f(\Pi_n) \end{aligned} \quad (2.7)$$

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) на поверхностный слой приводит к накоплению пластической деформации и исчерпанию запаса пластичности:

$$\begin{aligned} \Lambda_i &= f(\Lambda(\Pi)), \\ \Psi_i &= f(\Lambda(\Pi)). \end{aligned} \quad (2.8)$$

Это, в свою очередь, формирует новое состояние поверхностного слоя и определяет историю нагружения.

В общем виде выражения (2.7) можно раскрыть в виде

$$\begin{aligned} \Lambda_{ij}^{\text{БИН}} &= f(\text{ПОД}); \\ \Pi_{ij}^{\text{БИН}} &= f(\text{ПОД}); \\ \Lambda_{ij}^{\text{ИН}} &= \Lambda_{i-1} + \Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\ \Pi_{ij}^{\text{ИН}} &= \varphi(\Lambda_{i-1}) - \Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\ a_{ij}^{\text{ПН}} &= f\left(\Lambda_{ij}^{\text{ИН}} \Big|_{\text{н, к}}, \Pi_{ij}^{\text{ИН}} \Big|_{\text{н, к}}\right); \\ b_{ij}^{\text{ПН}} &= f\left(\Lambda_{ij}^{\text{ИН}} \Big|_{\text{к}}, \Pi_{ij}^{\text{ИН}} \Big|_{\text{к}}\right); \\ c_{ij}^{\text{ПН}} &= f(\text{ПОД}, \Lambda_{i-1}); \\ \Lambda(\Pi) &\equiv \Lambda_n = a_{ij}^{\text{ПН}} e^{b_{ij}^{\text{ПН}} \Pi_n} + c_{ij}^{\text{ПН}} \end{aligned} \quad (2.9)$$

Здесь A_{ij} и Π_{ij} – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевой точке программы нагружения; $a_{ij}^{ПН}$, $b_{ij}^{ПН}$ и $c_{ij}^{ПН}$ – коэффициенты аппроксимации участков программы нагружения; $A^{БИН}$ и $\Pi^{БИН}$ – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния без учета истории нагружения; $A^{ИН}$ и $\Pi^{ИН}$ – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния с учетом истории нагружения; $\Phi(A_{i-n}(\Pi_{i-n}))$ – функционал наследственного типа; запись n, k 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, например, таких как РКУП и поверхностное пластическое деформирование.

Таким образом, для достижения целей проекта необходимо выполнение дальнейших исследований в направлении, во-первых, более подробного аналитического описания выражений (2.1)-(2.9), и, во-вторых, экспериментальных исследований достоверности положений, использованных при формулировании моделей.

3. ПЛАН ПРОВЕДЕНИЯ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

В результате анализа результатов аналитического обзора и структуры разработанных структурно-аналитических моделей сформулированы следующие направления дальнейших исследований.

1. Закономерности накопления деформаций, исчерпания запаса пластичности и формирования остаточных напряжений поверхностного слоя под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации. **Методы** – конечно-элементное моделирование, механика деформируемого тела. **Результат** – модель формирования напряженно-деформированного состояния, накопления свойств и характерных программ нагружения (выражения 2.6-2.9 модели).

2. Закономерности формирования наноструктурного состояния под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации. **Методы** – методы математической статистики. **Результат** – модель формирования структурного состояния под действием программ нагружения (выражение 2.3 модели).

3. Экспериментальные исследования формирования и трансформации наноструктурного состояния и остаточных напряжений металла поверхностного слоя в процессах обработки и эксплуатации. **Методы** – атомно-силовая микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, наноидентирование, просвечивающая электронная микроскопия, коэрцитиметрия и магнитошумовой анализ. **Оборудование (Нано-Центр ТПУ)** – Нанолaborатория АСМ-СЗМ Ntegra-Aura (НТ-МДТ); ПЭМ JEM 2100F (JEOL) с системой пробоподготовки Ion Slicer; Ультрамикротвердомер DUH-211S (Shimadzu, Япония), магнито-шумовой анализатор INTROSCAN, коэрцитиметр КРЦ-КМ-2. **Результаты** – подтверждение корректности разработанных моделей, значения эмпирических коэффициентов моделей (2.3), (2.5).

4. Разработка средств автоматизации проектирования комбинированных упрочняющих технологических, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства деталей

На основе анализа результатов аналитического обзора и требуемых данных для структурно-аналитической модели технологического наследования наноструктурного состояния металла поверхностного слоя на стадиях изготовления и эксплуатации деталей машин был разработан следующий план экспериментальных и теоретических исследований (табл. 3.1).

Таблица 3.1

План проведения теоретических и экспериментальных исследований

№ п/п	Наименование работы	Вид работы	Планируемые научные результаты	Сроки проведения работ
1.	Анализ закономерностей технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации	Теоретическая	Модель накопления деформаций, исчерпания запаса пластичности и формирования остаточных напряжений поверхностного слоя ответственных деталей машин под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации	26.08.11-31.10.11
2.	Экспериментальные исследования формирования и трансформации наноструктурного состояния и остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла под действием программ нагружения интенсивной пластической деформацией методами сканирующей электронной микроскопии, коэрцитиметрии, магнитошумового и рентгено-фазового анализа	Экспериментальная	Модель накопления деформаций, исчерпания запаса пластичности, формирования и трансформации остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях упрочняющей обработки и эксплуатации	01.01.12 - 20.08.12

№ п/ п	Наименование работы	Вид работы	Планируемые научные результаты	Сроки проведен ия работ
3.	Экспериментальные исследования топографии поверхности, механических и эксплуатационных свойств, получаемых за счет совмещения ИПД поверхностного слоя и других технологических методов	Экспериментальная	Модель накопления деформаций, истощения запаса пластичности, формирования и трансформации остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях упрочняющей обработки и эксплуатации	21.08.12 - 25.10.12
4.	Аналитическое описание закономерностей формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя в процессах упрочняющей обработки и эксплуатации	Теоретическая	Модель накопления деформаций, истощения запаса пластичности поверхностного слоя в процессах упрочняющей обработки и эксплуатации	01.01.13 - 31.03.13
5.	Разработка аналитических моделей программ нагружения, имеющих значительное количество участков квазимонотонной деформации	Теоретическая	Аналитические модели программ нагружения, имеющих значительное количество участков квазимонотонной деформации, обеспечивающих большое значение накопленной степени деформации сдвига при докритических значениях степени истощения запаса пластичности	01.04.13 - 15.06.13
6.	Аналитическое описание закономерностей формирования и трансформации остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях упрочняющей обработки и эксплуатации	Теоретическая	Модель формирования и трансформации остаточных напряжений поверхностного слоя на стадиях упрочняющей обработки и эксплуатации	16.06.13 - 20.08.13
7.	Обобщение и оценка результатов исследований	Теоретическая	Модель технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя деталей машин	16.06.13 - 20.08.13
8.	Корректировка модельных представлений	Теоретическая	Модель технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя деталей машин на стадиях жизненного цикла	16.06.13 - 20.08.13
9.	Разработка средств автоматизации проектирования комбинированных упрочняющих технологических процессов	Теоретическая	Автоматизированная система проектирования комбинированных упрочняющих технологических процессов	21.08.13 - 30.09.13

4. ПАТЕНТНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В ОБЛАСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ СОЗДАНИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

№2331864 СПОСОБ ВЫЯВЛЕНИЯ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА ИЗДЕЛИЯ

Изобретение относится к технике подготовки исследуемого материала, к изучению его микроструктуры с использованием оптики, и может быть использовано как способ послойного контроля структурного состояния металлов и сплавов, стекол, строительного материала после получения изделий, в процессе эксплуатации и установления причин внезапного разрушения изделий. Способ заключается в предварительной подготовке поверхности - очистке и обезжиривании, нанесении слоя полимера на предварительно нагретую поверхность на 50-150°C выше температуры плавления полимера, оплавление полимера на поверхности с образованием полимерного покрытия, и охлаждении изделия с покрытием. При этом на нагретую поверхность изделия из металла, стекла или изделия строительного назначения наносят слой расплава - прозрачного термоусадочного полимера и выдерживают его на поверхности изделия до выхода газовых пузырьков из пор изделия в расплав прозрачного полимера. Затем создают импульсное давление на полимерное покрытие, равное суммарному усилию схлопывания воздушных пузырьков в полимерном покрытии и усилию заполнения пор и капилляров в изделии расплавом полимера на заданную глубину, равную толщине отделяемого слоя изделия. Полученный в поверхностном слое изделия композит содержит в качестве наполнителя отделяемый слой изделия, а в качестве связки - материал полимерного покрытия. Охлаждение изделия с композитом на его поверхности проводят в режиме закалки. Выдерживают полимерное покрытие до окончания процесса усадки в нем, и

отделяют механически слой композита от основного материала изделия. Исследование структурного состояния поверхностей отделяемого слоя и основного изделия проводят в отраженном свете на оптическом микроскопе. Технический результат изобретения заключается в выявлении межслоевой структуры в металле, стеклах и изделиях строительного назначения, упрощении способа выявления структуры слоев путем внедрения в поверхность исследуемого материала полимерного покрытия на заданную глубину отделяемого слоя, получении композиции, содержащей отделяемый слой в качестве наполнителя и полимерное покрытие в качестве связки, отрыв полученной композиции от основного материала и исследование структуры на поверхности как отделяемого слоя, так и основного материала в отраженном свете в оптическом микроскопе. 10 ил.

№2361716 СПОСОБ СТАТИКО-ИМПУЛЬСНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Изобретение относится к технологии машиностроения и может быть использовано для статико-импульсного поверхностного упрочнения рабочих сферических поверхностей, подверженных интенсивному износу, стальных и чугунных деталей. Сообщают вращательное движение заготовке и деформирующему элементу, закрепленному на корпусе в виде ступенчатой оправки, имеющей большую и меньшую ступени. Прижимают деформирующий элемент к заготовке. Деформирующий элемент выполнен в виде трубы, свернутой в кольцо, которое закреплено на торце большой ступени оправки с возможностью упругого деформирования под нагрузкой и восстановления его размера после снятия нагрузки. Меньшую ступень оправки используют в качестве установленного в гидроцилиндре волновода, к которому прикладывают периодическую импульсную нагрузку посредством бойка. Боек и волновод выполняют в виде стержней одинакового диаметра. Гидроцилиндр соединяют с гидравлическим генератором импульсов, вырабатывающим импульсную нагрузку. В

результате повышается производительность обработки, а упрочненная поверхность заготовки обладает повышенной твердостью, износостойкостью и сопротивлением усталостному разрушению. 1 з.п. ф-лы, 8 ил.

№2349543 СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР ТВЕРДОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Изобретение относится к изготовлению наноразмерных пористых структур твердокристаллических материалов и может применяться при получении нанопористых структур в приповерхностных слоях металлических сплавов, а также сквозных нанопор в металлических фольгах и пленках. Сущность изобретения: в способе формирования наноразмерных пористых структур твердокристаллических материалов осуществляют энергетическое воздействие лазерным излучением на участки выбранных форм и размеров, а формирование наноразмерных пористых структур проводят в вакууме путем сублимации атомов компонента сплава с более высокой упругостью пара при температуре 723 ± 15 К в течение 36...48 часов, контроль процесса сублимации осуществляют неразрушающими методами. Техническим результатом изобретения является расширение функциональных возможностей способа получения наноструктур за счет активизации процесса сублимации одного из компонентов твердокристаллических материалов типа твердый раствор, а также сокращения числа операций за счет исключения операций травления наноструктуры ионами и облучения в вакууме участков материала пучком сфокусированных электронов. 2 ил

№2364662 СПОСОБ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ И ЧУГУННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Изобретение может быть использовано в области металлообработки. Поверхностный рабочий слой детали натирают электрод-инструментом из меди или ее сплавов. Далее осуществляют его последующее

электрохимическое упрочнение твердосплавным электрод-инструментом с образованием инструментами и деталью общей рабочей электрической цепи. Натирающие осуществляют до слоя заданной толщины электрод-инструментом, расположенным выше оси вращения детали с одновременным наложением на него ультразвуковых колебаний с заданными частотой и амплитудой. А электрохимическое упрочнение осуществляют с определенными скоростью и плотностью тока. Повышается износостойкость деталей машин, представляющих собой тела вращения. 1 ил.

№2350441 СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТОДОМ НАПЛАВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ С УЛЬТРАМЕЛКОДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРОЙ И УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ В НАНОРАЗМЕРНОМ ДИАПАЗОНЕ

Изобретение относится к сварочному производству, а именно к способам наплавки металлического покрытия с ультрамелкодисперсной структурой и упрочняющими частицами в наноразмерном диапазоне. Способ включает изготовление присадочного материала из смеси порошков и связующего в виде двух паст. Первая паста состоит из связующего и нанопорошка тугоплавкого материала с диаметром частиц 10-70 нм и с температурой плавления более чем на 400°С выше температуры жидкого металла сварочной ванны. Вторая паста состоит из связующего и смеси порошков материалов, обеспечивающих служебные свойства наплавляемого покрытия. После этого на поверхность изделия наносят слой пасты первого состава толщиной 0,1-0,4 мм и массой 0,5-4,0% от массы наплавляемого материала, и затем на первый слой наносят слой пасты второго состава толщиной 2,0-5,0 мм. Далее просушивают слои пасты до полного удаления влаги и производят полное расплавление обоих слоев пасты и расплавление поверхности изделия со степенью ее проплавления 0,03-0,4. Технический результат - получение методом наплавки металлического покрытия с

ультрамелькодисперсной структурой и упрочняющими частицами в наноразмерном диапазоне. 2 ил.

№ 2364490 СПОСОБ СТАТИКО-ИМПУЛЬСНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПЛОСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Изобретение относится к металлообработке и может быть использовано при упрочняющей обработке плоских поверхностей деталей поверхностным пластическим деформированием. Сообщают вращательное движение деформирующему инструменту, содержащему корпус с деформирующими элементами. Сообщают поперечное перемещение заготовке. Корпус деформирующего инструмента выполнен в виде плиты с кулачками и верхнего и нижнего сепараторов, в которых подвижно с возможностью продольного перемещения установлены деформирующие элементы. Деформирующие элементы выполнены в виде двухступенчатых стержней, на которых между упомянутыми сепараторами расположены пружины, обеспечивающие с возможностью регулирования статическую нагрузку. Создают импульсную нагрузку воздействием упомянутых кулачков на деформирующие элементы с частотой, зависящей от скорости принудительного вращения плиты, а величину импульсной нагрузки регулируют посредством вылета кулачков из плиты. В результате расширяются технологические возможности и повышается качество обработки. 7 ил.

№ 2325468 ЭЛЕКТРОД ДЛЯ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ, СПОСОБ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ

Изобретение относится к электроду для электроразрядной обработки поверхности, используемому в устройстве и способе электроразрядной обработки поверхности. Электрод выполняют в виде неспеченной прессовки,

изготовленной прессованием металлического или керамического порошка. Электрод используют для получения электрического разряда между электродом и деталью в рабочей жидкости или в газовой среде. На детали формируют покрытие, состоящее из электродного материала или вещества, полученного в результате воздействия на материал электрода энергии электрического разряда. Порошок имеет средний диаметр частиц от 5 до 10 микрон, объемное содержание компонента, не образующего карбид или образующего его в малой степени и используемого для формирования покрытия, составляет 40% и более. Твердость электрода, которую определяют нанесением царапин наконечником на слой покрытия, находится в пределах от В до 8В. Указанный электрод используют в устройстве и при осуществлении способа электроразрядной обработки поверхности. Техническим результатом изобретения является получение электрода, с помощью которого легко формировать плотную прочную пленку на детали методом электроразрядной обработки поверхности. 19 н. и 32 з.п. ф-лы,

№ 2299249 СПОСОБ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Использование: изобретение относится к машиностроению, в частности, к способам повышения надежности и долговечности рабочих органов погружного оборудования электрических центробежных насосов (УЭЦН), используемых в нефтедобывающей промышленности. Техническим результатом изобретения является улучшение комплекса эксплуатационных характеристик деталей: механических, физических, физико-химических и понижение адгезионной активности поверхности металла. Для достижения поставленного технического результата обработку деталей машин и механизмов осуществляют импульсным магнитным полем, создаваемым индуктором магнитного поля, в два этапа, причем на первом этапе воздействуют импульсным магнитным полем с частотой $103 \div 105$ Гц, напряженностью $105 \div 107$ А/м, длительностью воздействия от 1 до 10 с, на

втором этапе используют апериодический импульс магнитного поля с амплитудой напряженности $106 \div 107$ А/м со скоростью нарастания импульса $109 \div 1011$ А/м/с и длительностью импульса $100 \div 1000$ мкс, при этом число импульсов составляет $10 \div 100$, а градиент напряженности магнитного поля индуктора выбирают равным не менее 105 А/м/мм.

№ 2360011 СПОСОБ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ

Изобретение относится к области термической обработки деталей машин и механизмов. Для повышения износостойкости штамповочного и металлорежущего инструмента способ включает обработку холодом в среде сжиженного азота при температуре $-150-269^{\circ}\text{C}$ с одновременным воздействием на детали импульсными механическими колебаниями с амплитудой до 3 мм и импульсным электромагнитным полем с напряженностью до 250 кА/м. Комплексное воздействие холодом, импульсными колебаниями и импульсным электромагнитным полем позволяют существенно повысить эффективность обработки деталей машин при одновременном снижении энергозатрат и стоимости изготовления магнитоимпульсной установки. 1 ил.

№2324597 СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ ИЗ ТЕРМОСТОЙКОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА, СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВОЛОКНИСТОЙ КОНСТРУКЦИИ, ВОЛОКНИСТАЯ КОНСТРУКЦИЯ, ИЗГОТОВЛЕННАЯ ДАННЫМ СПОСОБОМ, И КОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ, СОДЕРЖАЩИЙ ДАННУЮ КОНСТРУКЦИЮ

Изобретение относится к технологии получения пористых трехмерных волокнистых конструкций, изготовленных из термостойких или жаростойких волокон, и может быть использовано при изготовлении деталей из термоконструкционного композитного материала. В волокнистую конструкцию встраиваются углеродные нанотрубки путем их выращивания

на термостойких волокнах основы. Обогащение деталей из композитного материала углеродными нанотрубками обеспечивает более упорядоченное уплотнение деталей, улучшение механических свойств, теплопроводности, повышение сопротивляемости износу. 5 н. и 26 з.п. ф-лы, 6 ил.

№2364670 СПОСОБ НАНЕСЕНИЯ КОРРОЗИЙНО-СТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА РАБОЧУЮ ПОВЕРХНОСТЬ ЛОЩИЛЬНЫХ И КРЕПИРУЮЩИХ ЦИЛИНДРОВ

Изобретение относится к бумагоделательному производству, в частности к способу нанесения коррозионно-стойкого покрытия на рабочую поверхность лощильных и крепирующих цилиндров, и может быть использовано при ремонте лощильных и крепирующих цилиндров без снятия их с рабочей позиции. После обтачивания и термообработки поверхности за один проход наносят первый адгезионный слой толщиной 0,1 мм сплавом железа с содержанием хрома 10÷13%. Затем наносят второй покровный слой толщиной 2,0÷2,2 мм с содержанием 13% хрома и 27% никеля. Далее проводят пропитку покровного слоя антикоррозийным составом и шлифование рабочей поверхности эластичным инструментом. В результате получают цилиндр с высокими технологическими характеристиками, снижаются затраты на ремонт оборудования, и улучшается качество бумаги, полученной с использованием упомянутых цилиндров.

№2364491 УСТРОЙСТВО ДЛЯ СТАТИКО-ИМПУЛЬСНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПЛОСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Изобретение относится к металлообработке и может быть использовано при упрочняющей обработке плоских поверхностей деталей поверхностным пластическим деформированием. Устройство содержит корпус и установленные в нем деформирующие элементы. Корпус выполнен в виде плиты с кулачками и верхнего и нижнего сепараторов, в которых подвижно с возможностью продольного перемещения установлены

деформирующие элементы. Деформирующие элементы выполнены в виде двухступенчатых стержней, на которых между упомянутыми сепараторами расположены пружины, обеспечивающие с возможностью регулирования статическую нагрузку. Упомянутые кулачки выполнены с возможностью воздействия на деформирующие элементы с частотой, зависящей от скорости принудительного вращения плиты, и создания импульсной нагрузки, величина которой регулируется вылетом кулачков из плиты. В результате расширяются технологические возможности и повышается качество обработки. 7 ил.

2295429 МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЗАГОТОВКИ

Изобретения относятся к обработке заготовок высокоэнергетическими лучами, в частности к способу модифицирования структуры заготовки, способу подготовки заготовки в виде детали для соединения с одной или несколькими дополнительными заготовками, способу соединения заготовок и заготовке, полученной упомянутыми способами, и может найти применение в различных отраслях машиностроения и приборостроения. Модифицирование структуры заготовки (1) содержит первый этап, при котором осуществляют относительное перемещение между энергетическим лучом и заготовкой (1) так, что область (3) заготовки (1) плавится, и расплавленный материал смещается, образуя выступ (2) на одном участке области (3) и отверстие (4) на другом участке области. Потом расплавленному материалу дают, по меньшей мере частично, застыть. После этого первый этап повторяется один или более раз. Область, соответствующая каждому повторению, пересекает область (3), в которой осуществляют первый этап. Изобретения позволяют получить поверхность с различной структурой и модифицировать структуру в объеме материала. 4 н. и 29 з.п. ф-лы, 30 ил., 2 табл.

№2201996 СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОКЕРАМИЧЕСКОЙ АДГЕЗИОННОЙ КОМПОЗИТНОЙ СИСТЕМЫ

Изобретение может быть использовано для облицовки титановых конструкций керамическими материалами, например, в химических устройствах, в стоматологии, в авто- и авиастроении. Ионы кремния вводят в поверхность конструкции из титана или титанового сплава между его атомами путем ионного легирования пучками ионов. Указанные ионы кремния образуют на поверхности конструкции в слое внедрения титанокремниевый слой. На этот слой термическим способом наносят кристаллические неметаллические неорганические материалы. Изобретение позволяет повысить адгезионную прочность, в том числе при изменяющихся термических нагрузках в высокотемпературном диапазоне. 2 с. и 36 з.п. ф-лы, 14 ил., 19 табл.

№2361713 СПОСОБ ОТДЕЛОЧНО-УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Изобретение относится к технологии машиностроения, в частности к способам отделочно-упрочняющей обработки деталей из сталей и сплавов поверхностным пластическим деформированием. Сообщают вращательное движение заготовке и движение подачи вдоль обрабатываемой заготовки инструменту. Инструмент содержит неподвижное основание, подвижный корпус, установленный в корпусе на подшипниках вал с винтовой деформирующей пружиной и упругий элемент, установленный между корпусом и основанием. Сообщают вращение вала с деформирующим элементом относительно собственной оси от индивидуального привода. Располагают ось вала под углом скрещивания относительно продольной оси заготовки. При этом винтовая деформирующая пружина выполнена с витками различного диаметра и установлена на валу с помощью демпфирующей втулки с обеспечением расположения вершин наружных рабочих поверхностей витков пружины в продольном сечении на кривой в виде части эллипса. На наружных рабочих поверхностях витков

деформирующей пружины выполнены впадины и выступы. В результате расширяются технологические возможности, повышается параметр шероховатости обработанной поверхности, увеличивается ее твердость, повышается производительность и снижается себестоимость. 7 ил., 1 табл.

№2363756 СПОСОБ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЯ НА ПОЛОСУ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩУЮ ЖЕЛЕЗО, УГЛЕРОД И МАРГАНЕЦ, ГОРЯЧИМ ЦИНКОВАНИЕМ

Изобретение относится к нанесению покрытий на аустенитную сталь, содержащую железо, углерод и марганец, погружением в расплав цинка, содержащего алюминий, при этом полоса железо-углерод-марганцевой аустенитной стали содержит (мас.%): 0,30C1,05, 16Mn26, Si1 и Al0,050. Способ включает термическую обработку полосы в печи, в которой преобладает восстановительная по отношению к железу атмосфера для получения полосы, покрытой с обеих сторон непрерывным подслоем смешанных аморфных окислов железа и марганца (Fe,Mn)O и непрерывным или прерывистым наружным слоем кристаллического окисла марганца MnO, и нанесение на полосу со слоями окислов покрытия посредством пропускания ее через ванну для покрытия полосы покрытия на основе цинка, причем содержание алюминия в ванне установлено, по меньшей мере, равным содержанию алюминия, необходимому для полного восстановления слоя кристаллического окисла марганца MnO и, по меньшей мере, частичного восстановления слоя аморфных окислов (Fe,Mn)O так, чтобы на поверхности полосы образовалось покрытие, включающее три сплавленных слоя из железа, марганца и цинка и один поверхностный слой цинка. 3 н. и 23 з.п. ф-лы, 5 ил., 6 табл.

№2197037 СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ "МЕТАЛЛ/ДИЭЛЕКТРИК/ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СВЕРХПРОВОДНИК"

Изобретение относится к получению структур "металл/диэлектрик/высокотемпературный сверхпроводник" или MIS-структур. Предложен способ получения наноструктуры "металл/диэлектрик/высокотемпературный сверхпроводник", по которому на поверхность купратного высокотемпературного сверхпроводника (ВТСП) воздействуют потоком ускоренных частиц с энергией, необходимой для их проникновения в материал на глубину, равную требуемой толщине диэлектрика. В процессе получения структуры производят наблюдение за поверхностью и прекращают воздействие при обнаружении на ней металлического сегрегата. При этом предварительно в условиях сверхвысокого вакуума получают атомно-чистую поверхность ВТСП с толщиной деградированного слоя, меньшей требуемой толщины диэлектрика. Упомянутое воздействие на поверхность производят потоком электронов с энергией, большей минимальной энергии активации атомов металлов ВТСП. В результате появляется возможность создания MIS-структур, характеризующихся наноразмерами не только по глубине, но и в плоскости. 2 з.п. ф-лы, 3 ил.

№ 2329108 СПОСОБ ПРЕССОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ЕГО ОСУЩЕСТВЛЕНИЯ

Изобретение относится к обработке материалов, преимущественно металлических, давлением, а именно к способам прессования, обеспечивающим получение длинномерных прутков различного поперечного сечения (круг, квадрат, прямоугольник, шестигранник, труба и т.д.) с однородной микрокристаллической, в том числе с субмикро- и нанокристаллической структурой. Обработке могут подвергаться также порошковые, гранульные и композиционные материалы.

Известны способы прессования металлов, обеспечивающие получение мелкокристаллической, в том числе субмикрокристаллической структуры за счет интенсивной сдвиговой пластической деформации. Металлы с такой

структурой, по сравнению с крупнозернистыми, обладают повышенными механическими свойствами

Известен способ равноканального углового прессования (РКУ) продавливанием заготовки через матрицу с расположенными в ней двумя пересекающимися каналами одинакового поперечного сечения (патент РФ №2128055, МКИ В21С 25/00, опубл. 27.03.99 г.).

Наиболее близким к предложенному является способ комбинированной интенсивной пластической деформации заготовок (патент RU 2240197 С1, МКИ В21J 5/00, С22F 1/18, В21С 25/00, опубл. 20.11.2004 г.), включающий последовательно осуществляемые процессы - прессование в винтовом канале и равноканальное угловое прессование.

Достоинством способа является возможность получения полуфабрикатов с мелкокристаллической структурой, так как в схеме этого способа прессования присутствует интенсивная сдвиговая деформация. Недостатком является невозможность получения длинномерных (длиной до 8 метров) прутков из-за равенства или незначительного отличия площадей поперечных сечений конечного продукта и исходной заготовки. Поэтому для изготовления данным способом длинных прутков, как и в случае вышеописанного способа РКУ-прессования, необходимо изготавливать матрицы с длиной каналов, равной длине получаемого прутка и иметь соответствующие прессы. Поэтому данный способ и аналогичные ему применяются в настоящее время только в лабораторных условиях для изучения их влияния на структуру и свойства металлов.

Наиболее близким к предлагаемому является устройство для обработки материалов давлением (патент РФ 2188091, МКИ В21С 25/00, опубл. 27.08.2002 г.), содержащее пуансон, матрицу с вертикальными и горизонтальными каналами, причем вертикальный канал выполнен с заходной частью, имеющей площадь поперечного сечения в несколько раз превышающую площадь сечения выходной части канала, при этом длина выходной части канала больше длины обрабатываемой заготовки, а входная

часть горизонтального канала имеет площадь поперечного сечения, равную площади поперечного сечения выходной части вертикального канала, причем диаметр выходной части горизонтального канала равен $(0,6-0,95)$ диаметра его входной части.

Задача данного изобретения - создание способа прессования с применением интенсивной сдвиговой деформации и устройства для его осуществления, обеспечивающих получение изделий длиной 3-8 метров и более из различных конструкционных материалов с мелкокристаллической, в том числе субмикрокристаллической и наноструктурой и, следовательно, с высокими механическими свойствами. Кроме того, изобретение направлено на снижение энергоемкости процесса.

Эта задача решается способом прессования металлов, включающим осуществление за одну технологическую операцию двух видов прессования, в качестве одного из которых используют равноканальное угловое прессование, с обеспечением в металле деформаций сдвига, в котором в отличие от прототипа в качестве второго вида прессования используют прямое прессование из контейнера, с выходом его через калибрующую зону, которое осуществляют перед равноканальным угловым прессованием, при этом деформации сдвига при равноканальном угловом прессовании обеспечивают сразу при выходе металла из калибрующей зоны прямого прессования.

Целесообразными при осуществлении способа являются технологические приемы, заключающиеся в следующем:

- при обработке высокопластичных металлов равноканальное угловое прессование осуществляют в трех пересекающихся каналах;
- для получения пустотелых профилей применяют заготовку со сквозным отверстием.

Поставленная задача решается также устройством для прессования металлов, содержащим пуансон, матрицу с двумя пересекающимися каналами, один из которых расположен вертикально и выполнен с заходной

частью, имеющей площадь поперечного сечения, превышающую площадь поперечного сечения вертикально расположенного канала, в котором в отличие от прототипа устройство снабжено размещенным над матрицей контейнером, полость которого образует заходную часть вертикально расположенного канала матрицы, который выполнен в виде калибрующего пояска для прямого прессования металла из контейнера, имеющего высоту, составляющую 4-10 мм, и диаметр, равный диаметру второго канала матрицы.

При этом для осуществления способа является целесообразным использование следующих конструктивных решений:

- в случае прессования высокопластичных металлов матрица снабжена третьим каналом для осуществления углового прессования в трех пересекающихся каналах;

- при прессовании металлов для получения пустотелых профилей, например, труб, устройство снабжено оправкой и иглой, выполненной с ломаной осью и жестко связанной верхним концом с поперечиной, посредством которой игла установлена с обеспечением совпадения ее ломаной оси с осями контейнера и пересекающихся каналов матрицы, пуансон выполнен с центральным отверстием для иглы и прорезью для поперечины и установлен с возможностью перемещения относительно них, оправка расположена в выходном канале матрицы и надета на нижний конец иглы с возможностью соскальзывания с иглы под действием прессуемого металла, причем матрица выполнена в виде двух полуматриц, скрепленных посредством банджа.

Изобретательский уровень предложенного способа и устройства вытекает из следующего.

Известно, что обычное прямое прессование, при котором используют заготовку большого диаметра (в несколько раз больше диаметра получаемого прутка), позволяет получать прутки большой длины (до 8 метров и более). Совмещение обычного прямого прессования и равноканального углового

прессования таким образом, что деформации сдвига подвергается металл при выходе из калибрующей зоны прямого прессования, позволяет образующийся при прямом прессовании пруток сразу же подвергать равноканальному угловому прессованию, которое не меняет сечение прутка, сформировавшееся при обычном прямом прессовании, но осуществляет в прутке интенсивную сдвиговую деформацию, которая, как известно, формирует в нем мелкокристаллическую структуру. При таком совмещении видов прессования отпадает необходимость применять матрицы для равноканального углового прессования с высотой, равной длине одного из пересекающихся каналов и длине получаемого прутка. Это обусловлено тем, что в зону интенсивной сдвиговой деформации равноканального углового прессования непрерывно поступает металл, выходящий из контейнера прямого прессования. При этом длина этого участка равна высоте калибрующего пояска, т.е. 4-10 мм. Это приводит к резкому снижению сил трения, по сравнению с обычным равноканальным прессованием, и уменьшению энергоемкости процесса. В итоге изготавливается пруток с мелкокристаллической структурой и длиной, которую обеспечивает обычное прямое прессование с минимальными энергетическими затратами.

Если обрабатываемые металлы обладают высокой пластичностью, например, чистые медь, алюминий и их малолегированные сплавы, т.е. металлы способны к очень большим деформациям без разрушения, то эффект измельчения зерен сдвиговой деформацией можно усилить за счет увеличения последней. Для этого равноканальное угловое прессование осуществляют не в двух, а в трех пересекающихся каналах. При этом интенсивность сдвиговой деформации увеличивается в два раза. Получаются длинные прутки с более высокими механическими свойствами.

Поставленная задача решается и в случае изготовления длинных пустотелых прутков, например труб, и профилей с различной геометрией поперечного сечения. Известно, что использование заготовки со сквозным отверстием и иглы (элемент устройства) при обычном прямом прессовании

позволяет получать пустотелые прутки различного поперечного сечения и большой длины (3-8 метров и более). Совмещение обычного прямого прессования и равноканального углового прессования заготовки со сквозным отверстием и применение иглы обеспечивает получение длинных пустотелых прутков с мелкокристаллической структурой.

Выполнение в устройстве для осуществления способа, в отличие от прототипа, заходной части вертикально расположенного канала матрицы в виде контейнера для обычного прямого прессования, в который укладывается заготовка, позволяет использовать заготовку большого диаметра и объема, и, следовательно, получать длинные прутки. Совмещение выходной части вертикально расположенного канала матрицы с заходной частью второго канала матрицы позволяет резко сократить длину этой заходной части и подвергать металл деформации сдвига при выходе из выходной части вертикально расположенного канала матрицы (калибрующей зоны прямого прессования) и тем самым не только уменьшить силы трения при прессовании, но и выполнить обе матрицы в виде одной, присоединение которой к контейнеру обуславливает возможность реализации предложенного способа.

Выполнение матрицы с тремя пересекающимися каналами увеличивает интенсивность сдвиговой деформации, что, как известно, способствует получению более мелкозернистой структуры.

Снабжение устройства криволинейной иглой с ломаной осью, геометрия которой совпадает с геометрией оси пересекающихся каналов контейнера и матрицы, а также оправкой позволяет получать предложенным способом длинные пустотелые прутки. При этом оправка удерживает иглу от увода с оси на начальной стадии прессования, когда металл поступает в выходной, т.е. второй канал матрицы. После того как металл полностью заполнит выходной канал матрицы, под его напором оправка соскальзывает с конца иглы, а соосность осей иглы и канала и, следовательно,

равнотолщинность стенок прессуемого пустотелого прутка обеспечивается самим металлом.

Выполнение матрицы в виде двух полуматриц позволяет осуществить сборку устройства перед началом прессования, т.е. вставить иглу с ломаной осью в пересекающиеся каналы матрицы, при этом цельность матрицы в процессе прессования обеспечивается за счет скрепления полуматриц бандажом.

Кроме этого, выполнение матрицы в виде двух полуматриц упрощает технологию изготовления пересекающихся каналов в ней.

Жесткое закрепление верхнего конца иглы с поперечиной позволяет установить иглу в пересекающихся каналах контейнера и матрицы таким образом, чтобы оси иглы и каналов совпадали, и поперечина удерживает иглу от смещения в процессе прессования.

Существо изобретения поясняется следующими иллюстрациями:

на рис. 4.1 приведена схема устройства для прессования сплошных прутков;

на рис. 4.2 - схема устройства для прессования сплошных прутков из высокопластичных металлов в трех пересекающихся каналах;

на рис. 4.3 - схема устройства для прессования пустотелых прутков (начальная стадия процесса);

на рис. 4.4 - схема устройства для прессования пустотелых прутков (установившаяся стадия процесса).

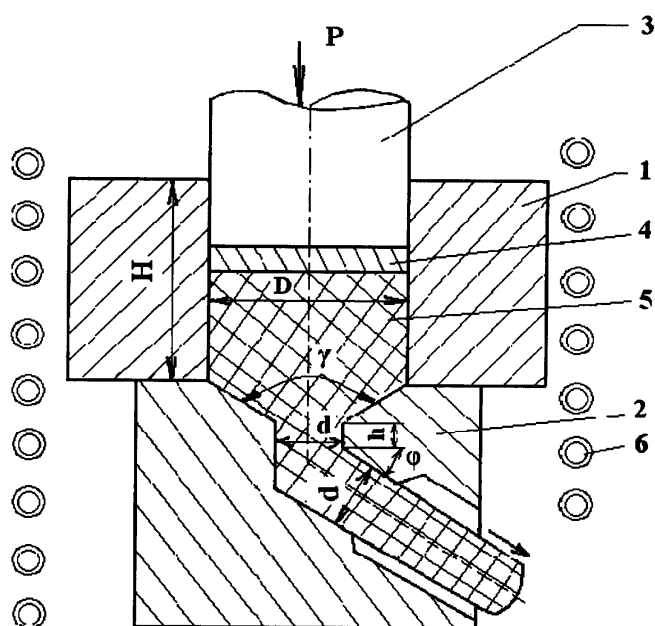


Рис. 4.1.

Устройство на рис. 4.1 состоит из контейнера 1 с присоединенной к нему матрицей 2, которая одновременно является матрицей для прямого прессования и равноканального углового прессования, т.е. в которой выполнены каналы для прямого и равноканального углового прессования. При этом диаметр контейнера много больше диаметра канала в матрице ($D \gg d$), а калибрующая зона прямого прессования совмещена с одним из пересекающихся каналов для равноканального углового прессования. Устройство содержит также пуансон 3 и пресс-шайбу 4.

В контейнер укладывается заготовка 5. Для обработки труднодеформируемых металлов, требующих для деформации повышенных температур, устройство может быть снабжено нагревательными элементами 6.

Способ осуществляется в данном устройстве, которое работает следующим образом. После установки устройства на пресс в контейнер 1 укладывается заготовка 5 и на нее пресс-шайба 4. Пуансоном 3, который перемещается рабочим органом пресса, осуществляется прессование заготовки, т.е. металл выдавливается из полости контейнера 1 силой P через отверстие в матрице 2, как показано на фиг. 1. При этом заготовка при

выходе из калибрующей зоны прямого прессования подвергается равноканальному угловому прессованию со сдвиговыми деформациями.

Для повышения интенсивности сдвиговой информации, в случае обработки высокопластичных металлов, равноканальное угловое прессование осуществляется в трех пересекающихся каналах, для этого в устройство устанавливается соответствующая матрица 2 (рис. 4.2).

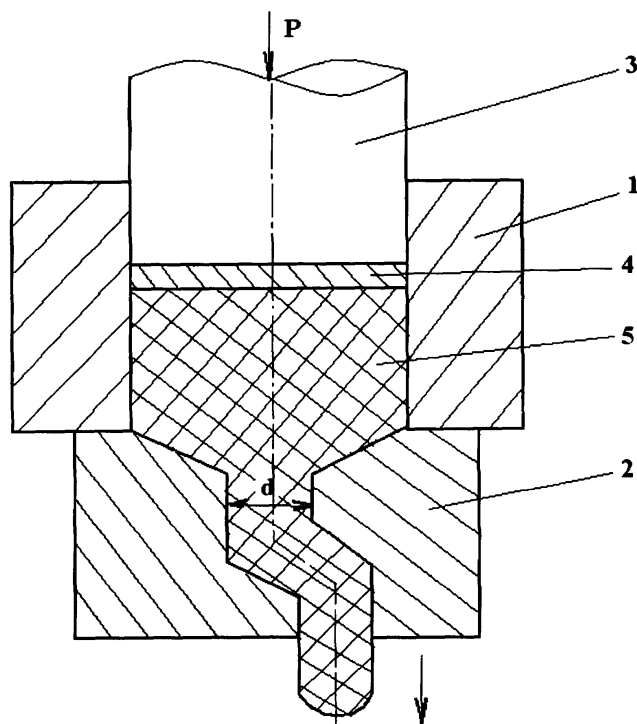


Рис. 4.2.

Для изготовления пустотелых прутков устройство снабжено иглой 7 и оправкой 8 (рис. 4.3). При этом верхний конец иглы жестко связан с поперечиной 9, например с помощью клина 10. Поперечина опирается на стенку контейнера 1. Игла 6 выполнена с ломаной осью, геометрия которой совпадает с геометрией оси контейнера и пересекающихся каналов в матрице. Оси иглы и контейнера совмещены посредством центрирования поперечины 9 с помощью выступа по диаметру внутреннего отверстия в контейнере, как показано на рис. 4.3.

В пуансоне 3 выполнено центральное отверстие, через которое проходит игла 6, и прорезь 11, через которую проходит поперечина 9.

Диаметр центрального отверстия в пуансоне несколько больше диаметра иглы 6, а ширина прорези 11 несколько больше ширины поперечины, что позволяет пуансону перемещаться относительно них и осуществлять прессование заготовки 5. Матрица 2 состоит из двух одинаковых (зеркально) половин, которые скреплены цельной обоймой 12 и присоединена к контейнеру 1, например, с помощью винтов (на схеме не показаны).

Оправка 8 вставлена в выходной канал матрицы 2 и надета на нижний конец иглы 6, как показано на рис. 4.3.

При прессовании пустотелых прутков устройство работает следующим образом (рис. 4.3). Вначале собирается матрица с иглой. Для этого нижний конец иглы 6 (рис. 4.3) укладывается в канал (половину канала) одной из полуматриц 2. На эту полуматрицу накладывается вторая полуматрица и они запрессовываются в обойму 12 (посадка с натягом). Затем матрица, с вставленной в нее иглой 6, вместе с обоймой присоединяется к контейнеру 1, например, с помощью винтов, и эта сборка устанавливается на пресс. К рабочему органу пресса (ползуну или подвижной траверсе) крепится пуансон 3.

Далее, в контейнер 1 укладывается заготовка 5, при этом верхний конец иглы 6 проходит через сквозное отверстие в заготовке. На заготовку укладывается пресс-шайба 4, в которой также имеется сквозное отверстие, через которое проходит верхний конец иглы 6. В контейнер опускается пуансон 3 до контакта его нижней торцевой поверхности с пресс-шайбой 4, при этом верхний конец иглы проходит через центральное отверстие в пуансоне. В прорезь пуансона вставляется поперечина 8, при этом верхний конец иглы проходит через отверстие в ней, и поперечина центрируется с помощью нижнего выступа по внутренней поверхности контейнера. Тем самым совмещаются оси иглы, контейнера и пересекающихся каналов матрицы.

Игла жестко закрепляется в поперечине, например, с помощью клина 10. Оправка 8 вставляется в выходной канал матрицы и надевается на нижний конец иглы, как показано на рис. 4.3.

При перемещении пуансона 3 заготовка 5 подвергается прямому прессованию, т.е. выдавливается из полости контейнера 1 в зазор между рабочей поверхностью матрицы и иглы. При этом металл вначале деформируется (обжимается) в конической зоне матрицы и поступает в калибрующую зону, высота которой h составляет 4-10 мм (рис. 4.1). Калибрующая зона прямого прессования совмещена с одним из пересекающихся каналов равноканального углового прессования. Поэтому после прохода калибрующей зоны металл сразу же подвергается сдвиговой деформации (равноканальному угловому прессованию). Во второй пересекающийся канал матрицы металл входит неравномерно (вначале в верхнюю часть канала и потом в нижнюю и это специфика равноканального углового прессования), что может привести к уводу конца иглы с оси канала и привести либо к ее поломке, либо к неравной толщине стенок получаемого пресс-изделия, т.е. к браку. Оправка 8 удерживает иглу от увода. После заполнения металлом части второго пересекающегося канала матрицы (рис. 4.3) под действием его напора оправка соскальзывает с конца иглы и процесс прессования продолжается (рис. 4.4). При этом игла удерживается на оси каналов уже самим металлом.

После окончания прессования в контейнер укладывается следующая заготовка и процесс повторяется.

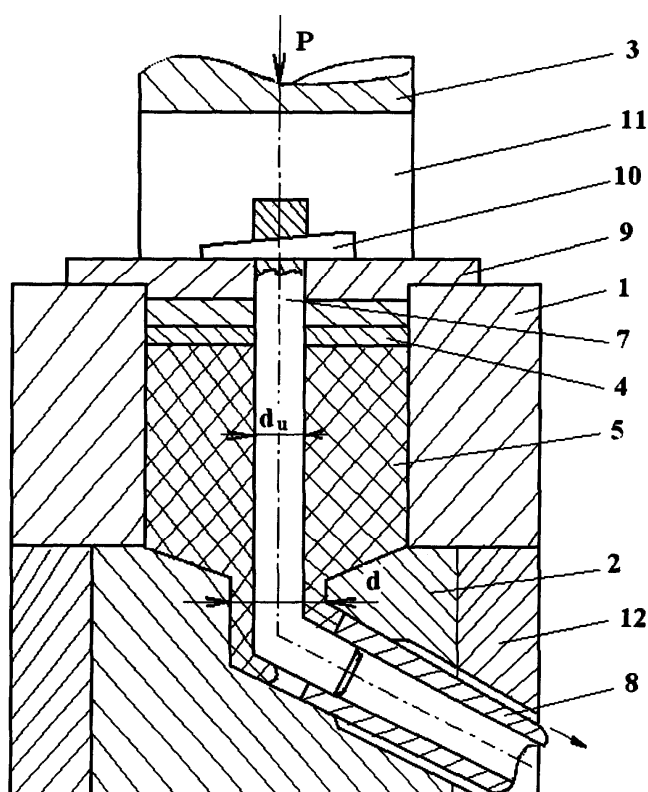


Рис. 4.3.

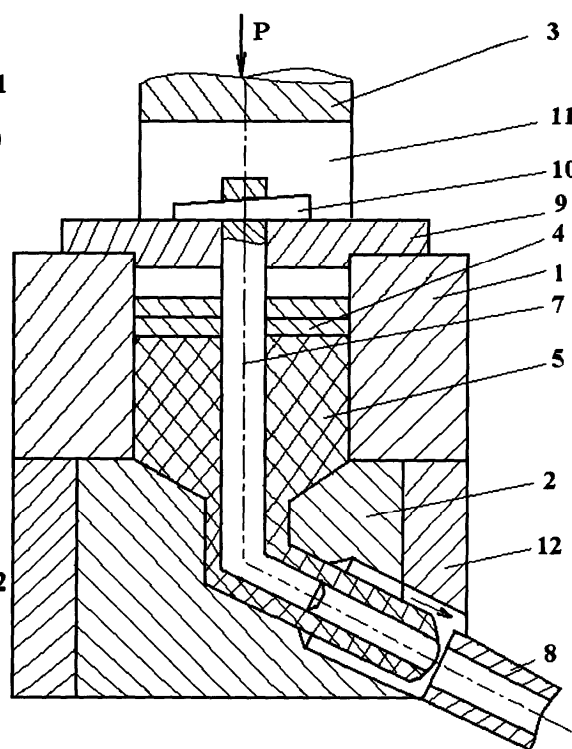


Рис. 4.4.

№ 2146571 СПОСОБ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ И УСТРОЙСТВО ДЛЯ ЕГО ОСУЩЕСТВЛЕНИЯ

Изобретение относится к области обработки материалов, преимущественно металлов, давлением, в частности прессованием, и может быть использовано как для производства заготовок под последующую деформационную и/или механическую обработку, так и изделий различного назначения, а также для регламентированного изменения структуры и свойств материала, в том числе его упрочнения за счет формирования микро- и субмикроструктурного строения.

Помимо традиционных подходов регулирования структуры и свойств поликристаллических материалов, в частности металлов и сплавов, путем целенаправленного изменения химического состава и использования способов получения слитковой, гранульной, порошковой и др. технологией, применяют методы, включающие деформационное и термическое воздействие. Использование основанных на этом различных схем

деформационно-термической или термомеханической обработки для промышленных конструкционных материалов позволяет кардинально изменять их физико-механические характеристики. К таким методам в значительной мере относятся способы обработки, включающие интенсивную деформацию сдвигом (В.М. Сегал и др. "Процессы пластического структурообразования металлов, Минск, "Наука и Техн.", 1994 с. 232). Помимо сравнительно простых способов и устройств реализации сдвига известны и более сложные, подразумевающие использование комбинированного деформационного воздействия на материал путем применения схем сложного нагружения, например совмещения осадки с кручением, прессования и кручения и др. (R.Z.Valiev "Structure and properties of ultrafine grained materials", Mater. Sci. Eng. A 168, 1993, p. 141, В.М.Сегал и др. "Процесс пластич. структурообр. металлов", Минск, "Наука и техн.", 1994, с. 232). Однако реализация указанных способов и устройств даже в лабораторных условиях, не говоря уже о промышленных, весьма затруднительна из-за сложности их выполнения и изготовления соответственно. Кроме того, для большинства известных способов и устройств характерны низкий выход годного материала и ограниченные возможности для обработки массивных образцов.

Известен способ обработки материалов равноканальным угловым прессованием, включающий размещение заготовки в первом канале, приложение усилия для проталкивания заготовки во второй канал, расположенный под углом к первому и имеющий одинаковое с ним поперечное сечение, равное сечению заготовки, и удаление заготовки. При этом материал заготовки деформируется в узле пересечения каналов со степенью (интенсивностью), прямо пропорциональной , а заготовка удаляется посредством размещения в первом канале и проталкивания во второй последующей заготовки (В.М.Сегал и др. "Процесс пласт. структурообр. металлов", Минск, "Наука и техн.", 1994 г., с. 232, SU 492780, 11.06.1973).

Достоинством способа является возможность придания заготовке большой сдвиговой деформации равноканальным угловым прессованием и проведения циклической обработки одной заготовки для регламентирования структуры и, соответственно, свойств.

Известны также способ и устройство SU 515968, 11.10.1974 для осуществления равноканального углового прессования, содержащее узел деформирования, состоящий из N последовательно соединенных каналов равного сечения, расположенных под углом один к другому, причем углы пересечения каналов i выполнены уменьшающимися в направлении деформирования.

Достоинством способа и устройства (SU 515968, 11.10.1974) над (SU 429780, 11.06.1973) является снижение энергозатрат при придании заданной степени (интенсивности) деформации заготовке за счет осуществления N угловых прессований заготовки при одном цикле обработки (ходе пресса). Однако для достижения указанного преимущества необходимо по крайней мере выполнение следующего условия.

$$\sum_{i=1}^N d_i > d \quad (4.1)$$

Главным недостатком способов и устройств [1-2] является низкий коэффициент использования материала. Это связано с тем, что по причине отсутствия ограничительной стенки последнего канала и необходимости проталкивания (деформирования) одновременно двух заготовок в них формируются дефекты типа зажим и заковы, а также может происходить схватывание заготовок по торцевым поверхностям. В результате каждая обработанная заготовка в заходном и выходном концах содержит дефекты и получается отличной от исходной формы, а именно, неодинаковой длины в различных плоскостях. Без устранения указанных дефектов механической обработкой становится невозможным ее использование, в том числе повторное деформирование, которое, как правило, необходимо для

достижения регламентированной структуры и свойств обрабатываемого материала.

Кроме того, деформирование одновременно двух заготовок имеет ряд трудностей (неудобств) с работой на указанных устройствах:

- удаление обработанной заготовки из узла деформирования осуществляется только путем размещения в нем и деформации последующей заготовки;
- невозможность удаления последней заготовки;
- невозможность оперативного доступа к каналам устройства для их смазки, зачистки, контроля качества поверхности и т.п.

За прототип предлагаемого изобретения приняты способ и устройство для деформационной обработки материалов (US 5400633, 28.03.95). Способ заключается в размещении материала в первом канале, приложении усилия для перемещения его во второй канал равноканальным угловым прессованием при приложенном обратном давлении для ограничения движения материала через второй канал и удалении заготовки за счет освобождения ее граней. Указанная последовательность операций может быть осуществлена многократно.

Устройство состоит из сборной матрицы со сборным поддоном, образующими первый и второй пересекающиеся под углом α каналы равного сечения и сборного пуансона. При этом указанные узлы и/или их элементы подвижны в процессе реализации способа, в том числе деформирования обрабатываемого материала (US 5400633, 28.03.95).

Данные способ и устройство предполагают при каждом цикле обработки осуществление деформирования и удаления одной заготовки без использования последующей, что, несомненно увеличивает коэффициент использования материала в сравнении с аналогами согласно вышеуказанным причинам.

Однако способ и устройство имеют ограниченные технологические возможности. Во-первых, предполагается использование заготовки,

соответственно и каналов, только квадратного или прямоугольного сечения. Во-вторых, интенсивность деформации обрабатываемого материала может быть даже ниже, чем в аналоге (SU 515968, 11.10.74), а именно, в случае, если угол пересечения каналов прототипа меньше суммы углов пересечения каналов аналога (В.М.Сегал и др. "Процесс пласт. структурообр. металлов", Минск, "Наука и техн.", 1994, с. 232). В-третьих, способ и устройство не предполагают и не имеют возможности дополнительной деформации заготовки за счет совмещения нескольких схем деформации, в том числе повторного углового прессования. В-четвертых, ни способ, ни устройство не позволяют придавать обрабатываемому материалу иную форму, чем форма исходной заготовки, соответственно изготавливать какие-либо изделия.

Основным недостатком устройства является сложность его конструкции, наличие большого количества деталей, большинство из которых подвижны в процессе обработки. Такое решение требует больших трудозатрат на изготовление узлов устройства, их подгонку по сопрягающимся плоскостям, частую замену деталей по причине их износа в процессе эксплуатации устройства.

К основным недостаткам способа, непосредственно связанным с конструктивным решением устройства для его реализации, относится сложность и трудоемкость выполнения операций обработки выбранного материала, начиная с размещения заготовки. Особую сложность представляют само деформирование заготовки и ее удаление.

Последнее связано с тем, что места контакта с деформируемым материалом, а именно плоскости первого и второго каналов, образованы сопрягающимися идвигающимися относительно друг друга деталями. В процессе деформирования материал заготовки проникает в полости между указанными деталями, образуя вследствие упругой деформации последних. Это приводит к формированию дефектов типа "заусенец" в углах пересечения плоскостей заготовки или на ее образующей. Формирование заусенцев на заготовке приводит к значительному увеличению затрат на ее

проталкивание в каналах и удаление обработанной заготовки. В случае значительного износа трущихся поверхностей деталей, в особенности образующих каналы, что обязательно имеет место при эксплуатации устройства, удаление заготовки невозможно осуществить без разработки устройства. С увеличением размера (массы) заготовок, соответственно масштабировании устройства для ее обработки, этот недостаток усугубляется.

Удаление обработанной заготовки из устройства также имеет ряд трудностей, а именно требует выполнения последовательности операций, в том числе вывода поддона за пределы матрицы, что само по себе довольно сложно и трудоемко. Однако даже при перемещенном в указанное положение поддоне с заготовкой, и тем более имеющей торцевые заусенцы, удаление последней без изменения ее геометрии затруднительно.

В тех случаях, когда для достижения регламентированных структуры и свойств обрабатываемого материала необходимо проведение нескольких циклов обработки на указанном устройстве, вышеуказанные недостатки приводят к значительному снижению коэффициента использования материала и росту трудоемкости обработки за счет выполнения технологических операций по удалению дефектов с заготовки.

Задачей изобретения является создание способа и устройства, обеспечивающих получение с меньшей трудоемкостью заготовок и изделий, в том числе массивных, с регламентированной структурой и уровнем свойств при повышении коэффициента использования материала и одновременном упрощении конструкции устройства.

Задача изобретения решается способом деформационной обработки материалов, включающим размещение материала в первом канале устройства для деформационной обработки, приложение усилия для перемещения материала во второй канал и его деформации угловым прессованием в области пересечения каналов и удаление заготовки, отличающимся тем, что при прохождении материала через второй канал осуществляют его

дополнительное деформирование с изменением поперечного сечения заготовки, а удаление последней осуществляется при освобождении ее торцев.

Кроме того, поставленная задача достигается:

- если деформирование материала во втором канале осуществлять выдавливанием с уменьшением поперечного сечения заготовки;
- если деформирование материала во втором канале осуществлять высадкой;
- если деформирование материала во втором канале осуществлять выдавливанием с последующей высадкой;
- если материал дополнительно деформировать осадкой в первом канале;
- если во втором канале осуществлять формообразование изделия;
- если деформирование материала осуществлять с использованием технологических вкладышей.

Задача изобретения решается посредством устройства, состоящего из пуансона, матрицы с подвижной и неподвижной частями, образующими первый и второй каналы, продольные оси которых расположены под углом друг к другу, отличающегося тем, что стенка первого канала на участке длиной не менее B , расположенном напротив второго канала, образована неподвижной частью матрицы, где B - максимальный размер второго канала по высоте в сечении, эквидистантном упомянутой стенке, при этом подвижная часть матрицы установлена с возможностью перемещения до и после деформирования, а второй канал имеет переменное по длине поперечное сечение.

Кроме того, поставленная задача решается:

- если второй канал выполнен сужающимся;
- если второй канал выполнен расширяющимся;
- если устройство снабжено приспособлением для удаления заготовки из второго канала;

- если устройство снабжено технологическим(и) вкладышем(ами).

Совокупность отличительных признаков способа и устройства позволяет достичь результата, охарактеризованного задачей изобретения. А именно с помощью более простого по конструкции устройства и с меньшей трудоемкостью обрабатывать материал и получать заготовки и изделия, в том числе массивные, с регламентированной структурой и свойствами посредством повышения интенсивности их деформации при одном и/или нескольких циклах обработки с обеспечением повышенного коэффициента использования материала.

Сущность изобретения заключается в следующем:

1. Предлагаемые способ и устройство подразумевают сочетание нескольких схем деформирования материала, причем при каждом цикле обработки. Заготовка претерпевает следующие этапы деформирования:

а) Осадка в первом канале.

Если предполагается один цикл использования способа и устройства, осадка реализуется за счет выполнения сечения(ий) заготовки меньшим(и), чем сечение канала. При многократном использовании упомянутое(ые) сечение(я) заготовка приобретает на предыдущем цикле обработки - ее формоизменением во втором канале.

Осадку заготовки на первом цикле обработки допускается не выполнять.

Степень деформации при осадке определяется из общеизвестных соотношений, при этом максимальная степень деформации заготовки ограничена условиями ее устойчивости для выполнения этой операции.

б) Угловое прессование в области пересечения каналов.

Угловое прессование в зависимости от размеров и формы сечения каналов в месте их пересечения может быть как равноканальным, так и неравноканальным. При этом степень деформации заготовки пропорциональна углу пересечения каналов и определяется из известных соотношений для углового прессования. В. М. Сегал и др. "Процессы пласт.

структур..", Y.Ivahashi "Principle of equalchannel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials". Scr. Materialia, v. 35, N 2, 1996, p. 143. Степень (интенсивность) деформации угловым прессованием выбирается исходя из ограничений технологической пластичности обрабатываемого материала, необходимости многократного его деформирования без разрушения для придания ему регламентированной структуры и свойств, технологичности и трудоемкости выполнения способа.

в) Выдавливание и/или высадка во втором канале

Выполнение указанных операций достигается за счет выполнения второго канала переменного сечения по длине. При этом степень деформации в определяется также согласно известным зависимостям для высадки и/или выдавливания.

Степень деформации заготовки при использовании данного устройства можно выразить следующим соотношением:

$$\varepsilon = n(\varepsilon_0 + \varepsilon_{yn} + \varepsilon_{\varepsilon}), \quad (4.2)$$

где n - количество циклов обработки.

Таким образом, данные способ и устройство при равном с прототипом угле пересечения каналов позволяют даже при однократном использовании придать большую степень деформации заготовке за счет ее последовательного деформирования в первом и втором каналах. При этом достигается большая степень деформации и, соответственно, преобразования (в том числе измельчения) структуры обрабатываемого материала. Для придания регламентированной структуры материалу требуется меньшее количество циклов обработки, что означает снижение трудоемкости процесса.

2. Переменность сечения второго канала помимо обеспечения выполнения выше описанных операций, приводящих к большему воздействию (измельчению) на структуру(ы) обрабатываемого материала, способствует также дополнительному эффекту изменения (измельчения) структуры при угловом прессовании. Последнее заключается в следующем.

Для получения большего эффекта измельчения структуры заготовки необходимо, чтобы очаг деформации, в котором осуществляется сдвиг, был наименьшим, что достигается использованием в устройстве противодействия. В.М.Сегал и др. "Процес. пластин. структурообр. металлов", Минск. "Наука и техн. ", 1994, с. 232. В известном устройстве US 5400633, 28.03.95 оно организуется за счет наличия торцевой стенки в сборном поддоне, его скольжения по наклонной к матрице плоскости и наличия прикрепленных к поддону гидравлических цилиндров. В отличие от известного решения аналогичный результат достигается более простым приемом, а именно изменением конфигурации второго канала.

В случае сужающегося канала противодействие возникает с момента перемещения материала в этот канал. Величина противодействия зависит от разности сечений канала (S) в его начале (S_H) и конце (S_K). При этом

$$0,05S_H \cong \Delta S \cong S_H, \quad (4.3)$$

В случае расширяющегося второго канала придание большей, чем в прототипе степени деформации материалу заготовки достигается описанным ранее приемом, а именно совмещением нескольких схем деформации заготовки в одном устройстве. При этом противодействие появляется в процессе осадки деформированной угловым прессованием заготовки с момента возникновения контакта ее торца со стенкой неподвижной части матрицы. Разность площадей при такой форме канала выбирается из известных условий высадки заготовки с учетом возможности несоосного расположения последней по причине отгибания к одной из стенок канала. Как правило S не превышает $0,5 S_K$.

Когда канал выполнен одновременно сужающимся и расширяющимся, что возможно при использовании технологических вкладышей, отмечается комбинация рассмотренных выше случаев.

3. Отличительной особенностью устройства от известного является его простота. Деформирующий узел вместо сборных пуансона, матрицы и поддона образован цельным пуансоном и матрицей, состоящей из двух

частей. Разъем между подвижной и неподвижной частями матрицы имеется только в нижней части первого канала. В процессе деформирования все узлы, за исключением пуансона, неподвижны, при этом подвижная часть матрицы охвачена неподвижной частью, что предотвращает образование зазоров по местам их сопряжения. Такое конструктивное решение устройства исключает образование заусенцев на гранях обрабатываемой заготовки и, соответственно, повышает коэффициент использования материала в сравнении с прототипом.

Отсутствие указанных заусенцев на обрабатываемой заготовке позволяет осуществить повторный цикл ее обработки без дополнительных операций по ее зачистке, что означает снижение трудоемкости и повышение производительности всего процесса.

4. Способ с использованием данного устройства обеспечивает снижение трудоемкости, в том числе за счет легкого удаления обработанного материала. После цикла деформирования заготовки или получения изделия освобождаются оба торца второго канала за счет перемещения подвижной части матрицы на необходимую для этого величину с помощью основного выталкивателя. В результате обеспечивается доступ к заготовке и ее удаление из матрицы с использованием бокового выталкивателя. Легкость удаления обеспечивается за счет выполнения второго канала переменного сечения, а именно сужающимся или расширяющимся, а также использования технологических вкладышей.

5. Совокупность описанных выше признаков и достоинств устройства и способа, а именно простота устройства, отсутствие дефектов и заусенцев на обработанной заготовке, легкость ее удаления из устройства, использование технологических

6. Возможность использования технологических вкладышей различной формы и конструкции, размещаемых во втором канале, по крайней мере на части его длины, обеспечивает с использованием этого же устройства получение помимо заготовок и изделий профилей различной конфигурации,

осесимметричных и осенесимметричных деталей, в том числе с разветвленной поверхностью в плане. Формообразование последних, как правило, осуществляют на последнем цикле обработки после придания материалу необходимой структуры.

Изобретение иллюстрируется следующими графическими материалами:

Рис. 4.5. Общий вид устройства перед началом деформирования заготовки.

Рис. 4.6. Общий вид устройства в конце деформирования заготовки.

Рис. 4.7. Общий вид устройства в момент удаления заготовки.

Рис. 4.8. Деформирующий узел с установленной в первом канале заготовкой.

Рис. 4.9. Деформирующий узел в процессе деформирования заготовки во второй расширяющийся канал.

Рис. 4.10. Деформирующий узел в процессе деформирования заготовки с использованием технологического вкладыша.

Рис. 4.11 и рис. 4.12. Сечения А-А второго канала фиг. 2 с находящейся в них деформируемой заготовкой.

На рис. 4.5 представлен общий вид заявляемого устройства, состоящего из пуансона 1, подвижной 2 и неподвижной 3 частей матрицы, образующих первый 4 и второй 5 каналы, пересекающиеся под углом, выталкивателя подвижной части матрицы 6, бокового выталкивателя 7 с гидроцилиндром 8, закрепленным на неподвижной части матрицы 3 кронштейном 9. Пуансон 1 прикреплен к верхней траверсе прессы 10, а неподвижная часть матрицы 3 прикреплена к столу прессы 11. Стенка 12 первого канала 4 по месту 13 на величину В выполнена неподвижной частью матрицы 3. Первый канал 4 имеет постоянное сечение, а второй 5 - сужающийся, с углом конусности. Позицией 14 обозначена заготовка обрабатываемого материала.

Способ реализуется с помощью устройства следующим образом. Заготовка 14 размещается в первом канале 4 (рис. 4.5).

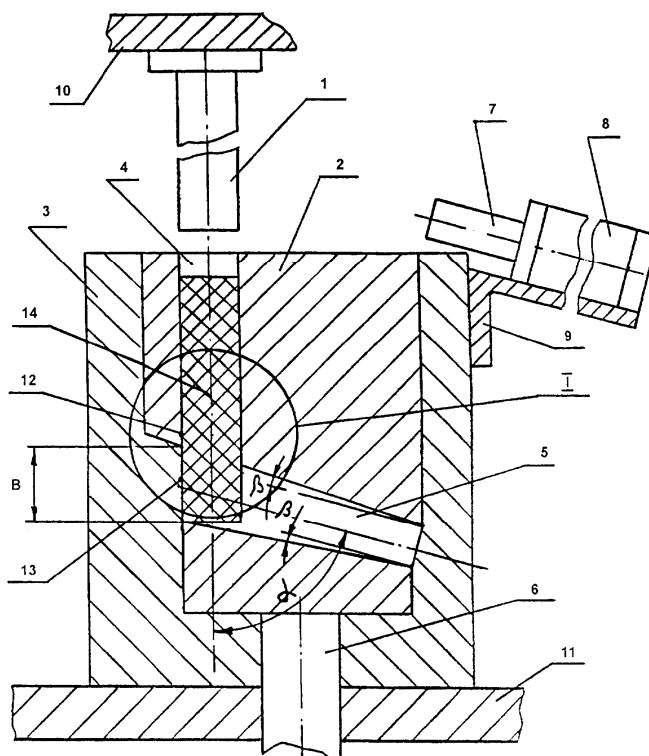


Рис. 4.5.

Пуансон 1 опускается до контакта с заготовкой 14 и путем приложения давления на пуансон 1 траверсой пресса 10 она проталкивается во второй канал 5 угловым прессованием и подвергается выдавливанию в этом же канале с противодавлением за счет выполнения канала 5 сужающимся под углом. В результате заготовка 14 приобретает вид и положение, показанное на рис. 4.6. Далее пуансон 1 выводится из канала 4 его подъемом траверсой пресса 10 в верхнее исходное положение (рис. 4.7).

Подвижная часть матрицы 2 с находящейся в ней обработанной заготовкой 14 поднимается вверх с помощью выталкивателя 6 до положения, обеспечивающего совпадение осей канала 5 и бокового выталкивателя 7 и освобождение торцев заготовки 14 по месту В подвижной части матрицы 2 и ее противоположной стенки. Выталкивателем 7 заготовка 14 удаляется из второго канала 5.

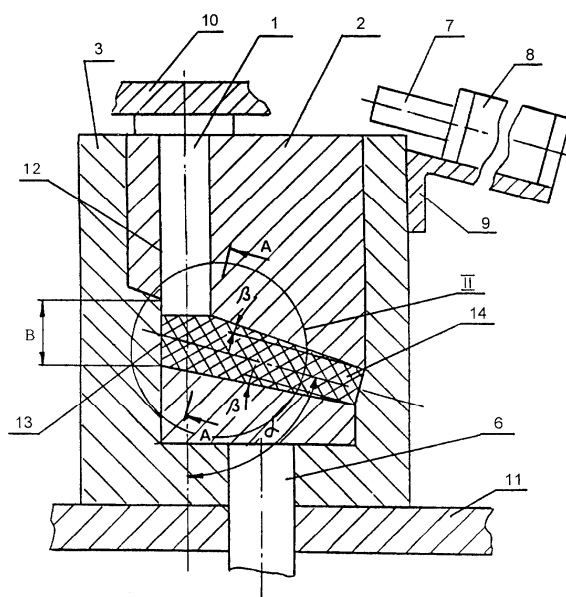


Рис. 4.6.

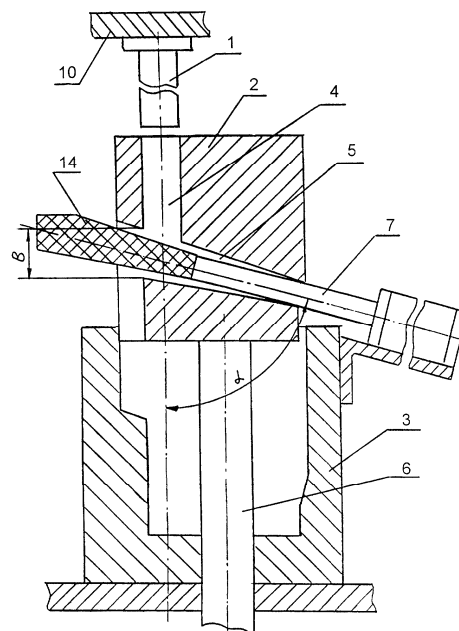


Рис. 4.7.

Для увеличения интенсивности деформации заготовку 14 сечением, меньшим чем первый канал 4, устанавливают в канал 4 и осуществляют ее осадку в этом канале посредством пуансона 1. При каждом повторном цикле обработки заготовка 14 претерпевает осадку вследствие придания ей заданной формы во втором канале 5 на предыдущем цикле (рис. 4.8).

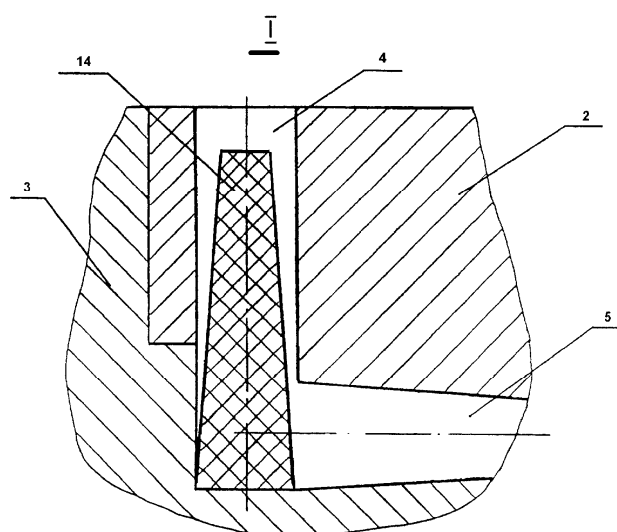


Рис. 4.9.

Заготовку 14 также деформируют с помощью описанного устройства, если второй канал 5 выполнен расширяющимся (рис. 4.9). В этом случае заготовка 14 претерпевает высадку во втором канале 5 с момента контакта торца заготовки 14 со стенкой неподвижной части матрицы 3. Удаление обработанной заготовки 14 осуществляется последовательностью вышеуказанных операций, при этом боковой выталкиватель 7 размещается со стороны минимального по размерам торца заготовки 14 (на рис. 4.9 выталкиватель 7 не показан).

Для придания дополнительной деформации заготовке 14, получения ее заданной конфигурации или изделия заготовку 14 деформируют в канале 5 с использованием технологического вкладыша 15 (рис. 4.10). При этом канал 5 может быть сужающимся или расширяющимся, а удаление формоизмененной заготовки 14 или изделия производится вместе с вкладышем 15 в положении устройства согласно рис. 4.7.

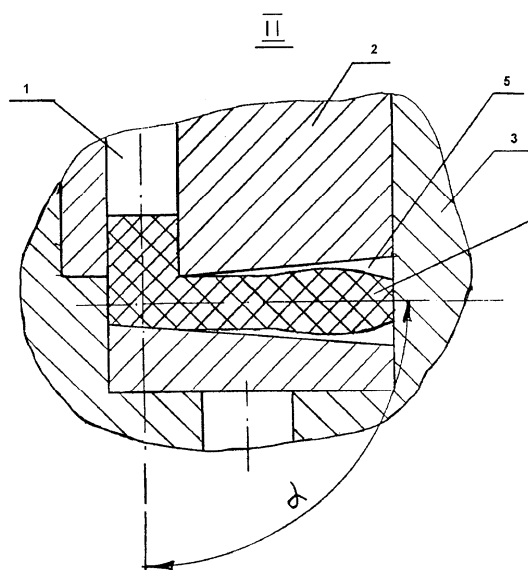


Рис. 4.9.

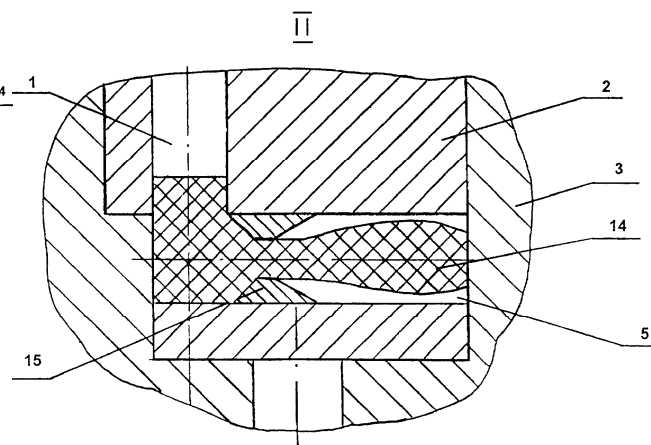


Рис. 4.10.

Описанная последовательность выполнения способа может быть осуществлена неоднократно в зависимости от требований к структуре и свойствам обрабатываемого материала.

На рис. 4.11 и рис. 4.12 дополнительно показаны наиболее употребляемые сечения (в плоскости А-А) второго канала 5 (рис. 4.6) прямоугольной (ширина a и высота B) и круглой (диаметр B) формы.

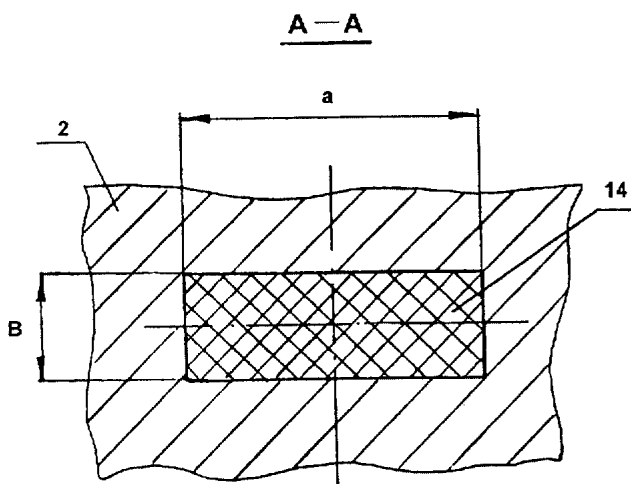


Рис. 4.11.

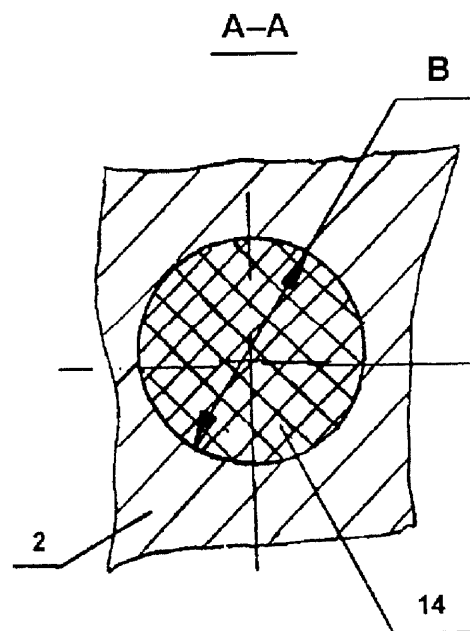


Рис. 4.12.

Необходимо отметить, что данный способ и устройство могут быть реализованы и использованы для обработки материалов как при комнатной, так и повышенной или пониженной температурах. При этом используются различного типа устройства для нагрева или охлаждения заготовок и штамповой оснастки, которые на фигурах не показаны.

№ 2240197 СПОСОБ КОМБИНИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЗАГОТОВОК

Изобретение относится к обработке материалов давлением с целью улучшения физико-механических свойств, в частности при изготовлении полуфабрикатов из титана или других металлов.

Известны способы обработки металлов с целью улучшения их свойств, в частности за счет формирования ультрамелкозернистой структуры (УМЗ). Эти способы предусматривают интенсивную пластическую деформацию заготовок. Например, интенсивную пластическую деформацию

осуществляют путем равно-канального углового (РКУ) прессования продавливанием заготовки через матрицу с расположенными в ней двумя пересекающимися каналами (патент РФ №2128055, МКИ В 21 С 25/00, опубл. 27.03.99 г.).

Известно использование гидромеханического прессования с кручением путем многократного пропускания призматической заготовки через матрицу с винтовым каналом с целью получения больших пластических сдвиговых деформаций материалов (Я.Е. Бейгельзимер и др. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии. Физика и техника высоких давлений, 1999 г. Т.9, №3, с.109).

Известные способы интенсивной пластической деформации, позволяющие повысить прочностные характеристики обрабатываемого материала, приводят к уменьшению его пластичности. Это бывает неприемлемо для использования в ряде ответственных конструкций, где характеристики пластичности особенно важны.

Наиболее близким к предложенному является способ комбинированной интенсивной пластической деформации, сочетающий РКУ-прессование и деформирование кручением, обеспечиваемое вращением заготовки в горизонтальном канале посредством зубчатого колеса (Утяшев Ф.З., Еникеев Ф.У., Латыш В.В., Петров Е.Н., Валитов В.А. Термомеханическая обработка для формирования ультрамелкозернистой структуры путем интенсивной пластической деформации. Тезисы международной конференции "Investigation and Application of severe Plastic deformation" NATO Sc., 1999, с. 73-77).

Недостатком способа является невозможность достижения однородных пластических деформаций и, соответственно, однородных свойств заготовок вследствие того, что в процессе непрерывного деформирования угол пересечения каналов при вращении подвижной части матрицы с горизонтальным каналом изменяется от 90 до 180°. Соответственно накопленная деформация по длине заготовки при непрерывном прессовании

будет неоднородна. Более однородную деформацию этим способом можно получить за счет снижения скорости деформирования и увеличения числа оборотов подвижной части матрицы. Однако снижение скорости прессования значительно снижает производительность. Увеличение скорости вращения матрицы также имеет свои физические пределы, в первую очередь, связанные с деформационным разогревом заготовки, приводящим к рекристаллизации структуры и разупрочнению заготовок, или к разрушению заготовок (срезу) в плоскости вращения из-за высокой интенсивности деформации. Кроме того, техническая реализация способа вызывает большие технические сложности в обеспечении прецизионности по плоскости сопряжения подвижной части матрицы и неподвижной в условиях высоких давлений и температурных воздействий.

Задачей изобретения является улучшение однородности физико-механических свойств обрабатываемого материала при значительном упрощении технологии обработки.

Поставленная задача решается способом комбинированной интенсивной пластической деформации заготовок, включающим винтовое прессование и равноканальное угловое прессование, в котором в отличие от прототипа деформацию заготовок осуществляют в следующей последовательности: деформация кручением в винтовом канале, затем равноканальное угловое прессование.

Интенсивная деформация приводит к возникновению высоких внутренних напряжений, которые снижают технологическую пластичность при прессовании. С целью снятия внутренних напряжений в материале заготовки, возникающих в условиях многоциклового обработки, и повышения технологической пластичности осуществляют межцикловые низкотемпературные отжиги.

При прессовании заготовки через винтовой канал матрицы она испытывает интенсивную сдвиговую деформацию преимущественно в поперечном сечении, на которую накладывается при последующем РКУ-

прессовании однородная интенсивная объемная сдвиговая деформация. Обработка материала заготовки в указанной последовательности приводит к следующему эффекту. В процессе полного цикла прессования в материале заготовок происходит измельчение структуры, при этом предложенная последовательность приводит к более изотропному структурному состоянию. Это объясняется тем, что на менее однородную по своей природе деформацию кручением накладывается более однородная и интенсивная деформация сдвигом при РКУ-прессовании, которая сглаживает возникшую неоднородность после кручения, как в структурном плане, так и в получении более однородных свойств. Обратная последовательность приводит к наложению более неоднородного состояния на однородное, которое и фиксируется в заготовке после прессования. В то время как все известные способы обработки давлением показывают, что значения указанных характеристик материала в различных направлениях заготовки существенно различаются.

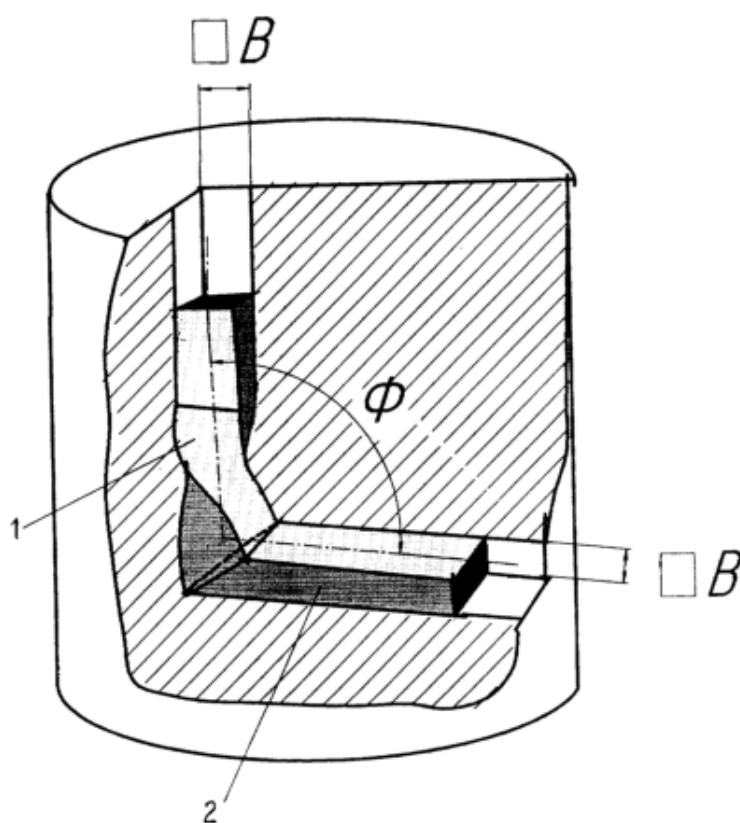


Рис. 4.13.

Способ осуществляют следующим образом.

Для пояснения сущности изобретения на чертеже схематично изображена матрица с двумя пересекающимися под углом Φ каналами. Вертикальный канал 1 выполнен винтовым с постоянным вдоль оси сечением B и с изменяющимся по высоте канала углом наклона винтовой линии к оси прессования, имея нулевое значение на начальном и конечном участках.

Призматическую титановую заготовку из сплава ВТ1-0 в хорошо отожженном крупнозернистом состоянии с размером зерен 15-20 мкм помещают в заходную часть матрицы с винтовым каналом, через который заготовку продавливают с последующим пропуском ее через горизонтальный канал 2. Ввиду того, что сечение винтового канала, перпендикулярное оси прессования, постоянно, то форма заготовки и ее поперечное сечение не меняются. Это позволяет осуществлять ее многократное прессование с целью накопления интенсивных деформаций и упрочнения заготовки, а также равномерной проработки структуры.

После окончания этапа пластической деформации заготовку охлаждают до комнатной температуры. Затем ее подвергают правке и обработке для снятия дефектного слоя.

Для снятия внутреннего напряжения заготовку дополнительно можно подвергнуть низкотемпературному отжигу. Это бывает необходимо в случае многократных проходов по описанному выше способу.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Анализ современных технологических методов получения наноразмерной структуры материалов показал:

- в настоящее время разработаны и активно используются технологии получения ультрадисперсных металлических и неметаллических порошков;
- нанопорошки подвергают компактированию с целью получения изделий и использования их в промышленных целях;
- наноструктурные материалы также получают методами осаждения на подложку, путем кристаллизации аморфных сплавов и сверхбыстрой закалкой расплавов;
- к числу важнейших относятся деформационные методы наноструктурирования материалов и, в первую очередь, кручение под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП) и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК);
- несмотря на активное развитие в последующие годы нескольких новых методов интенсивной деформации РКУ-прессование остается наиболее широко исследуемым методом интенсивной пластической деформации;
- исследованиями установлено, что деформация исследуемых ИПД материалов характеризуется повышенной чувствительностью напряжения течения к скорости деформации;
- наноструктурные металлы, их сплавы, соединения и композиты демонстрируют значительно более высокие (в несколько раз) значения предела текучести, заметно менее выраженное деформационное упрочнение на стадии пластической деформации и, как следствие, меньший прирост предела прочности;
- 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 - 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, что является необходимым условием для разработки перспективных материалов;
- именно усталость, более других факторов, часто снижает срок службы и, следовательно, область применения многих перспективных материалов.

2. Проведена систематизация представлений о формировании и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя в процессах обработки и эксплуатации, разработаны соответствующие структурно-аналитические модели, на основе которых сформулированы направления дальнейших исследований.

3. Разработан план теоретических и экспериментальных исследований, особенностью которого является рассмотрение формирования и трансформации структурного состояния металла поверхностного слоя как непрерывного процесса, протекающего на всех стадиях под действием характерной для каждой стадии программы нагружения.

4. Проведены патентные исследования в области технологических методов создания наноразмерной структуры поверхностного слоя и технологического наследования наноструктурного состояния поверхностного слоя деталей машин.

Полученные результаты будут использованы для разработки модели накопления деформаций, исчерпания запаса пластичности и формирования остаточных напряжений поверхностного слоя под действием программ нагружения интенсивной пластической деформации

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. - Новосибирск: Наука, 2001, 232 с.
2. Новые материалы. Коллектив авторов. Под научной редакцией Ю.С. Карабасова. - М: МИСИС. - 2002 - 736 с.
3. 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
4. Валиев Р.З., Мусалимов Р.Ш. // ФММ. - 1994. -Т. 78. - № 6. -С. 114-119.
5. 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.
6. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Малышева СП. //МиТОМ. - 2006. -№ 2. - С. 19-26.
7. Валиахметов Р.О., Галеев Р.М., Салищев Г.А. // ФММ. - 1990. - Т. 72. -№ 10. - С. 204-206.
8. Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Малышева СП. //Металлы.- 1996. -№4.-С. 86-91.
9. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Жеребцов СВ. и др. // Металлы. - 1999. -№ 6. - С. 84-87.
10. Мухтаров Ш.Х., Валитов В.А., Дудова Н.Р. //Физич. мезомех.-2004. - Т. 7,-№2. - С. 38-41.
11. Imayev R.M., Gabdullin N.K., Salishchev G.A., et al. //Acta Mater. - 1999. - V. 47. -P. 1809-1821.
12. Wtirschum R., Kubler A., Gruss S., et al. // An. Chim. - 1996. -V. 21. -P. 471-482.
13. Nazarov A.A. //Phil. Mag. Lett.-2000. - V. 80.-No. 4.-P. 221-228.

14. Nazarov A.A. and Murzaev R.T. //TMS Letters. - 2006. -V. 3. -No. 2. -P. 29-30.
15. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Кобелев Н.П. и др. // ФТТ. - 1992. - Т. 34. -№ 10. - С. 3155-3160.
16. Mulyukov R.R. and Pshenichnyuk A.I. //J. Alloys Contr.-2003.-V. 355.-P. 26-30.
17. Валиев Р.З., Мулюков Р.Р., Мулюков Х.Я. и др. //Письма в ЖТФ. - 1989. - Т. 15.-№ 1. -С. 78-81.
18. Мулюков Х.Я., Корзникова Г.Ф., Никитин С. А. //ФТТ. - 1995. - Т. 37. - № 8. - С. 2481-2486.
19. Mulyukov Kh.Ya., Korznikova G.F., Abdulov R.Z., and Valiev R.Z. //JMMM. - 1990. -V. 89.-P. 207-213.
20. Столяров В.В., Попов А.Г., Гундеров Д.В. и др. // ФММ. - 1997. - Т. 83. - № 2. - С. 100-108.
21. Корзникова Г.Ф. II Деформация и разрушение материалов. -2006. -№ 2. - С. 25-29.
22. Корзникова Г.Ф. //МиТОМ. - 2006.-№ 2. - С. 33-37.
23. Исламгалиев Р.К., Ахмадеев Н.А., Мулюков Р.Р., Валиев Р.З. //Металлофизика. -1990. -№ 2. -С. 317-320.
24. Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М. //Докл. РАН.-2004.-Т. 399.-№ 6.-С. 730-732.
25. Махарова С.Н., Борисова М.З Влияние интенсивной пластической деформации на механизм разрушения малоуглеродистой низколегированной стали Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразвитых систем и наноматериалов».
26. Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Найденкин Е.В., Добаткин С.В., А.А. Байкова, Рааб Г.И. Создание методами интенсивной пластической деформации высокопрочных материалов нового класса на основе

промышленных образцов конструкционной низкоуглеродистой стали, обладающих высокой термостабильностью

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

28. Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова, О.А. Когтенкова, Р.З. Валиев Институт физики твердого тела Российской академии наук, Физика твердого тела, 2007, том 49, вып. 5

29. A.A. Mazilkin, O.A. Kogtenkova, B.B. Straumal, R.Z. Valiev, B. Baretzky.

Def. Diff. Forum 237-240, 739 (2005).43 E.C. Ellwood. J. Inst. Met. 80, 217 (1952).

30. T.B. Massalski. Binary Alloy Phase Diagrams. ASM International, Materials Park, Ohio (1993). 2224 p.

31. N.L. Peterson, S.J. Rothman. Phys. Rev. B 1, 3264 (1970).

32. D.L. Beke, F.J. Kedves. Phys. stat. sol. (a) 13, K155 (1972).

33. S.J. Rothman, N.L. Peterson, L.J. Nowicki, L.C. Robinson. Phys. stat. sol. (b) 63, K29 (1974).

34. Б.С. Бокштейн, С.З. Бокштейн, А.А. Жуховицкий. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. Металлургия, М. (1974). 196 с.

35. M. Kiritani, K. Yasunaga, Y. Matsukawa, M. Komatsu. Radiat. Eff. Def. Solids 157, 3 (2002).

36. M. Kiritani. Mater. Sci. Eng. A 350, 1 (2003).

37. Пушин В.Г. Новые перспективные нанокристаллические материалы Сборник научных трудов. Выпуск 2

38. Koch C.C., Cho Y.S. Nanocrystals by high energy ball milling. ñ Nanostructured Materials, 1992, V.1, p.207 – 212.

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

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

41. Андриевский Р. А. Порошковое материаловедение. М: Металлургия, 1991.
42. Matthews M. D., Pechenik A. //J. Amer. Ceram. Soc. 1991. V. 74, No. 7. P. 1547.
43. Chen D.-J., Maya M. J. //Nanostruct. Mater. 1992. V. 2, No. 3. P. 469.
44. Andrievski R. A., Kalinnikov G. V., Potafeev A. F. et al. // Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 353.
45. Rabe T., Wasche R. //Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 357.
46. Иванов В. В., Яворский Н. А., Котов Ю. А. и др. // ДАН СССР. 1984. Т. 275, № 4. С. 873.
47. Иванов В. В., Паранин С. Н., Гаврилии Е. А. и др. // СФХТ. 1992. Т. 5, №6. С. 1112.
48. Hoefler H. J., Hahn H., Averbach R. S. //Defect and Diffusion Forum. 1991. V. 75, No. 1.P. 99.
49. Okada S., Tany F., Tanumoto H. etal.//J. Alloys and Compounds. 1994. V. 211/212. P. 494.
50. Быковский Ю. А., Козлеиков В. П., Красильников Ю. Б., Николаев И. Н. //Поверхность. 1992. № 12. С. 69.
51. Дудко Д. А., Алешин В. Г., Барг А. Е. и др.//ДАН СССР. 1985. Т. 285, № 1. С. 106.
52. Барг А. Е., Дубовицкая В. Н., Дудко Д. А., Лари-ков Л. Н. //Металлофизика. 1987. Т. 9, № 4. С. 118.
53. Андриевский Р. А. //Успехи химии. 1997. Т. 66, № 1. С. 57.
54. Van Swygenhoven H., B6ni P., Paschoud F. etal.//Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 5–8. P. 739.
55. Bedjia I., Hotchandani S., Kamat P. V. //J. Phys. Chem. 1993. V. 97, No. 42. P. 11064; 1994. V. 98, No. 15. P. 4133.
56. O'Regan B., Gratzel M., Fitzmaurice D. //Chem. Phys. Letters. 1991. V. 183, No.1 .P. 89.

57. Yoshiki H. K., Fujishima A. //J. Electrochem. Soc. 1995. V. 142, No. 2. P. 428.
58. Kavan L., Stoto T., Gratzel M. et al. // J. Phys. Chem. 1993. V. 97, No. 37. P. 9493.
59. Yamada K., Chow T. Y., Horihata T., Nagata M. //J. Non-Cryst. Solids. 1988. V. 100, No. 1–3. P. 316.
60. Teresiak A., Kubsch H. //Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 5–8. P. 671.
61. Lu K., Wang J. T., Wei W. D. //Scripta Metal. Mater. 1991. V. 25, No. 3. P. 619.
62. Cheng T. //Nanostruct. Mater. 1992. V. 2, No. 1. P. 19.
63. Hoffmann H. //Thin Solid Films. 1979. V. 58. P. 223.
64. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. //J. Appl. Phys. 1988. V. 64, No. 10, pt 2. P. 6044.
65. Носкова Н. И., Вильдаиова Н. Ф., Потапова А. П., Глазер А. А.//ФММ. 1992. Т. 73, № 2. С. 102.
66. Носкова Н. И., Пономарева Е. Г., Глазер А. А. и др. // ФММ. 1993. Т. 76, № 5. С. 171.
67. Inoue A. //Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 53.
68. Быстрозакаленные металлические сплавы. (под ред. С. Штиба и Г. Варлимонта). - М.: Металлургия, 1989 - 373 с.
69. Конева Н.А., Козлов Э.В. //Изв. вузов. Физика. - 1990.-№ 2.-С. 89.
70. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. - Киев: Наукова думка, 1975. - 316 с.
71. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
72. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984. - 276 с.
73. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. - М.: Металлургия, 1982. -272 с.

74. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. - М.: Наука, 2007. - 397 с.
75. 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
76. Валиахметов Р.О., Галеев Р.М., Салищев Г.А. // ФММ. - 1990. - Т. 72. -№ 10. - С. 204-206.
77. Imayev R.M. and Imayev V.M. // Scripta Met. Mater.- 1991. -V. 25. -P. 2041-2046.
78. Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., and Galeev R.M. //J. Mater. Sci- 1993. - V. 28.-P. 2898-2902.
79. Imayev R.M., Imayev V.M., and Salishchev G.A. //J. Mater. Sci. - 1992. - V. 97. - P. 4465-4471.
80. Zharebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeev R.M., et al. //Scripta Mater. - 2004. - V. 51. -P. 1147-1151.
81. Мулюков Р.Р. //Российские нанотехнологии. -2007. -Т. 2.- № 7-8. - С. 38-53.
82. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. и др. //ФММ.-1986.-Т. 61.-С. 1170-1177.
83. 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.
84. Корзников А.В., Идрисова СР., Димитров О. и др. //ФММ. - 1998. - Т. 85. - № 5.-С. 91-95.
85. Degtyarov M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., et al. // Acta Mater. - 2007. -V. 55.-P. 6039-6050.
86. Zhao Y.H., Liao X.Z., Zhu Y.T., et al. //Mater. Sci. Eng.-2005. - V. A 410 11.- P. 188-193.

87. Kopylov V.I. and Chuvil'deev V.I. //Severe Plastic Deformation: Toward Bulk Production of Nanos-structured Materials / Ed. B.S. Altan. - New York: Nova Science, 2006. - P. 37-58.
88. Валиев Р.З. «Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации» Российские нанотехнологии том 1 №1–2 2006
89. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232 с.
90. Сегал В. М. Автореф. дис. . докт. техн. наук. Минск: Физико-техн. ин-т АН БССР, 1974.
91. Сегал В. М., Резников В. И., Дробышевский Ф. Е., Копылов В. И. //Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.
92. Копылов В. И., Резников В. И. Механика пластического деформирования металлов простым сдвигом. Деп. в ВИНТИ, № 4599-В89. М., 1989. 42 с.
93. 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.
94. Astanin V.V., Kaibyshev O.A., Faizova S.N. // Cooperative grain boundary sliding undersuperplastic flow. Scripta. Met. 1991. v.25. 12. P.2663.

УТВЕРЖДАЮ

Руководитель проекта, доцент кафедры
«Технология машиностроения» ГУ КузГТУ

_____ Махалов М.С.
«30» июня 2011 г.

ЗАДАНИЕ №1
на проведение патентных исследований

Наименование работы (темы): «Наноинженерия поверхностного слоя при внешних энергетических воздействиях на стадиях жизненного цикла ответственных деталей машин», шифр работы (темы) 16.740.11.0641.

Этап работы: №1, сроки его выполнения: 1.07.11-15.07.11.

Задачи патентных исследований: выполнить исследование текущего уровня технических решений, а также перспективных направлений развития в области технологических методов создания и технологического наследования наноразмерной структуры поверхностного слоя деталей машин.

КАЛЕНДАРНЫЙ ПЛАН

Виды патентных исследований	Подразделения-исполнители (соисполнители)	Ответственные исполнители (Ф.И.О.)	Сроки выполнения патентных исследований. Начало. Окончание.	Отчетные документы
Исследование текущего уровня технических решений и направлений развития в области технологических методов создания и технологического наследования наноразмерной структуры поверхностного слоя деталей машин	Кафедра технологии машиностроения ГУ КузГТУ	Пимонов М.В.	Начало – 1.07.11, окончание – 15.07.11	Отчет о патентных исследованиях

Проректор по НИР
ГУ КузГТУ

Блюменштейн В.Ю.

«30» июня 2011 г.

РЕГЛАМЕНТ ПОИСКА №1

«30» июня 2011 г.

Наименование работы (темы): «Наноинженерия поверхностного слоя при внешних энергетических воздействиях на стадиях жизненного цикла ответственных деталей машин», шифр работы (темы) 16.740.11.0641.

Номер и дата утверждения задания: задание №1 от 30.06.11. Этап работы №1.

Цель поиска информации: провести описание имеющихся технических решений в области технологических методов создания и технологического наследования наноразмерной структуры поверхностного слоя деталей машин.

Обоснование регламента поиска: регламент составлен для определения области патентных исследований, выполняющихся в ГУ КузГТУ в рамках работы 16.740.11.0641.

Начало поиска: 1.07.11. Окончание поиска: 15.07.11.

Предмет поиска (объект исследования, его составные части, товар)	Страна поиска	Источники информации, по которым будет проводиться поиск								Ретроспективность	Наименование информационной базы (фонда)
		патентные		НТИ		конъюнктурные		другие			
		Наименование	Классификационные рубрики МПК (МКИ), МКПО, НКИ и другие	Наименование	Рубрики УДК и другие	Наименование	Кодовая ара: ГС, СМТК, БТН	Наименование	Классификационные индексы		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Технологический метод создания и технологическое наследование наноразмерной структуры поверхностного слоя деталей машин	Россия	Исследование или анализ материалов путем определения их химических или физических свойств	G01N 1/28	-	-	-	-	-	-	15 лет	Информационно-поисковая система Роспатента: БД RUPAT, RUABRU, RUABU1A, RUDESIGN
		Станки, устройства или способы для шлифования или полирования	B24B 39/04, 39/00								
		Наноструктуры; их изготовление или обработка	B82B 3/00								
		Покрытие металлического материала; покрытие других материалов металлическим материалом; поверхностная обработка металлического материала диффузией в поверхность путем химического превращения или замещения; способы покрытия вакуумным испарением, распылением, ионным внедрением или химическим осаждением паров вообще	C23C 24/00								

		Изменение физической структуры черных металлов; устройства общего назначения для термообработки черных или цветных металлов или сплавов; придание ковкости металлам путем обезуглероживания, отпуска или других видов обработки	C21D 1/04, 6/04, 7/06								
--	--	---	--------------------------------	--	--	--	--	--	--	--	--

Проректор по НИР
ГУ КузГТУ

Блюменштейн В.Ю.

«30» июня 2011 г.

ОТЧЕТ О ПАТЕНТНОМ ПОИСКЕ №1

«15» июля 2011 г.

- В.1. Поиск проведен в соответствии с заданием руководителя проекта, доцента кафедры «Технология машиностроения» ГУ КузГТУ Махалова М.С. №1 от 30.06.11 и регламентом поиска №1 от 30.06.11.
- В.2. Этап работы: №1.
- В.3. Начало поиска: 1.07.11. Окончание поиска: 15.07.11.
- В.4. Сведения о выполнении регламента поиска: регламент поиска выполнен полностью.
- В.5. Предложения по дальнейшему проведению поиска и патентных исследований: Предлагается проведение повторных патентных исследований с расширением количества и видов источников информации при получении в рамках выполнения работы 16.740.11.0641 результатов, которые могут являться основой для создания объектов интеллектуальной собственности.
- В.6. Материалы, отобранные для последующего анализа

Таблица В.6.1 – Патентная документация

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
Технологические методы создания и технологическое наследование наноразмерной структуры поверхности	Россия, Патент №2331864 МПК G01N1/28	Институт механики сплошных сред уральского отделения российской академии наук 2006137999/12, 27.10.2006, опубл. 20.08.2008	Способ выявления структуры на поверхности материала изделия	
	Россия, Патент №2361716 МПК B24B39/04	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Орловский государственный технический университет" (ОрелГТУ), заявка № 2008121285/02, 27.05.2008, опубл. 20.07.2009	Способ статико-импульсного поверхностного упрочнения сферических поверхностей	
	Россия, Патент №2349543	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального	Способ формирования наноразмерных пористых структур	

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
деталей машин	МПК B82B3/00	образования Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королева (СГАУ) Заявка №2007117237/28, 08.05.2007, опубл. 20.03.2009	твердокристаллических материалов	
	Россия, Патент №2364662 МПК C23C24/00 B24B39/00	Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия Заявка № 2005137433/02, 01.12.2005 Опубл. 20.08.2009	Способ поверхностной обработки стальных и чугуновых изделий	
	Россия, Патент №2350441 МПК B23K9/04 C23C4/12 B23K35/36 B82B3/00 B23K10/00 B23K26/00	Федеральное государственное унитарное предприятие "центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов "ПРОМЕТЕЙ" (ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей") Заявка № 2007106635/02, 21.02.2007, Опубл. 27.03.2009	Способ получения методом наплавки металлического покрытия с ультрамелкодисперсной структурой и упрочняющими частицами в наноразмерном диапазоне	
	Россия, Патент №2364490 МПК B24B39/00	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Орловский государственный технический университет" (ОрелГТУ) Заявка № 2008126878/02, 01.07.2008, Опубл. 20.08.2009	Способ статико-импульсного упрочнения плоских поверхностей	
	Россия, Патент №2325468	Мицубиси денки кабусики кайся (jp), Исикавадзима-харима хеви	Электрод для электроразрядной обработки	

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
	МПК C23C26/00 B22F5/00	индастриз ко., лтд Заявка РФ 2005141525/02, 29.01.2004 Опубл. 27.05.2008 Заявка РСТ: JP 2004/000848 (29.01.2004) Публикация РСТ: WO 2004/108990 (16.12.2004) Конвенционный приоритет: 05.06.2003 JP 2003-160505 11.06.2003 JP 2003-166010 11.06.2003 JP 2003-166017	поверхности, Способ электроразрядной обработки поверхности и устройство для электроразрядной обработки поверхности	
	Россия, Патент № 2299249 МПК C21D1/04	Соколовский Эдуард Владимирович Заявка № 2005131034/02, 07.10.2005 Опубл. 20.05.2007	Способ обработки деталей машин и механизмов импульсным электромагнитным полем	
	Россия, Патент № 2360011 МПК C21D6/04 C21D1/04 C21D9/22	Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Кубанский государственный аграрный университет" Заявка № 2008121018/02, 26.05.2008 Опубл. 27.06.2009	Способ термической обработки деталей	
	Россия, Патент №2324597 МПК B32B1/06 B32B5/26 B29C70/24 D04H13/00 D01F11/16 B82B3/00 D04H1/46 B29C70/10	СНЕКМА ПРОПЮЛЬСЬОН СОЛИД (FR) Заявка РФ № 2005106198/04, 11.09.2003 Опубл. 20.05.2008 Заявка РСТ: FR 03/02692 (11.09.2003) Публикация РСТ: WO 2004/025003 (25.03.2004)	Способ изготовления детали из термостойкого композитного материала, способ изготовления волокнистой конструкции, волокнистая конструкция, изготовленная данным способом, и	

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
	D01F11/10 B82B1/00		композитный материал, содержащий данную конструкцию	
	Россия, Патент №2364670 МПК D21F3/08 C23C4/06 C23C4/02 C23C4/18	ЗАО ММК "МОСИНТРАСТ" (RU) Заявка № 2007137065/02, 09.10.2007 Опубл. 20.08.2009	Способ нанесения коррозионно-стойкого покрытия на рабочую поверхность лощильных и крепящих цилиндров	
	Россия, Патент №2364491 МПК B24B39/00	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Орловский государственный технический университет" (ОрелГТУ) (RU) Заявка № 2008126880/02, 01.07.2008 Опубл. 20.08.2009	Устройство для статико-импульсного упрочнения плоских поверхностей	
	Россия, Патент №2295429 МПК B23K15/08 B23K26/20	ДЗЕ ВЕЛДИНГ ИНСТИТЮТ (GB) Заявка 2005113270/02, 11.09.2003 Опубл. 20.03.2007 Заявка РСТ: GB 03/03927 (11.09.2003) Публикация РСТ: WO 2004/028731 (08.04.2004) Конвенционный приоритет: 30.09.2002 (пп.1-21, 32) GB 0222624.9 17.02.2003 (пп.22-31, 33) GB 0303619.1 Дата публикации заявки: 10.10.2005	Модифицирование структуры заготовки	
	Россия, Патент	БЦБ ГЕЗЕЛЛШАФТ ФЮР БИОКОМПАТИБЛЕ	Способ получения титанокерамической	

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
	№2201996 МПК C23C14/48	БЕШИХТУНГ МБХ (DE) Заявка РФ №99101086/02, 19.06.1997 Опубл. 10.04.2003 Заявка РСТ: DE 97/01343 (19.06.1997) Публикация РСТ: WO 97/48835 (24.12.1997)	адгезионной композитной системы	
	Россия, Патент №2361713 МПК B24B39/00	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Орловский государственный технический университет" (ОрелГТУ) (RU) Заявка РФ № 2008117492/02, 30.04.2008 Опубл. 20.07.2009	Способ отделочно-упрочняющей обработки	
	Россия, Патент № 2363756 МПК C23C2/02 C23C2/06 C21D6/00 C22C38/04	АРСЕЛОР ФРАНС (FR) Заявка РФ № 2007118637/02, 10.10.2005 Опубл. 10.08.2009 Заявка РСТ: FR 2005/002491 20051010 Публикация РСТ: WO 2006/042930 20060427	Способ нанесения покрытия на полосу стали, содержащую железо, углерод и марганец, горячим цинкованием	
	Россия, Патент №2197037 МПК H01L39/24	Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН Заявка РФ № 2001111542/28, 26.04.2001 Опубл. 20.01.2003	Способ получения наноструктуры "металл / диэлектрик / высокотемпературный сверхпроводник"	
	Россия, Патент №2329108 МПК B21C23/14 B21J5/00 B21C25/00 B21J13/02 B82B3/00	Опубл. 20.07.2008	Способ прессования металлов и устройство для его осуществления	

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патентообладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полезной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
	Россия, Патент № 2146571 МПК B21C25/00	Опубликовано: 20.03.2000	Способ деформационной обработки материалов и устройство для его осуществления	
	Россия, Патент № 2240197 МПК B21J5/00, C22F1/18, B21C25/00	Опубликовано: 20.11.2004	Способ комбинированной интенсивной пластической деформации заготовок	

Ответственный
исполнитель

Пимонов М.В.

«15» июля 2011 г.

Проректор по НИР
ГУ КузГТУ

Блюменштейн В.Ю.

«15» июля 2011 г.