

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

УДК 539.23
№ госрегистрации 01201279921
Инв.№

«УТВЕРЖДАЮ»
Проректор по
научно-инновационной работе
д.т.н., профессор
В.Ю. Блюменштейн

«__» _____ г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ОТЧЕТ

В рамках федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические
кадры инновационной России» на 2009-2013 годы
Шифр заявки «2012-1.2.2-12-000-2013-022»

Соглашение на предоставление гранта от 01 октября 2012 г. № 14.В37.21.1651 (с
учетом дополнительного соглашения от «18» марта 2013 г. № 1)

по теме:

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ
СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ИЗДЕЛИЙ ПОДВЕРГНУТЫХ
МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НА ОСНОВЕ АППАРАТА МЕХАНИКИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО НАСЛЕДОВАНИЯ**
(итоговый)

- 1 этап Функциональной модели эволюции структурного состояния конструкционных наноматериалов материалов на стадиях механической обработки и эксплуатации
- 2 этап: «Разработка методики проектирования технологических процессов механической обработки наноструктурных конструкционных материалов»

Руководитель НИР, к.т.н., доцент

подпись, дата

А.А. Кречетов

СПИСОК ОСНОВНЫХ ИСПОЛНИТЕЛЕЙ
по Соглашению № 14.В37.21.1651 на выполнения научно-
исследовательской работы

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

Руководитель темы:

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

Исполнители темы:

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

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

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

кандидат технических наук, без ученого звания	_____	Абабков Н. В.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Сивушкин А. С.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Бородин Д. А.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Козырев Д. С.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Миндиярова А. Р.
	подпись, дата	

без ученой степени, без ученого звания	_____	Мосунова С. А.
	подпись, дата	

Нормоконтроль	_____	Останин О. А.
	подпись, дата	

Содержание:

Обозначения и сокращения	5
Введение	7
1. Анализ существующих подходов к проектированию технологических процессов получения и обработки наноструктурированных конструкционных материалов.	9
1.1. Субмикроструктурные и наноматериалы.	9
1.2. Анализ существующих подходов к проектированию технологических процессов.	14
1.2.1. Обзор технологических процессов получения наноструктур.	14
1.2.2. Влияние термообработки.	41
1.2.3. Эксплуатационное поведение наноструктур.	61
2. Разработка функциональной модели эволюции структурного состояния конструкционных наноматериалов на стадиях жизненного цикла	79
2.1. Разработка функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации	79
2.2. Разработка структурно-аналитических моделей формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации	95
3. Разработка методики экспериментальных и теоретических исследований структурно-фазового состояния конструкционных материалов в исходном и наноструктурированном состоянии после механической обработки и эксплуатации.	106
3.1. Методика проведения механической обработки наноструктурированных образцов из конструкционной стали.	106
3.2. Подготовка образцов для проведения исследований	109
3.3. Исследования способами оптической, электронной-просвечивающей микроскопии и микротвердомерии	111
4. Разработка методики проектирования наследственных программ нагружения механической обработки наноструктурированных изделий	113
4.1. Модели программ нагружения, обеспечивающие получение наноструктурных материалов	113
4.2. Результаты аналитических исследований влияния программ нагружения интенсивной пластической деформации на формирование и трансформацию состояния поверхностного слоя	125
4.3. Формирование программ нагружения на стадии механической обработки резанием и ППД	134
4.4. Моделирование закономерностей формирования	141

	напряженно-деформированного состояния при интенсивной пластической деформации металла в процессе упрочняющей обработки поверхностного слоя роликом специального профиля	
5.	Разработка методики проектирования технологических процессов механической обработки наноструктурных конструкционных материалов	158
5.1.	Разработка методики проектирования технологических процессов механической обработки наноструктурных конструкционных материалов	158
5.2.	Рекомендации по возможности использования результатов НИР при создании научно-образовательных курсов	170
	Заключение	172
	Список источников	174

ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

Обозначение	Наименование	Единица измерения
Определения		
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 изотермическая ковка	
СМК-материалы	Субмикрокристаллические материалы	
НК-частица	Нанокристаллическая частица	
НК-порошок	Нанокристаллический порошок	
УМЗ	Ультрамелкозернистые	
$\langle \mu^2 \rangle^{1/2}$	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	
Свойства материала		
E	Модуль упругости первого рода (модуль Юнга)	кгс/мм ² (МПа)
G	Модуль упругости второго рода или модуль	кгс/мм ²

Обозначение	Наименование	Единица измерения
	сдвига	(МПа)
ρ	Плотность материала	кгс/мм ³ (Н/м ³)
δ	Относительное удлинение	%
ψ	Относительное сужение	%
ν	Коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона)	-
$\sigma_s, \sigma_{0.2}, \sigma_T$	Предел текучести и условный предел текучести	кг/мм ² (Н/м ²)
σ_b	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
НВ	Твердость по Бринелю	кг/мм ² (МПа)
H_μ	Микротвердость	кг/мм ² (МПа)
a_n	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.

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

Еще менее ясным является вопрос технологического обеспечения требуемых параметров наноструктурного состояния. В многочисленных существующих работах в области нанотехнологий основное внимание уделяется физическим основам нанотехнологий; методам исследования, анализа и аттестации наноструктур и наноматериалов; нанoeлектронике, наносистемам и др. Инженерные приложения наноструктурирования металла для повышения эксплуатационных свойств традиционных деталей машин практически отсутствуют.

Имеющиеся результаты о влиянии технологии на параметры структурного состояния, с одной стороны, и с другой стороны структурного состояния на эксплуатационные свойства, получены на эмпирическом уровне при использовании экспериментальных статистических моделей. Это обуславливает необходимость проведения нового комплекса длительных и трудоемких экспериментов при появлении новых материалов, новых изделий и новых условий эксплуатации требуется.

Проект направлен на разработку представлений о формировании и трансформации наноструктурного состояния при комбинированной упрочняющей обработке и эксплуатации изделий. Эти представления требуются для разработки технологических процессов обеспечивающих сохранение наноструктурного состояния при размерной и упрочняющей обработки объёмных наноматериалов.

В рамках выполнения проекта произведен аналитический обзор литературных источников в области формирования структурного состояния и свойств материала при наноструктурировании, а также обзор технологических методов обработки наноструктурированных материалов.

С целью обоснованного выбора направлений дальнейших исследований проведена систематизация представлений о процессах упрочняющей обработки и последующей эксплуатации путем разработки функциональной и структурно-аналитической моделей формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации.

На основе анализа результатов аналитического обзора и требуемых данных для структурно-аналитической модели технологического наследования наноструктурного состояния на стадиях жизненного цикла деталей машин был разработан следующий план экспериментальных и теоретических исследований.

1. Анализ существующих подходов к проектированию технологических процессов получения и обработки наноструктурированных конструкционных материалов

1.1. Субмикроструктурные и наноматериалы

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

В настоящее время разрабатываются и обещают найти применение различные виды наноструктурных материалов: тонкая конструкционная керамика, высокопрочные сплавы, магнитные наноматериалы, материалы с особыми электрофизическими свойствами (сверхпроводники, резистивные, сенсоры), наноструктурированные покрытия, углеродные наноматериалы, нанокompозиты, нанокатализаторы, жаропрочные сплавы, сплавы сверхбыстрого затвердевания, нанопленки и гетероструктуры, наночастицы и кластеры, объемные наноматериалы.

Последние являются одним из наиболее востребованных, имеющих реальное практическое применение и наиболее финансируемых направлений нанотехнологий. Область их применения достаточно широка: машино- и авиастроение, медицинские протезы и имплантаты (рис. 1.1). [3, 4], изделия для высокопрочного и надежного крепежа (рис. 1.2) [4], точная объемная штамповка в режиме сверхпластичности [4]. и др. Существенный эффект ожидается от внедрения технологических процессов нанесения износостойких покрытий на режущие инструменты, штампы и прессформы, а

также износо-, коррозионно-, жаростойких и водоотталкивающих покрытий деталей машин. Важное значение имеет наноструктурированная продукция триботехнического направления и оборудование для обработки деталей с нанометровой точностью и для нанесения нанопокровов [5]. При этом улучшение соответствующих качественных показателей (прочность, твердость, пластичность, износо-, жаро-, коррозионная стойкость и т.д.) может быть достигнуто как посредством введения наноразмерных добавок (нанопорошков, нанотрубок, фуллеренов и др.) при осуществлении того или иного технологического процесса (литье, прессование, нанесение покрытий и др.), так и за счет соответствующих технологических режимов изготовления заготовок и изделий (равноканальное угловое прессование, термомеханическая обработка и др.). Сами по себе наноматериалы в чистом виде, например, углеродные трубки, не нужны: серьезные положительные изменения в экономику, в том числе и в машиностроение, внесут макроматериалы из нанотрубок или содержащие нанотрубки [6].

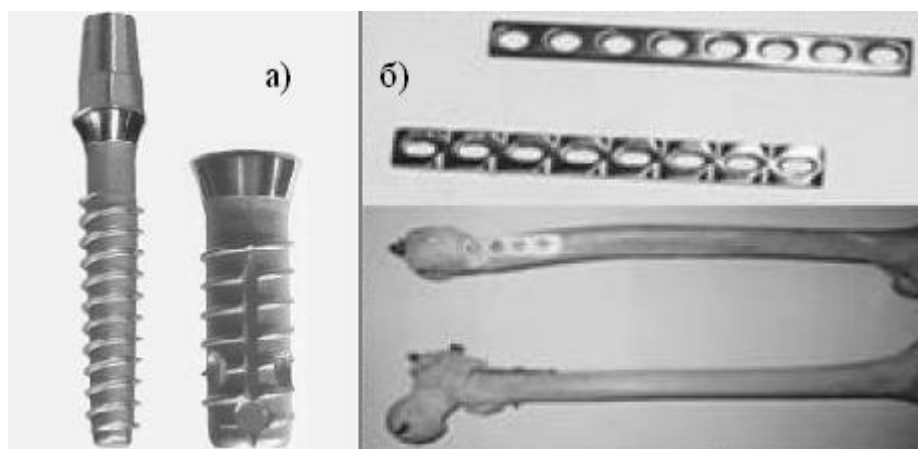


Рис. 1.1. Применение наноматериалов в медицине
а) Стоматологический имплантат; б) пластины для остеосинтеза
(восстановления функций) трубчатых костей из наноструктурированного
титана

Перспективность изучения объемных наноматериалов связана с их существенно более высокими характеристиками механических свойств по сравнению с традиционными [2, 7].

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



Рис. 1.2. Облегченные конструкции крепежных изделий из наноструктурного титанового сплава.

Для получения наноматериалов по первому принципу порошки получают различными способами. Среди них ультрадисперсные порошки, полученные газовой конденсацией в атмосфере инертного газа [8, 9] или плазмохимическим методом [9], аэрозольным [19] и химическим синтезом [11], а также измельчением порошков в шаровой мельнице [12, 13] и др. Некоторые из этих методов были успешно использованы для создания объемных наноструктурных материалов. Это прежде всего газовая конденсация с последующим компактированием [8] и обработка порошков в

шаровой мельнице с последующей консолидацией [12, 13]. Данные методы явились основой многочисленных исследований структуры и свойств нанокристаллических и нанофазных материалов. Вместе с тем до сих пор существуют проблемы в развитии этих методов, связанные с сохранением некоторой остаточной пористости при компактировании, загрязнением образцов при подготовке порошков или их консолидации, увеличением геометрических размеров получаемых образцов, практическим использованием данных методов.

К счастью многие из упомянутых проблем могут быть преодолены при использовании способов, основанных на втором принципе, к которым относятся способы интенсивной пластической деформации (ИПД). Задачей методов ИПД является формирование наноструктур в массивных металлических образцах и заготовках путем измельчения их микроструктуры до наноразмеров. Хорошо известно, что путем значительных деформаций при низкой температуре, например, в результате холодной прокатки или вытяжки [14-16], можно очень сильно измельчить структуру металлов. Однако полученные структуры являются обычно ячеистыми структурами или субструктурами, имеющими границы с малоугловыми разориентировками. Вместе с тем рассматриваемые наноструктуры являются ультрамелкозернистыми структурами зеренного типа, содержащими преимущественно большеугловые границы зерен [17, 18]. Создание таких наноструктур может быть осуществлено методами ИПД, позволяющими достичь очень больших деформаций при относительно низких температурах в условиях высоких приложенных давлений [17, 19]. Для реализации этих принципов были использованы и развиты специальные схемы механического деформирования, такие как интенсивное кручение под высоким давлением (КВД), равноканально-угловое прессование (РКУП), всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) и др (рис. 1.3). Было показано, что большие объемные наноструктурные образцы и заготовки могут быть получены

методами ИПД из самых различных металлов и сплавов, включая многие промышленные сплавы и интерметаллиды [1].

В чистых металлах и ряде сплавов интенсивные деформации обеспечивают часто формирование ультрамелкозернистых структур с размером зерен 100-200 нм, а иногда и более [19]. Однако сформировавшиеся зерна (фрагменты) имеют специфическую субструктуру, связанную с присутствием решеточных и зернограничных дислокаций и дисклинаций, наличием больших упругих искажений кристаллической решетки, вследствие чего области когерентного рассеяния, измеренные рентгеновскими методами обычно составляют значительно менее 100 нм [18, 19], что и определяет формирование наноструктурных состояний в ИПД материалах.

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

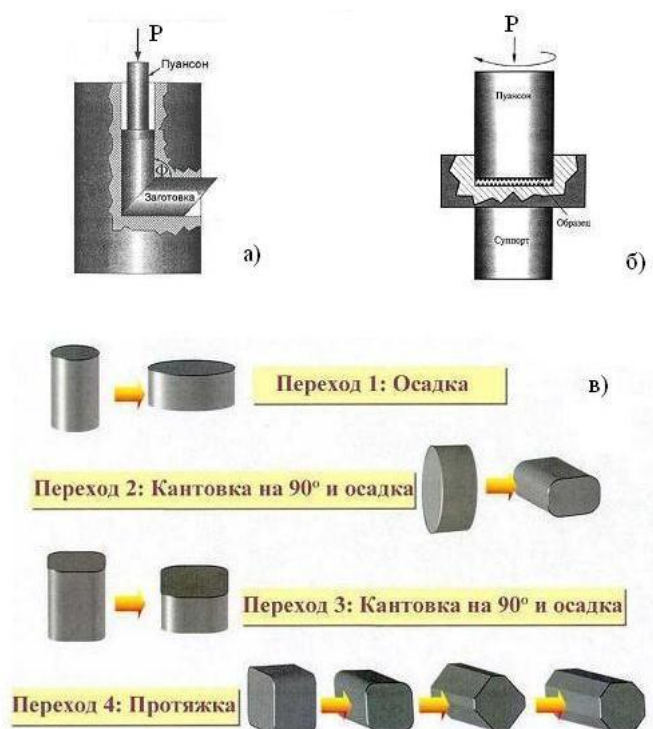


Рис. 1.3. Способы ИПД

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

Также анализ показал, что, помимо эксплуатационных свойств, материалам с нанокристаллической зёрненной структурой присуще необычное поведение ряда функциональных, слабо структурно-чувствительных свойств (удельной теплоемкости, внутреннего трения, упругих модулей, температуры Дебая и Кюри, электрических и магнитных характеристик, низкотемпературной зернограничной диффузии, химической растворимости, коррозии). Эти "аномалии" обусловлены не только малым, далеко неравновесным размером зерен, но и в значительной степени специфической дефектной структурой, связанной с неравновесными зеренными границами очень большой протяженности. В этой связи развиваются, особые структурные модели зерен и их границ в наноструктурных материалах [1, 20].

Наряду с прочностными и пластическими свойствами большой интерес вызывают исследования других инженерных свойств в нанокристаллических материалах, таких как коррозионная стойкость, износ, демпфирующая способность, а также проявление перспективных электрических, магнитных, оптических свойств и т. д. Обнаружение этих уникальных свойств открывает перспективы практического применения наноструктурных материалов. В литературе уже имеются сведения о работах, представляющих, например, непосредственный интерес для создания новых мощных постоянных магнитов на основе наноструктурных ферромагнетиков [20]. Также наноматериалы применяются и во многих других сферах [21]

1.2. Анализ существующих подходов к проектированию технологических процессов

1.2.1. Обзор технологических процессов получения наноструктур

Как уже говорилось, к настоящему времени разработано несколько методов получения СМК-материалов, которые основаны на двух основных

принципах – «снизу-вверх», когда предварительно дезинтегрированный нанопорошок материала компактируется в объемный; и «сверху-вниз», когда измельчение зерен осуществляется без нарушения сплошности путем создания большеугловых границ зерен.

1.2.1.1. Получение способами снизу-вверх

Компактирование порошков и газовая конденсация

Компактирование ультрадисперсных порошков, развивается по нескольким вариантам [22]. 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. 1.4).

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 [23]).

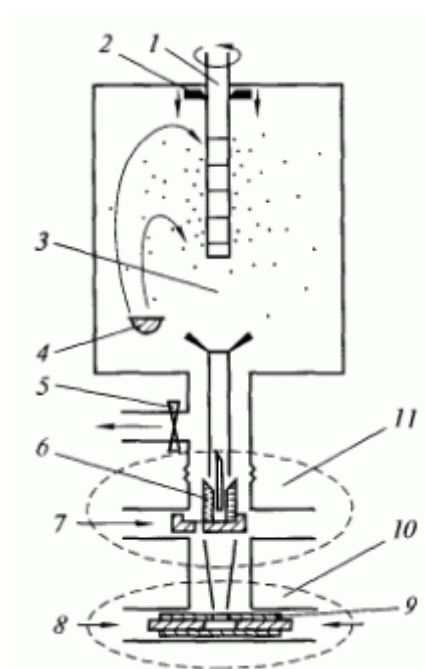


Рис. 1.4. Схема получения объемных наноматериалов методом испарения, конденсации и компактирования [23]: 1 - вращающийся цилиндр, охлаждаемый жидким азотом; 2 - скребок; 3 - инертный газ (обычно He); 4 - испаритель; 5 - клапан; 6 - фиксирующая пресс-форма; 7 - салазки; 8 - поршень; 9 - гильза; 10- узел окончательного компактирования при высоком давлении. 11 - узлы предварительного компактирования

Исключение контакта 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 [23-27] аппаратуру можно применять для получения компактных нанокристаллических оксидов и нитридов; в этом случае металл испаряется в кислород- или азотсодержащую атмосферу.

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 газозофазного 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 [5].

Осаждение на подложку может происходить из паров, плазмы или коллоидного раствора [28-39].

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 [40] 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 [41-43].

Сверхбыстрая закалка расплава

Большой научный интерес и практическое применение имеют методы производства материалов, быстрозакаленных из расплава [44]: порошков, ленты, проволоки, плазменных или лазерных покрытий. Разработаны и используются разнообразные методы, реализующие сверхвысокие скорости охлаждения (до $10^7 - 10^8$ К/с) 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.

1.2.1.2. Способы сверху-вниз

Равноканальное угловое прессование

Сущность процесса состоит в продавливании заготовки через два пересекающихся под углом $2\Phi=90-150^\circ$ канала равного поперечного сечения (рис. 1.5).

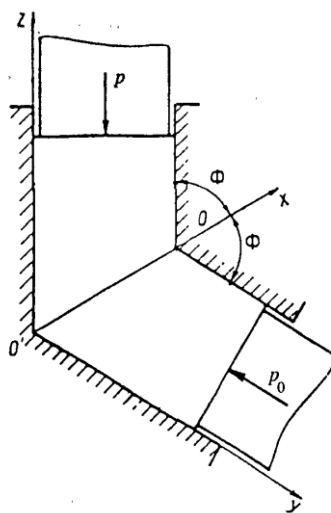


Рис. 1.5. Схема пластической деформации методом равноканального углового прессования: Φ – половина угла пересечения каналом, p – давление прессования, p_0 – противодействие со стороны выходного канала [45]

В области близ плоскости пересечения каналов происходит деформация, по характеру близкая к сингулярному простому сдвигу по этой плоскости. Степень деформации, соответствующая этому сдвигу, составляет $\varepsilon = 1,15$ при угле между каналами, составляющем 90° . И после нескольких проходов (обычно до 7...10) исходный металл или сплав приобретает нанокристаллическую структуру с размером зерен менее 100 нм. При необходимости, в случае труднодеформируемых материалов, деформация осуществляется при повышенных температурах или при увеличенных углах пересечения каналов, также в районе пересечения может быть радиус скругления. 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. РКУП проводится по трем маршрутам. Маршрут прессования – это определенная последовательность позиционирования заготовки, связанная с поворотом заготовки на фиксированный угол относительно продольной ее оси перед каждым последующим циклом прессования. Так, для маршрута А этот угол равен нулю, для В – 90° , для С – 180° . Только определенная совокупность таких факторов, как количество циклов прессования (обычно $N = 4-8$), температура обработки, используемый маршрут прессования, геометрия оснастки, трибологические параметры обеспечивают однородное и эффективное формирование УМЗ структуры в объемных заготовках [1]. Несмотря на большое количество микроструктурных исследований, закономерности деления зерен при РКУП до конца еще не выяснены. Однако общие черты этого процесса, позволяющие делать выводы о его эффективности, можно считать установленными [23, 46, 47-51].

Кручение под высоким давлением

При деформации кручением под высоким давлением полученные образцы имеют форму дисков, диаметром 10–20 мм и толщиной 0,2–0,5 мм,

зажатых бойками с двух сторон (рис. 1.6). Вращение одного из бойков за счет сил трения обеспечивает сдвиговую деформацию образца бойками под действием приложенного давления в несколько гигапаскалей. Поэтому, несмотря на большие степени деформации, образец не разрушается. Как показывают исследования, в ходе реализации данной схемы интенсивной пластической деформации не только на периферии дисков, но и в их центральной части после нескольких оборотов структура резко измельчается и является практически однородной по радиусу образцов. Это подтверждают и близкие значения микротвердости в разных точках образцов. Многочисленные исследования эволюции структуры в различных металлах и сплавах, подвергнутой КВД на различные степени деформации, показали, что в этом процессе происходит формирование наноструктурного состояния [46, 52-58].

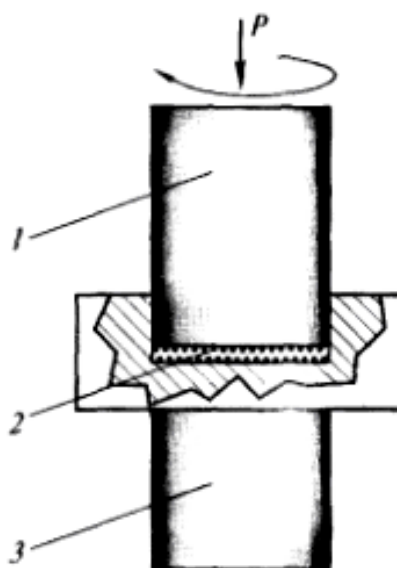


Рис. 1.6. Схема метода кручения под высоким давлением:

1-пуансон; 2-образец; 3-суппорт

Всесторонняя изотермическая ковка

Всесторонняя изотермическая ковка. Суть этого метода состоит в использовании всесторонней изотермическойковки с поэтапным снижением температуры деформации (рис. 1.7). Измельчение микроструктуры происходит благодаря развитию процессов динамической /

постдинамической рекристаллизации. Далее из полученного полуфабриката вырезается заготовка для последующей изотермической штамповки/формовки/раскатки в условиях сверхпластичности. Полученное изделие подвергается окончательной термической обработке, механической обработке и контролю качества. Метод включает многократное повторение определенной последовательности простых операций свободнойковки – осадки и протяжки, что не требует сложного дорогостоящего инструмента и позволяет использовать существующее технологическое и пресовое оборудование.

Всесторонняя изотермическая ковка 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 [59-66].

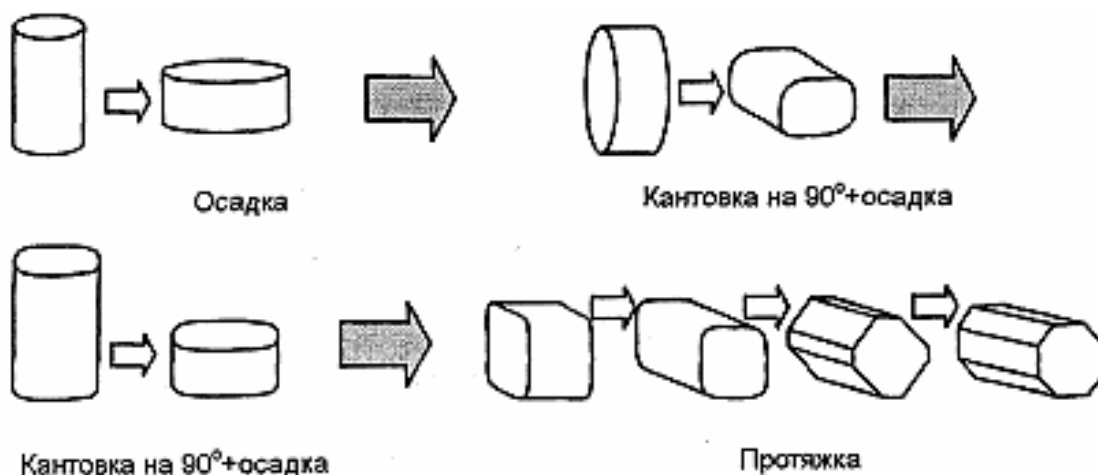


Рис. 1.7. Принципиальная схема всесторонней изотермическойковки

1.2.2. Влияние режимов механической обработки

Процесс резание представляет собой сложный процесс пластической деформации, сопровождаемый интенсивным тепловыделением при значительных напряжениях в зоне контакта «инструмент – обрабатываемый материал» [10]. В тоже время, температура рекристаллизации в НК и СМК металлах на 20 - 30% ниже, чем в обычных металлах

Авторы работы [67] исследовали влияние режимов механической обработки на микротвердость заготовок из субмикrokристаллического титана, полученных интенсивной пластической деформацией. В работе исследовался технически чистый титан ВТ1-0 с субмикrokристаллической структурой (размер зерен ≈ 250 нм, рис. 1.8) был получен с помощью метода всестороннейковки, который имеет ряд преимуществ по сравнению с другими методами ИПД.

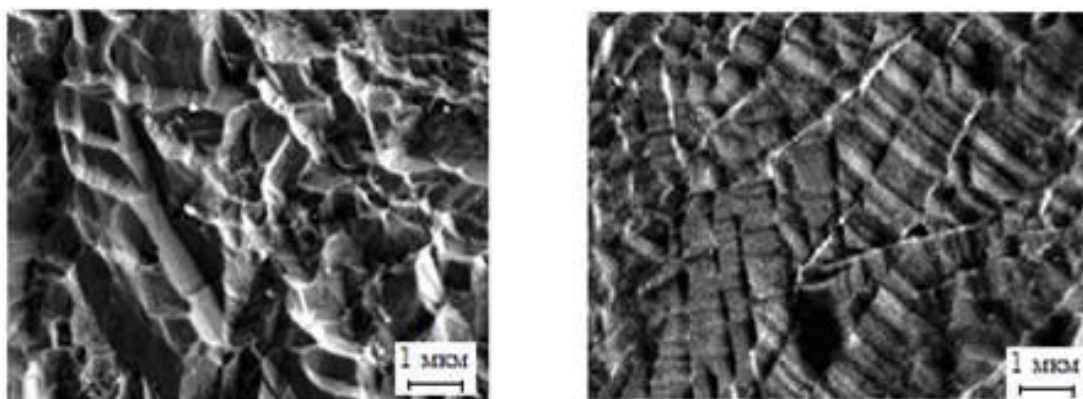


Рис. 1.8. Микроснимки структуры ВТ1-0, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа *Hitachi F-148*

- а) в исходном (крупнокристаллическом) состоянии;
- б) в субмикrokристаллическом состоянии после всестороннейковки

В данном методе простые операции свободнойковки (осадка и протяжка) повторяются многократно со сменой оси прилаемого деформирующего усилия (рис. 1.3.).

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

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

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

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

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

В данной работе исследовалась микротвердость образцов титана в исходном крупнокристаллическом состоянии (горячекатаные прутки $\varnothing 15$ мм), в субмикроструктурном состоянии после процесса всестороннейковки (заготовки шестигранной формы размером 25×20 мм), а также образцов после механической обработки с различными параметрами режима резания.

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

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

В результате были получены данные, представленные на рис. 1.9.

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

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

* – экспериментальные данные, полученные в работе

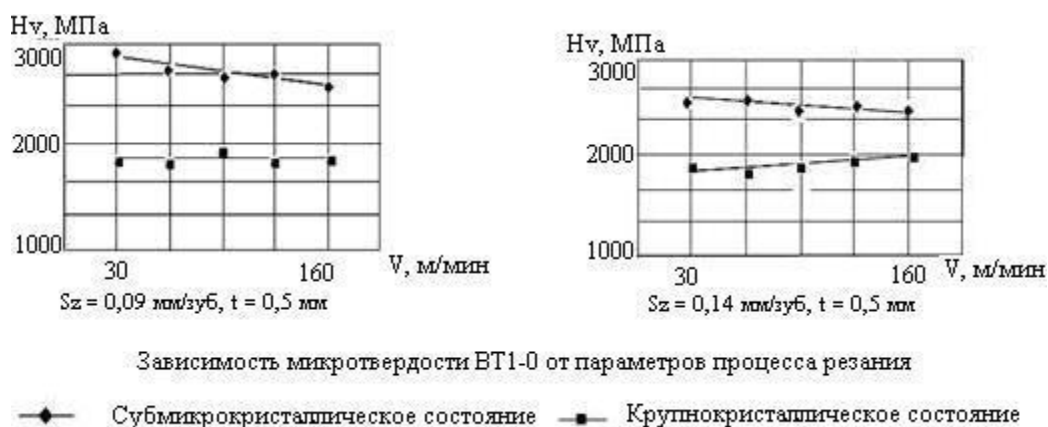


Рис. 1.9. Зависимость микротвердости ВТ1-0 от параметров процесса резания

Анализ полученных результатов показал, что при обработке на низких значениях скорости резания и подачи ($V = 30$ м/мин и $S_z = 0,09$ мм/зуб)

происходит незначительное снижение микротвердости у образца с субмикроструктурной структурой (изменения в пределах погрешности измерений, которая составляет $\approx 5\%$). Увеличение скорости резания приводит к устойчивому снижению микротвердости – ее значение при $V = 160$ м/мин составляет ≈ 2600 МПа, рис. 5, а, т.е. уменьшается по сравнению с исходным значением на 10% .

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

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

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

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

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

Изменения микротвердости и, соответственно, напряженного состояния поверхностного слоя титана в процессе обработки, как

предполагается, обусловлены структурным фактором – увеличением размера зерен материала, что связано, прежде всего, с изменением состояния неравновесных границ зерен, содержащих высокую плотность дефектов кристаллического строения, под влиянием существенного теплового воздействия при механической обработке. Это также подтверждается результатами исследования структуры с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Полученные результаты могут свидетельствовать о нестабильности структурного состояния полученных интенсивной пластической деформацией образцов технически чистого титана VT1-0 и возможном процессе низкотемпературной рекристаллизации его структуры, протекающем вследствие теплового воздействия при механической обработке резанием.

Авторы работы [68] исследовали влияние режимов механической обработки субмикроструктурной меди, полученной всесторонней изотермической ковкой, на структуру и свойства.

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

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

Процесс всестороннейковки выполнялся при нагреве заготовки меди до 573К в индукционной печи. После четырех проходов, включающих в себя операции осадки – протяжки, полученные поковки охлаждали в сухом песке. Исследования микроструктуры СМК технической чистой меди проводили на сканирующем электронном микроскопе типа Hitachi S-4800 (Япония).

Средний размер зерен на электроно-микроскопических изображениях структуры определяли методом секущих [69].

С целью удаления деформированного поверхностного слоя (наклепа), образцы подвергали полированию с последующим травлением. В качестве реактива для операции травления меди использовался раствор, состоящий из 5 г хлорида трехвалентного железа, 10 мл 37% соляной кислоты, 50 мл глицерина, 30 мл воды [70].

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

Исследуемые образцы меди получены на ХМЗ "ФЭД" (рис. 1.10).

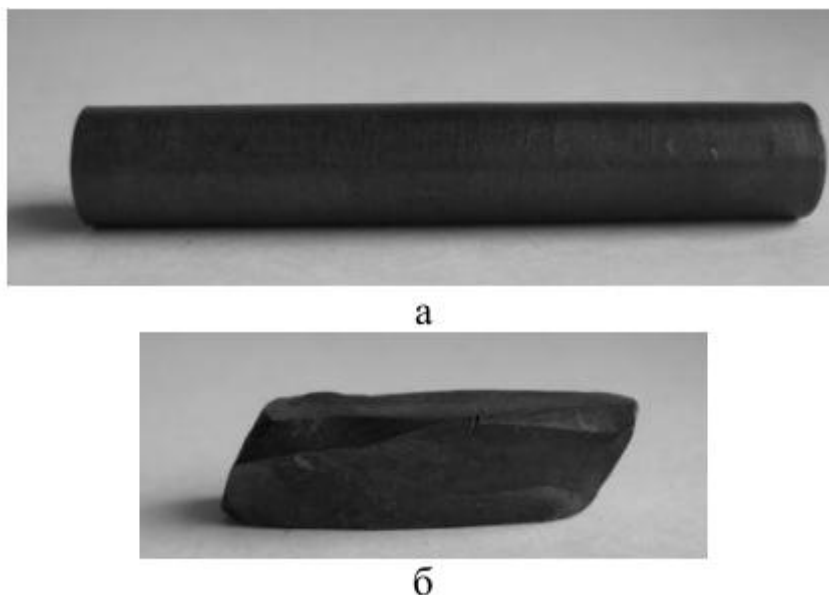


Рис. 1.10. Исследуемые образцы меди: а) доковки; б) послековки.

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

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

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

Для определения средней температуры в зоне резания использовали метод естественной термопары. При этом деталь и резец изолировали друг от друга для того, чтобы исключить влияние "паразитных" термоЭДС. Измерение термоЭДС производилось 10÷15с с момента начала резания. Для регистрации значения термоЭДС применяли ртутный токосъемник и цифровой мультиметр с точностью измерения до 0,1 мВ [71]. Было установлено, что тарировочные кривые исходных заготовок и заготовок после ИПД практически совпадают, что косвенно позволяет сравнить температуры в зонах контакта резец – заготовкой с крупнокристаллической и СМК структурами.

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

$$K_l = \frac{G \cdot 10^3}{L_c \cdot \rho \cdot s \cdot t}, \quad (1.1)$$

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

Шероховатость обработанных поверхностей заготовок измеряли по стандартным методикам с помощью электронного профилометра – профилографа мод. «Sartronic3+». Для обеспечения достоверности результатов экспериментов, значения параметра

шероховатости Ra снимали 4÷5 раз. Относительная погрешность измерения составила не более 9 %.

Микротвердость измеряли с помощью прибора ПМТ-3 при помощи пирамиды Виккерса. При определении микротвердости использовали нагрузку в 0,2 Н. Значения величины микротвердости усреднялись по 9÷10 замерам.

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

Из графика зависимости величины температуры в зоне резания от скорости резания (рис. 1.11), построенного по экспериментальным данным при токарной обработке технически чистой меди в СМК и крупнокристаллическом состояниях, видно, что температура в зоне резания при обработке меди с субмикрокристаллической структурой составляет 550К.

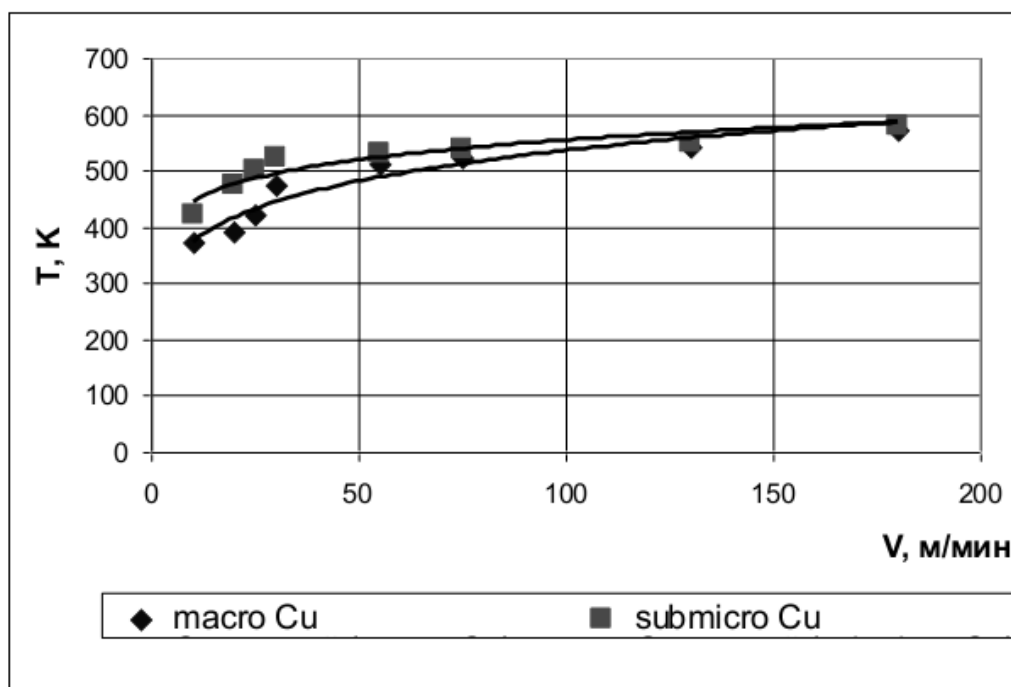


Рис. 1.11. Зависимость величины температуры в зоне резания от скорости резания при обработке чистой меди

Результаты экспериментов по определению коэффициента усадки K_L в работе [68] стружки приведены на рис. 1.12.

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

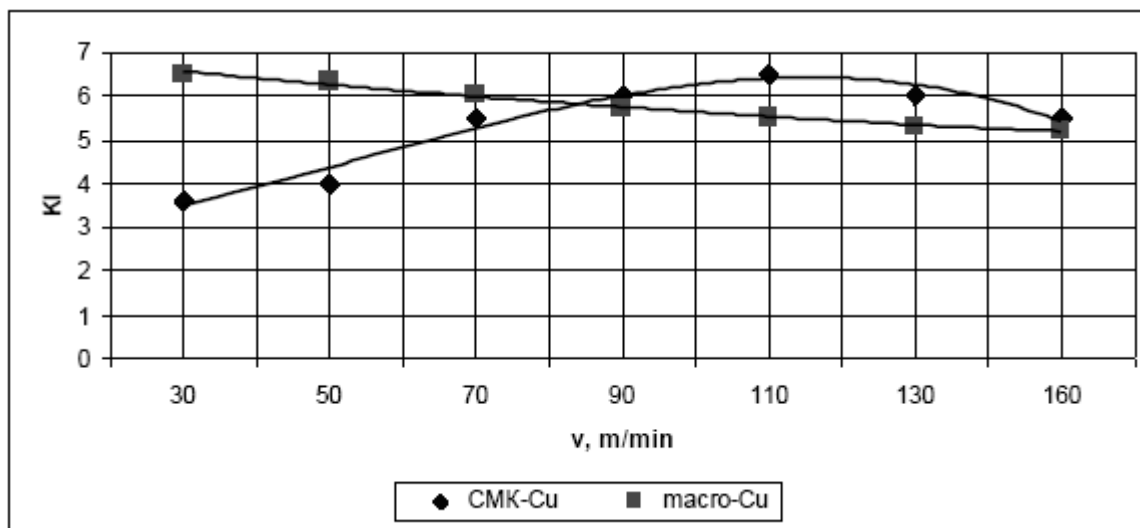


Рис. 1.12. Зависимость коэффициента усадки стружки от скорости резания при обработке чистой меди ($s = 0,14$ мм/об)

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для крупнокристаллической меди, что объясняется уменьшением коэффициента трения между стружкой и передней поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [72]. Подобное явление имеет место для СМК-Cu при увеличении скорости до $v = 110$ м/мин и выше, что

может свидетельствовать о стабилизации структуры и проявлении типичной зависимости коэффициента усадки стружки от скорости резания.

Зависимости изменения параметра шероховатости R_a в работе [68] от параметров лезвийной обработки представлены на рис. 1.13.

Как видно из представленных графиков значение шероховатости СМК-Cu при $s = 0,14$ мм/об (см. рис. 13) ниже чем у крупнокристаллического образца. Влияние пластической деформации и высокочастотных вибраций инструмента на шероховатость поверхности при точении зависит от твердости обрабатываемого материала; с повышением твердости шероховатость уменьшается.

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

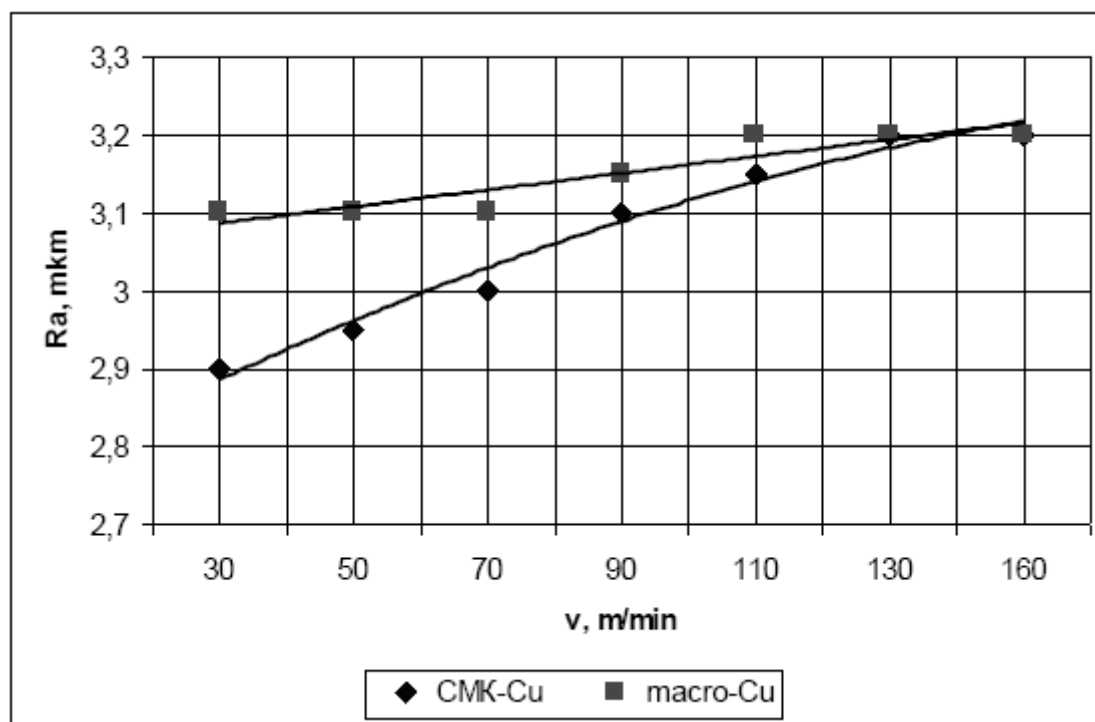


Рис. 1.13 – Зависимость шероховатости от скорости резания при обработке чистой меди, $s = 0,14$ мм/об

Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи ($v = 30$ м/мин и $s = 0,14$ мм/об) величина микротвердости у образца с СМК структурой снижается до 850 МПа. Увеличение скорости до 160 м/мин приводит к снижению микротвердости СМК-Сu до значения, характерного для крупнокристаллической меди – 600 МПа, рис. 1.14.

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

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

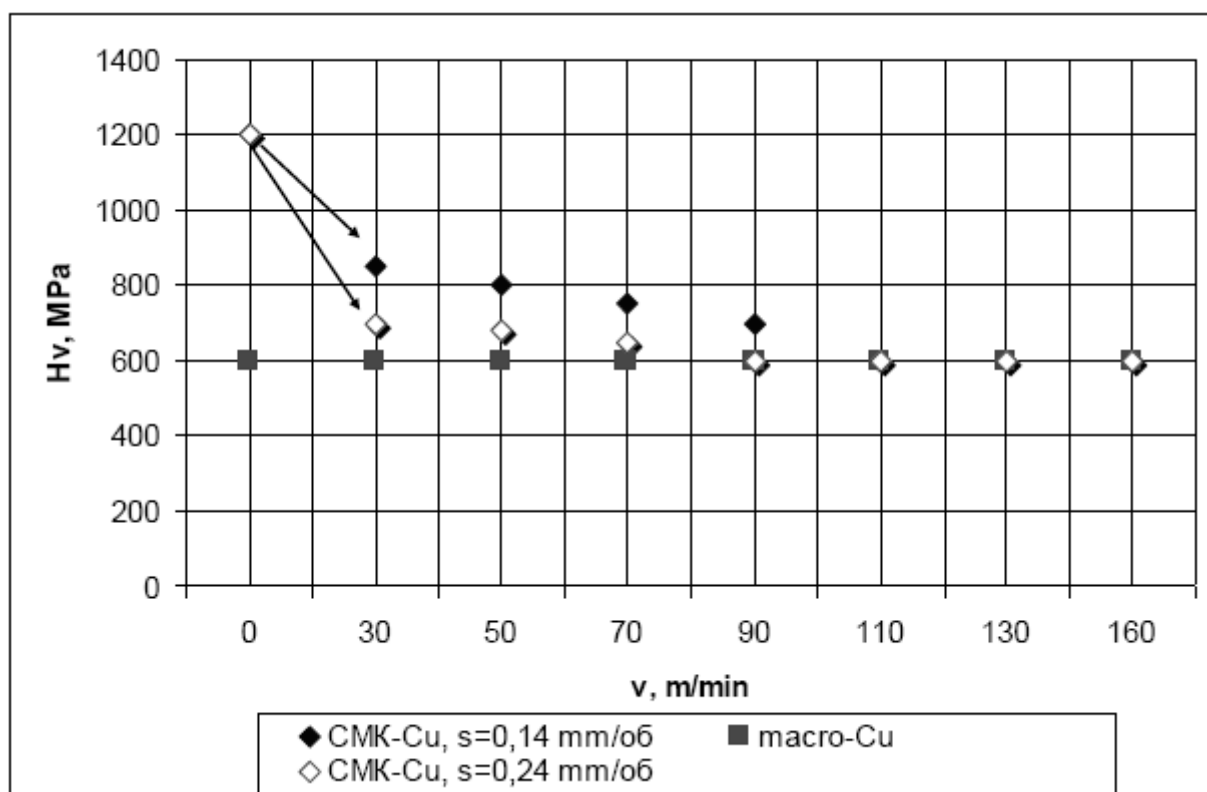


Рис. 1.14. Зависимость микротвердости от параметров обработки при обработке чистой меди

Резкое снижение микротвердости, наблюдаемое на рис. 1.14 может быть объяснено частичной релаксацией напряженного состояния в поверхностном слое СМК образца, подвергнутого ИПД, что связано с повышением температуры в зоне резания вследствие повышения скорости резания и, как следствие увеличением среднего размера зерна.

Таким образом, полученные экспериментальные данные в работе [68] свидетельствуют о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства и качество поверхностного слоя образцов меди с СМК структурой, полученных методами ИПД. Характер выявленных изменений существенно отличается для образцов с СМК структурой и образцов крупнокристаллической традиционной меди.

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

В работе [73] исследовался выбран технически чистый титан ВТ1-0 с химическим составом (%по массе): С – 0,07; Fe – 0,18; Si – 0,10; O – 0,12; N – 0,04; H – 0,01; Al – до 0,6; ост. - Ti. Исследовались заготовки в виде горячекатаных прутков 015 мм (исходные заготовки) и заготовки шестигранной формы размером 25.20 мм, полученные методом ИПД всесторонней ковкой.

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

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

Исследования микроструктуры субмикроструктурного технического чистого титана ВТ1-0 проводились на сканирующем электронном микроскопе типа Hitachi S-4800 (Япония). В качестве реактива для выявления микроструктуры использовался раствор, состоящий из 10% плавиковой кислоты, 3% азотной кислоты и воды.

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

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

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

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

Силы резания измерены по стандартной методике с помощью трехкомпонентного динамометра УДМ600 и системы сбора данных LTR-U-1 MEASURINGINSTRUMENT.

Шероховатость обработанных поверхностей заготовок измеряли по стандартным методикам с помощью электронного профилометра – профилографа мод. «Sartronic3+». Для обеспечения достоверности результатов экспериментов, значения параметра шероховатости R_a снимали 4-5 раз. Относительная погрешность измерения составила не более 9 %.

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

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

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

При рассмотрении стружки СМК титана (после всестороннейковки) при малых скоростях и подачах установлено, что формируется короткая спиральная сливная стружка с крупным шагом витка. Уменьшение длины стружки в сравнении с крупнокристаллическим титаном связано с некоторым снижением пластичности титана, полученного методом ИПД [74].

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

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

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

выраженными зазубринами.

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

Различие между формой и видом стружки, полученной при токарной обработке крупнокристаллического и субмикрокристаллического титана, представлено на рис. 1.15.

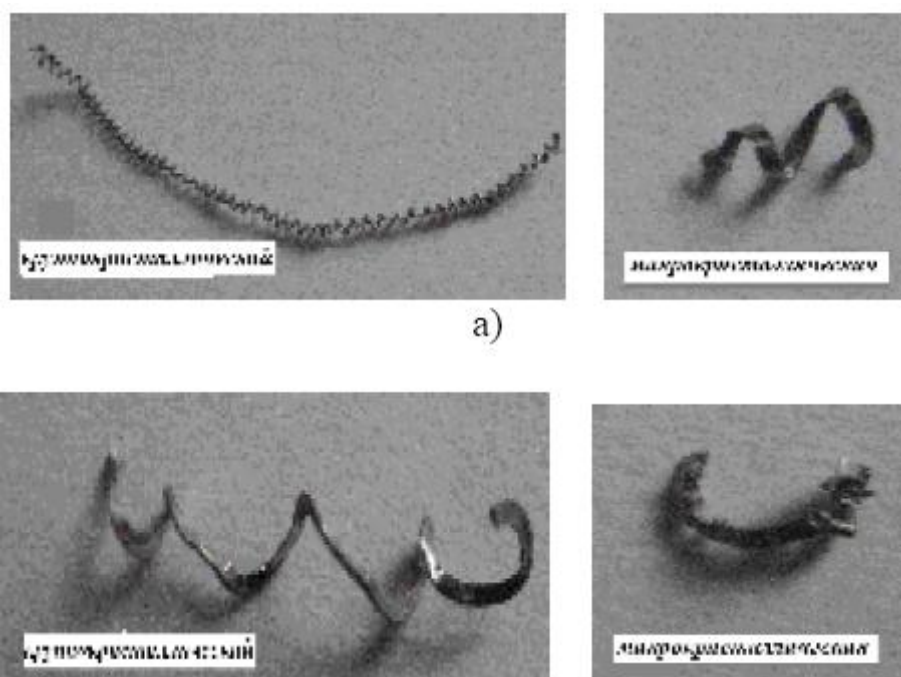


Рис. 1.15. Форма и вид стружки при $V = 10$ м/мин; $t = 0,5$ мм; а) $S = 0,1$ мм/об; б) $S = 0,2$ мм/об

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

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для обоих типов образцов титана (исходного и полученного всесторонней ковкой), что объясняется уменьшением коэффициента трения между стружкой и передней поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [72].

При увеличении скорости резания от 30 до 70 м/мин степень уменьшения коэффициента усадки стружки для СМК титана существенно меньше по сравнению с крупнокристаллическим титаном. При $V = 70$ м/мин значения KL для обоих типов образцов практически совпадают, что может свидетельствовать об определенной стабилизации структуры, а значит, и свойств образца, полученного всесторонней ковкой.

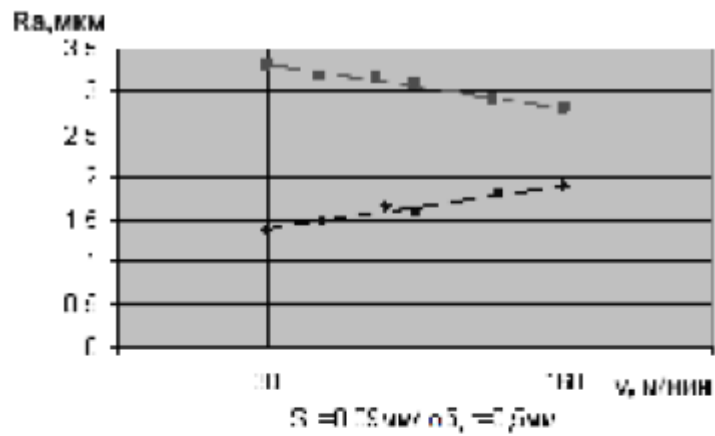
Экспериментальные данные показали, что главная составляющая силы резания P_z при обработке СМК титана на 15-20% выше, чем при обработке крупнокристаллического титана с различными подачами и при глубине обработки до 1мм. Увеличение силы P_z связано с увеличением твердости и прочности субмикрокристаллического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

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

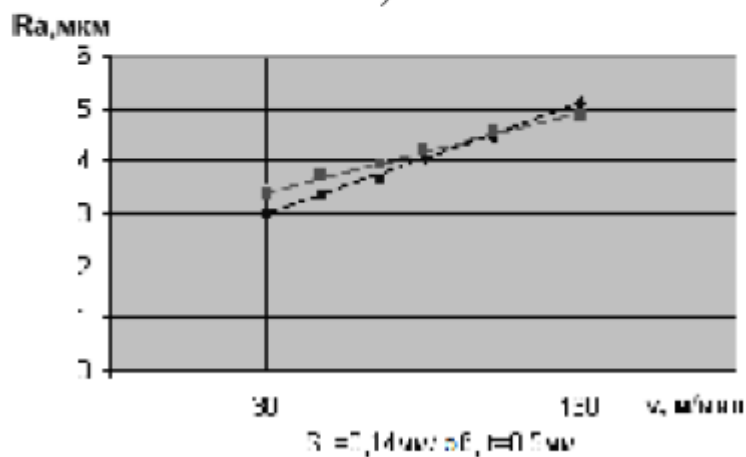
Значительных отличий в величине осевой составляющей P_x при резании СМК и крупнокристаллического титана не установлено.

Зависимости изменения параметра шероховатости Ra от параметров лезвийной обработки представлены на рис. 1.16.

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



а)



б)

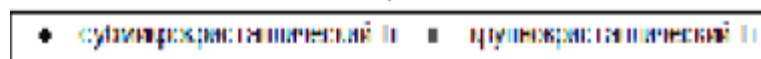


Рис. 1.16. Графики зависимости параметра шероховатости от параметров процесса резания

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

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

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

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

Влияние пластической деформации на шероховатость поверхности при точении зависит от твердости обрабатываемого материала; с повышением твердости шероховатость уменьшается [71, 75, 76].

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

Этот факт в работе [73] был подтвержден испытаниями образцов на микротвердость.

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

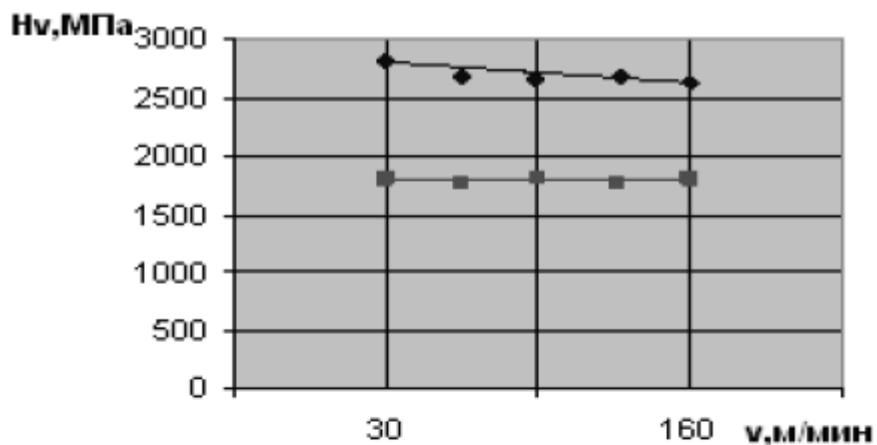
Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи ($V = 30$ м/мин и $S = 0,09$ мм/об) величина микротвердости образца с СМК структурой несколько снижается до 2800 МПа. При увеличении скорости до 160 м/мин изменение микротвердости становится существенным – ее значение составляет 2600 МПа (рис. 1.17, а).

В образце с крупнокристаллической структурой при обработке на указанных режимах величина микротвердости осталась практически постоянной (рис. 1.17, а).

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

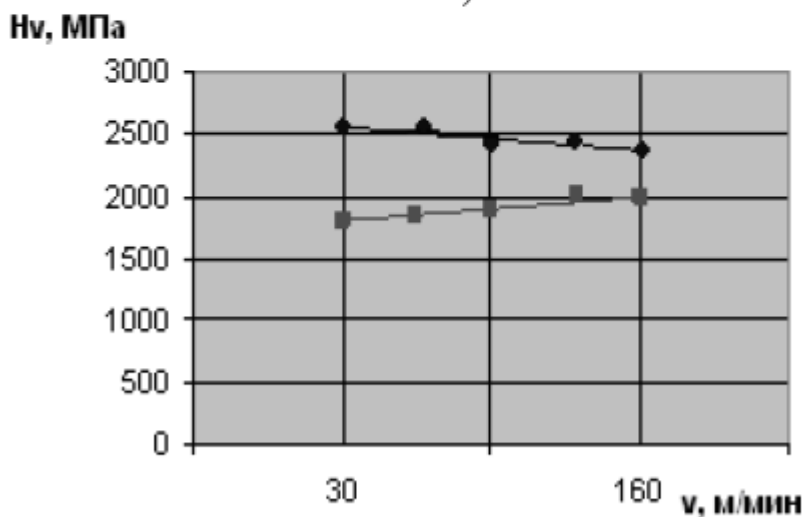
Резкое снижение микротвердости, наблюдаемое на рисунке 1.17, а, может быть объяснено частичной релаксацией напряженного состояния в

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



S = 0,09 мм/об, t = 0,5 мм

а)



S = 0,14 мм/об, t = 0,5 мм

б)

резания.

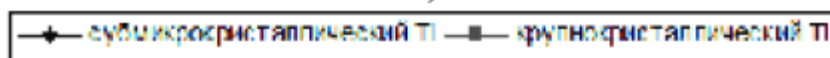


Рис. 1.17. Зависимость микротвердости от параметров процесса резания

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

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

Таким образом, полученные экспериментальные данные в работах [67, 68, 73] свидетельствуют о нестабильности структурного состояния и физико-механических свойств СМК материалов, полученных методом всестороннейковки, а также о существенном влиянии параметров режима обработки (скорости резания, подачи) на механические свойства, качество поверхностного слоя и параметры обрабатываемости образцов СМК структурой, полученных методами ИПД.

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

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

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

1.2.2. Влияние термообработки

Известно, что рост зерен в наноструктурных ИПД материалах, как и других наноматериалах, начинается при относительно низких температурах, близких к 0,4 Тпл и даже ниже [19, 77, 78]. Исследование природы такой низкой термостабильности имеет важное значение для улучшения последней. С другой стороны, изучение эволюции структуры во время отжига позволяет лучше понять природу высоких внутренних упругих напряжений, их связь с решеточными дефектами и неравновесным состоянием границ зерен, закономерности кристаллографической текстуры и другие структурные особенности ИПД материалов. Есть ряд работ, в которых исследуется

термостабильность различных классов наноструктурных материалов, полученных методами ИПД. Чистые металлы В работе [79] рассматривался Ni, подвергнутый ИПД кручением (5 оборотов при комнатной температуре, $P = 7$ ГПа). Его структура характеризовалась очень мелкими зернами равноосной формы со средним размером около 100 нм, содержащими высокую плотность решеточных дислокаций (рис. 1.18). Сложный дифракционный контраст свидетельствовал о наличии внутренних упругих напряжений. Зерна имели преимущественно большеугольные границы, что подтверждается видом дифракционных картин, содержащих большое количество рефлексов. Микротвердость полученных образцов составляла $H_v = 2850$ МПа.

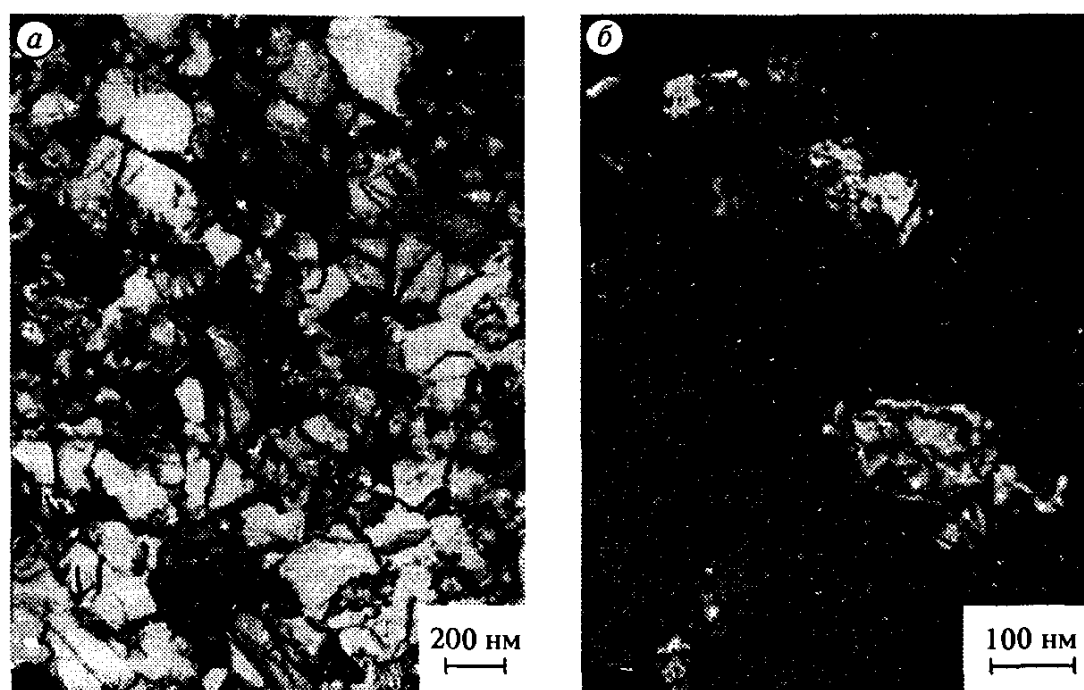


Рис.

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

Во время термической обработки в Ni, подвергнутом ИПД, было обнаружено уменьшение коэрцитивной силы, обусловленное заметными изменениями структуры [79]. На начальной стадии нагрева в первую очередь имело место исчезновение дислокаций внутри зерен, т. е. происходил возврат. Этот процесс начался уже при комнатной температуре. Так, после одного месяца выдержки плотность дислокаций уменьшилась с 10^{15} м^{-2} до

10^{13} м^{-2} . Подобный результат достигался также после выдержки при 373 К в течение получаса. Нагрев до температуры 473 К привел к полному исчезновению дислокаций в течение одной минуты. При 473 К на границах некоторых зерен появился полосчатый контраст, свидетельствующий о возврате структуры границ зерен.

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

Подобная эволюция структуры ИПД Ni при отжиге наблюдалась также в работе [80]. Однако там имела место тенденция к протеканию возврата внутренних напряжений и росту размера зерен при более низких температурах. Обнаруженные различия могли быть вызваны более чистым химическим составом Ni или более высокой запасенной энергией деформации благодаря большему давлению, приложенному при ИПД кручением, в последнем случае. Изучение свойств ИПД Ni в процессе эволюции структуры при отжиге показало, что можно выделить три основных интервала изменения электросопротивления и микротвердости [80]. На начальных стадиях возврата структуры, сопровождающихся уменьшением плотности дислокаций и внутренних напряжений, имеет место слабое изменение электросопротивления и микротвердости. В процессе рекристаллизации они изменяются сильно. Последующий процесс роста зерен слабо влияет на эти характеристики.

В работе [81] показано, что метод получения имеет сильное влияние на измельчение nano структуры при отжиге и свойства материала. Сравнивались результаты исследования Ni, подвергнутого РКУ-прессованию, ИПД кручением и их совместному воздействию. Исследования показывали, что эволюция структуры в этих случаях протекает при

различных температурах. В результате формируются различные структуры и имеют место различия в величине коэрцитивной силы H_c . Например, окончательный возврат коэрцитивной силы H_c происходит при более высокой температуре в случае, когда материал подвергнут РКУ-прессованию, а затем кручению.

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

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

В работе [82] рассматривалась чистая Cu (99,98%) , подвергнутая ИПД кручением. Средний размер зерен был несколько больше, чем у Ni (около 150 нм). Границы зерен имели также преимущественные большеугловые разориентировки. Для структуры был характерен сложный электронно-микроскопический контраст, свидетельствующий о значительных искажениях кристаллической решетки. Плотность дислокаций внутри зерен составила $(5-10) \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Рост зерен в исследованной Cu начинается при 373 К и завершается к 473 К.

В работе [83] рассматривалась Cu обычной чистоты, деформированная подобным образом, отжиг в течение 30 мин при 423 К не привел к видимым

изменениям в микроструктуре (размере зерен, плотности дислокаций, дифракционном контрасте на границах зерен). Рост зерен наблюдался при 423 К. Тем не менее, внутренние напряжения и предел текучести существенно уменьшились в интервале температур между 403 и 423 К. Авторы предположили, что внутренние напряжения, а следовательно, и механическая прочность могут быть связаны с присутствием дисклинаций в тройных стыках на границах зерен.

Результаты ряда исследований [78, 83] показали, что при низкотемпературном отжиге процессы возврата в наноструктурной Si, полученной ИПД кручением, начинаются значительно раньше, чем в крупнокристаллической Si. При этом температура нагрева не намного превышает $T = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ Si, подвергнутая ИПД кручением, обладает также пониженной температурой начала роста зерен, которая составляет $T = 150^{\circ}\text{C}$. В работах [83, 84] рассматривались эволюции структуры при отжиге Si, полученная РКУ-прессованием. Отжиг привел к формированию зерен, не содержащих контуров экстинкции и разделенных границами зерен, которые, как представляется, стали равновесными. Температура рекристаллизации, равная 448 К оказалась выше в менее чистой Si (99,98 %) по сравнению с более чистой Si (99,997 %), где она равнялась 398 К. Эти изменения в структуре получили отражение в изменении измеренных свойств. Рекристаллизованные зерна при более высоких температурах продолжали далее расти в размерах.

Анализ [85] эволюции размера зерен и микроискажений кристаллической решетки в ходе отжига, проведенного при температуре $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение различного времени, обнаружил, что увеличение размера зерен в направлении (111) протекает постепенно, резко возрастая после 90 мин отжига. В то же время заметное увеличение размера зерен в направлении (200) наблюдается уже после 60 мин и резко возрастает при больших временах отжига. С другой стороны, микроискажения кристаллической решетки в направлении (111) остаются неизменными вплоть до 60 мин

отжига включительно и далее резко уменьшаются. Одновременно микроискажения в направлении (200) уменьшаются плавно вплоть до 60 мин отжига, а затем резко уменьшаются.

Отжиг при температуре $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 120 мин приводит к качественному изменению вида неполных ПФ (111) и (200) (рис. 1.19) по сравнению с ПФ, соответствующими 10, 30 и 60 мин отжига. Состояние, соответствующее 90 мин отжига, характеризуется комбинацией текстурных максимумов, характерных для времен отжига 60 и 120 мин. Эти наблюдения свидетельствуют о появлении зерен с новой ориентацией в исследуемой наноструктурной Si, полученной РКУ-прессованием, при низкотемпературном отжиге при температуре $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 90 мин. Другим свидетельством появления зерен с новой ориентацией является резкое уменьшение микротвердости после отжига при температуре $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 90 мин.

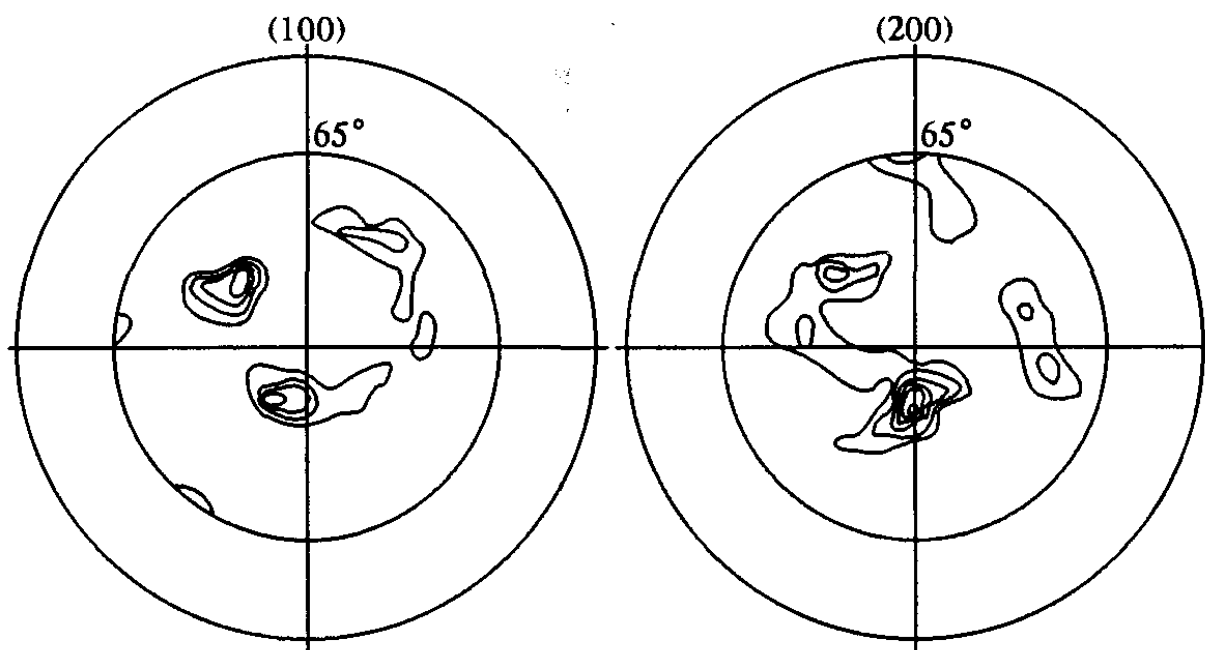


Рис. 1.19. Неполные ПФ (111) и (200) наноструктурной Si, полученной РКУ-прессованием, после отжига при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 90 мин

Неоднородный рост зерен, уменьшение микроискажений, не одновременное и резкое изменение интегральной интенсивности

рентгеновских пиков подтверждают тот факт, что возврат и рост зерен, принадлежащих различным текстурным компонентам, происходят одновременно.

Проведенный в работе [78] анализ показал, что причиной на чала роста зерен в нанокристаллах при относительно низких температурах являются не только малый размер зерен, но прежде всего повышенная подвижность границ зерен, обусловленная низ кой энергией активации зернограницной диффузии. Из проведен ных сопоставлений рассчитанных кривых кинетики роста зерен с экспериментальными данными следует, что энергия активации роста зерен в наноструктурных материалах возрастает с увеличением размера зерен.

В работе [86] исследовались эволюция структуры и рост зерен Fe, подвергнутого ПД кручением с логарифмической степенью деформации, равной 6,2. После обработки в Fe наблюдали зерна диаметром около 100 нм, содержащие много изгибных контуров экстинции, свидетельствующих о высо ких внутренних напряжениях. Границы зерен также находились в неравновесном состоянии. После отжига в течение 1 ч при 573 К зерна имели тот же размер, но не содержали внутренних напря жений и дислокаций. Однако при 773 К был замечен рост зерен и их средний размер составил 0,3 мкм. При этом границы зерен имели обычный полосчатый контраст, типичный для равновесной зеренной структуры. При более высоких температурах имел ме сто дальнейший рост зерен. Микротвердость слегка уменьшается во время возврата, быстро снижается при температуре около 723 К во время рекристаллизации, а затем снова слегка уменьшается во время дальнейшего роста зерен.

Таким образом, во всех исследованных металлах, подвергнутых интенсивной деформации, при нагреве наблюдали близкую по характеру эволюцию наноструктур. Типичным является развитие процессов возврата, связанное с перераспределением и аннигиляцией дислокаций на границах и в теле зерен. Имеют место также рекристаллизационные процессы,

приводящие к росту зерен, однако последовательность этих процессов определяется химическим составом и природой металла (энергией дефектов упаковки, типом кристаллической решетки), а также условиями интенсивной пластической деформации, которые определяют характер исходных наноструктур. Здесь в каждом случае требуются конкретные исследования [1].

Сплавы

В работе [87] рассматривался сплав МА8, подвергнутого ИПД кручением при комнатной температуре, состояла в основном из очень мелких зерен диаметром 50-100 нм, содержащих дислокации с плотностью 10^{12} - 10^{13} м⁻² (рис. 1.20, а). В дополнение к этим зернам в структуре наблюдали небольшое количество занимающих 5% от обследованной поверхности зерен большего диаметра от 0,11 до 0,15 мкм, содержащих отдельные дислокации и имеющих относительно равновесные границы зерен.

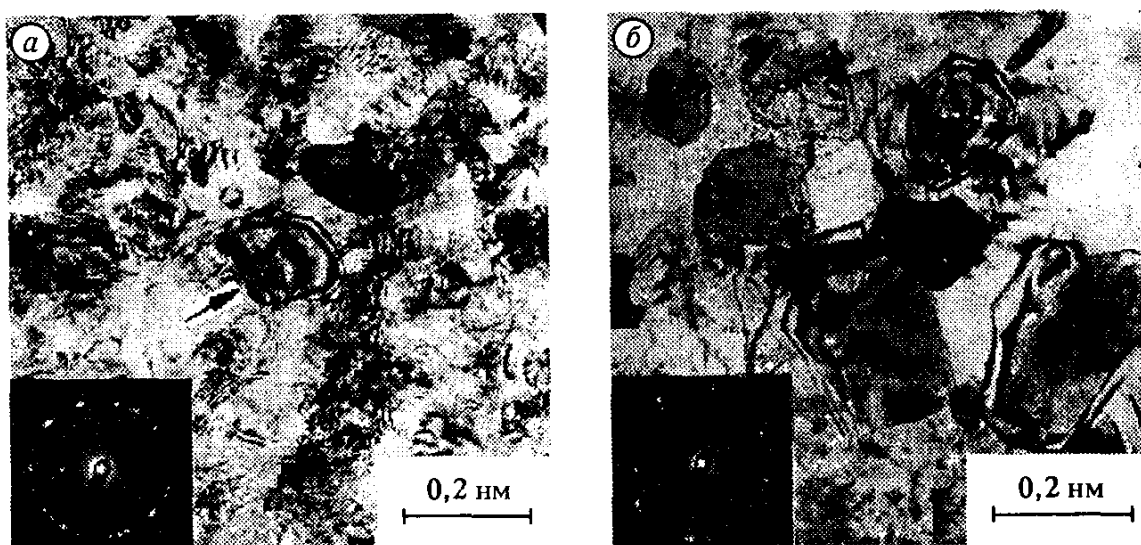


Рис. 1.20. Электронная микроскопия. Микроструктура Mg сплава МА8 после ИПД кручением с $\epsilon = 6$ при 20°C (а) и после дополнительного отжига при 413К в течение 2 ч (б)

Отжиг в течение 2 ч при 413 К привел к формированию структуры с более совершенными зернами диаметром 0,18 мкм (рис. 20, б). Проведенные

в [877] исследования *in situ* в колонне электронного микроскопа во время изотермического отжига пока зали, что формирование новых зерен связано с процессами воз врата и совершенные границы зерен появляются в результате локальных перестроек в неравновесных границах зерен. Таким образом, стадия зародышеобразования отсутствует.

В работе [88] исследовался твердом растворе Al—1,5 %Mg на основе Al после ИПД кручением обнаружена со средним размером зерен (0,15 мкм вместо 0,2 мкм). Отжиг вплоть до 373 К не привел к изменениям в размере зерен. При 393 К имело место исчезновение контуров экстинкции, ранее существовавших в теле кристаллитов. Размер зерен немного увеличился до 0,18 мкм и примерно в половине зерен появился полосчатый контраст. При более высоких температурах наблюдался рост зерен. Измерения микротвердости показали, что ее значения оказались максимальными после отжига при 373 К. При более высоких температурах произошло уменьшение микротвердости, связанное с ростом зерен, в соответствии с соотношением Холла-Петча.

В работе [89] исследование процессов, протекающих в пересыщенном сплаве Fe-O при нагреве, было проведено в работе [58]. Этот сплав был получен ИПД кручением окисленного субмикронного порошка Fe. Обработка материала интенсивной деформацией привела к растворению большинства окислов, на что указали уменьшение интенсивности соответствующих рентгеновских пиков и увеличение параметра решетки матрицы на основе Fe. Микроструктура состояла из очень малых (0,05 мкм) сильно разориентированных зерен с широкими нечеткими границами (рис. 1.21, а).

Отжиг при 723 К привел к некоторому возврату в структуре. При этом размер зерен стал равным 0,1 мкм, а их границы стали более выраженными. Микротвердость, соответствующая данному состоянию, слегка уменьшилась по сравнению с состоянием сразу после ИПД. При 823 К имела место рекристаллизация, приведшая к формированию хорошо различимых зерен

диаметром 0,2 мкм и небольшого количества (0,5 %) мелких (менее 0,05 мкм) окисных частиц. Микротвердость уменьшилась более заметно. При 873 К наблюдали очень сильные изменения. Произошло формирование оксида FeO, объемная доля которого достигла 18% (рис. 1.21, б). Выделения появились главным образом на границах зерен матрицы. Одновременно параметр решетки уменьшился, а микротвердость увеличилась до значений выше, чем для материала сразу после ИПД. При более высоких температурах наблюдался рост зерен матрицы и частиц окислов вместе с возрастающим уменьшением микротвердости.

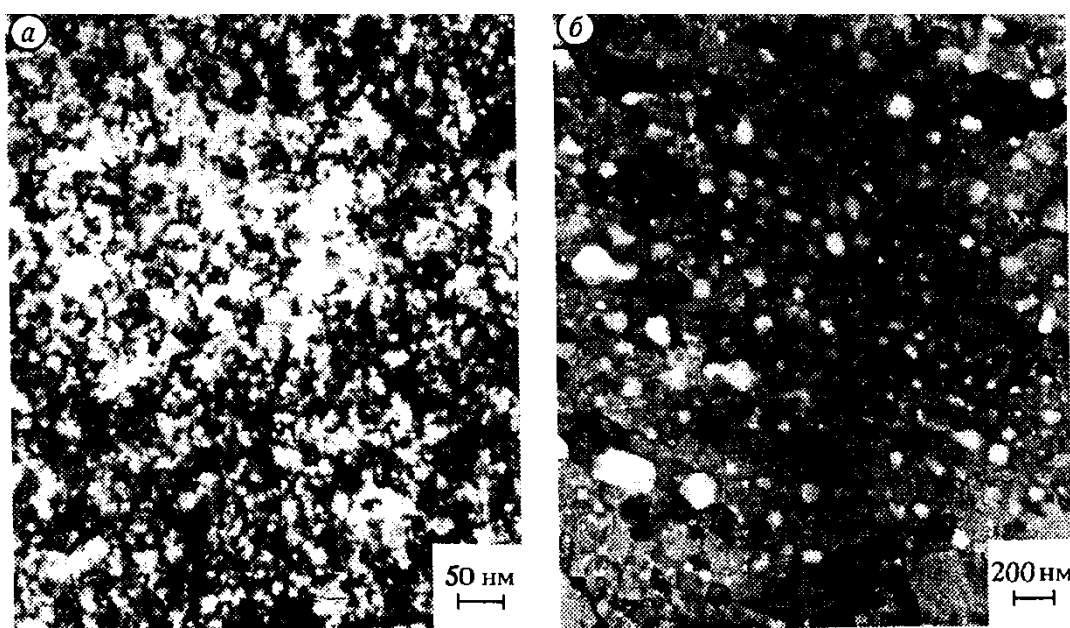


Рис. 1.21. Электронная микроскопия. Микроструктура сплава Fe-O после ИПД кручением (а) и после дополнительного отжига при 873К (б)

В работе [90] исследовался двухфазный сплав Cu-50 вес. %Ag, в котором оба химических элемента имеют очень ограниченную взаимную растворимость. Как в случае порошков, полученных методом газовой конденсации в инертной среде или механическим легированием, так и в случае массивных исходных заготовок, ИПД кручением приводит к формированию нанокристаллического (размер зерен 10-20 нм) пересыщенного твердого раствора с небольшим количеством остаточных Си и Ag фаз. Отжиг при температуре около 473 К приводит к распаду твердого

раствора на зерна Си и Ag, имеющие примерно одинаковый раз мер. При более высоких температурах происходит укрупнение зерен обоих компонентов. Наиболее быстро данный процесс протекает в монолитном материале, подвергнутом ИПД.

Интересно также влияние внедрения карбидов в низкоуглеродистую сталь 10Г2ФТ, подвергнутой РКУ-прессованию в работе [91]. Сталь 10Г2ФТ ($\text{Fe}-1.12\text{Mn}-0.08\text{V}-0.07\text{Ti}-0.1\text{C}$) в исходном состоянии после горячейковки (температура окончанияковки $\sim 1000^\circ\text{C}$, охлаждение на воздухе) и нормализации с 30минутной выдержкой при 950°C имела ферритоперлитную структуру.

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

Образцы для механических испытаний на растяжение в форме двойных лопаток с размером рабочей части $2.6 \times 0.5 \times 10$ мм³ вырезали в продольном сечении заготовок, прошедших РКУП, используя электроискровую резку. После механической шлифовки образцы электролитически полировали при напряжении $U = 30$ В в растворе 25 мл $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 210$ мл H_3PO_4 при комнатной температуре. Растяжение образцов производили со скоростью $3.5 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ на установке ПВ3012М.

Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТЗМ при нагрузке на индентор 200 гр. Металлографические наблюдения проводили на оптическом микроскопе Olympus GX71. Травление металлографических шлифов проводили в растворе: 25 г $\text{FeCl}_3 + 250$ мл H_2O .

Микроструктуру стали изучали при помощи просвечивающего электронного микроскопа Philips CM30. Образцы для микроскопических исследований получали стандартными методами, описанными в [92, 93].

Анализ структуры и текстуры отожженной стали проводили на растровом электронном микроскопе Quanta 200 3D методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с шагом 0.15 мкм. Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD6000 (с монохроматором) с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения.

На рис. 22-24 представлены электронномикроскопические снимки структуры стали 10Г2ФТ в исходном состоянии, после РКУП и высокотемпературных отжигов при 500–700°C.

Исходная структура стали 10Г2ФТ состоит из смеси феррита и перлита (рис. 1.22, а) (доля перлита <20%). Зерна феррита в исходном состоянии имеют квазиравноосную форму со средним размером зерна 4.2 мкм (рис. 1.22, а), полосчатый контраст на границах зерен свидетельствует об их равновесности (рис. 1.22, а). Перлит имеет пластинчатую структуру со средним расстоянием между пластинами ~45 нм. Карбидная подсистема до РКУП – пластины цементита в перлите и мелкодисперсные карбиды VC, TiC в теле зерен феррита (см. рис. 22, б).

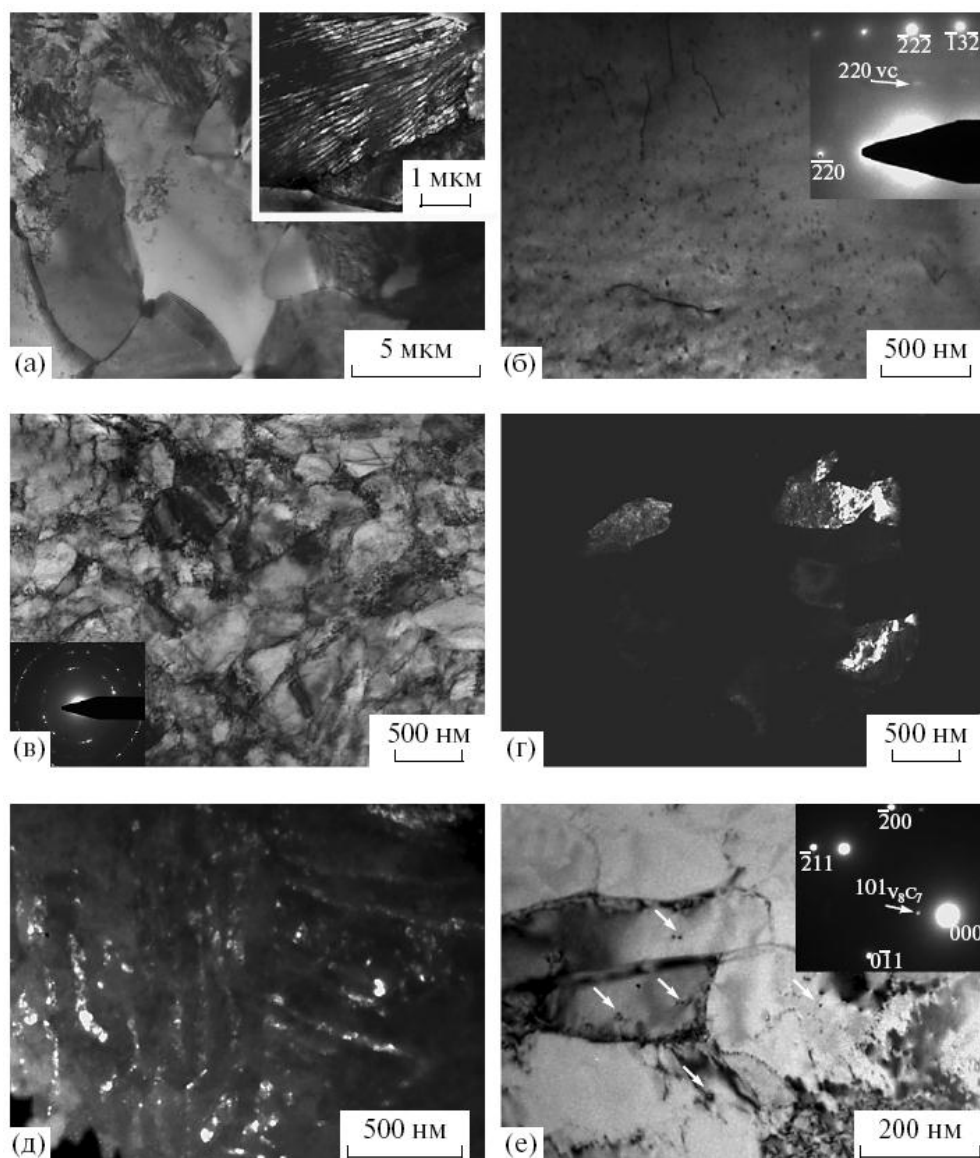


Рис. 1.22. Электронномикроскопические изображения структуры стали 10Г2ФТ до (а, б) и после РКУП (в–е): а – структура феррита и перлита; б – мелкодисперсные карбиды VC в теле зерна феррита; в – структура феррита после РКУП; г – темнопольное изображение к (в) в рефлексе феррита; д – структура цементита в перлите после РКУП; е – карбиды в зернах феррита

после

РКУП(указаны

стрелкам

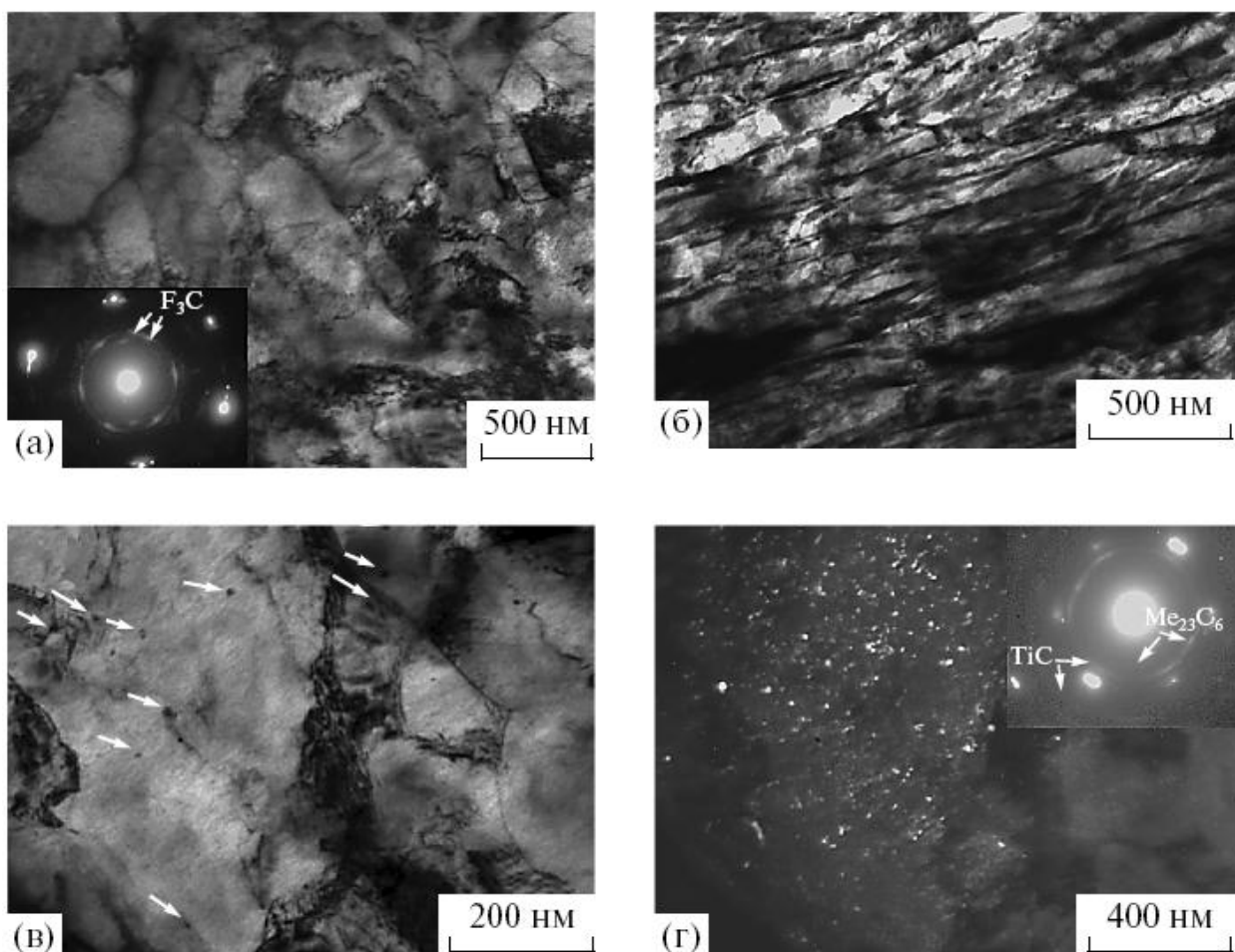


Рис. 1.23. Электронномикроскопические изображения структуры стали 10Г2ФТ после РКУП и последующего отжига при 500°C : а – светлопольное изображение структуры феррита; стрелками на электронограмме указаны рефлексы карбида Fe_3C ; б – структура перлита; в, г – светлопольное и темнопольное изображения структуры феррита; изображение (г)

РКУП привело к измельчению зеренной структуры (рис. 1.22, в). Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, определенный по темнопольным электронномикроскопическим снимкам, составляет 260 ± 90 нм (рис. 1.22, г). Границы элементов структуры размытые, темнопольный анализ показывает наличие большого количества конкурвов экстинкции, что свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений в зернах. Электронограммы для данной структуры после РКУП носят квазиколецевой характер (рис. 1.22, в, здесь и далее электронограммы

получены с участка фольги площадью 1.4 мкм^2), что характерно для СМК-структур. При РКУП происходит частичная фрагментация и сфероидизация цементита в перлите, но не происходит его полного растворения. Анализ темнопольных изображений в рефлексе цементита показывает, что пластины цементита раздроблены на отдельные сегменты в поперечном к пластинам направлении, эти сегменты сдвинуты и разориентированы друг относительно друга (рис. 1.22, д), поперечный размер пластин цементита после РКУП уменьшается. На дислокациях в теле зерна и по границам обнаружены мелкодисперсные карбиды VC , V_8C_7 , TiC , Fe_3C , их объемная доля не превышает 1% (см. рис. 1.22, е).

Отжиг при 500°C не приводит к заметному изменению фазового состава и структуры стали после РКУП – наблюдается слабый рост раз меров субструктурных элементов до 370 нм, структура по-прежнему неравновесна, границы размыты (рис. 1.23, а). Пластины цементита в перлите искривлены, заметно тоньше, чем в исходной структуре (рис. 1.19, б). Дополнительно к сформированным при РКУП карбидам V_8C_7 , отжиг приводит к выделению мелкодисперсных карбидов в теле зерен (рис. 1.23, в, г), на электронограммах видны диффузные кольца карбидов $\text{Me}_2\text{3C}_6$, Fe_3C и TiC . Эти карбиды равномерно распределены в теле зерен, темнопольный анализ позволил оценить их размеры <5 нм. Карбидов VC в структуре стали после РКУП и последующего отжига при 500°C не обнаружено.

Исследование дислокационной структуры по сле отжигов при температурах 600 и 700°C показывает, что в этом интервале температур активно идут процессы рекристаллизации, и наблюдается быстрый рост зерен. Средний размер зерен после отжига 600°C составляет 2.2 мкм . Границы зерен становятся четкими, но в теле зерен по-прежнему наблюдается большое количество контуров экстинкции (рис. 1.24, а), указывающих на высокие внутренние напряжения в структуре зерен. Карбидная подсистема состоит из мелкодисперсных сферических карбидов V_8C_7 , V_2C , Fe_3C с размером менее 20 нм в теле зерен (рис. 1.24, б, 1.24, г),

тонких прослоек Fe_3C по границам (рис. 1.24, в, 1.24, д) и крупных карбидов Me_2C_6 , Fe_3C и TiC с размерами 100–450 нм (рис. 1.24, б).

После отжига при 700°C средний размер зерна феррита составляет 2.9 мкм (рис. 1.24, е). Отжиг при этой температуре приводит к растворению карбидов на основе ванадия и росту карбидов Fe_3C , Me_2C_6 , M_6C . Доля цементита, имеющего пластинчатую структуру, наследованную от зерен перлита до РКУП, с ростом температуры отжига уменьшается и после отжига при 700°C составляет менее 1%. Сферический цементит является основной карбидной фазой в структуре стали 10Г2ФТ после РКУП и отжига при 700°C . Анализ EBSD-картин показывает, что бывшие зерна перлита после отжига при 700°C представляют собой зерна феррита, богатые сферическими карбидами Fe_3C (рис. 1.24, е).

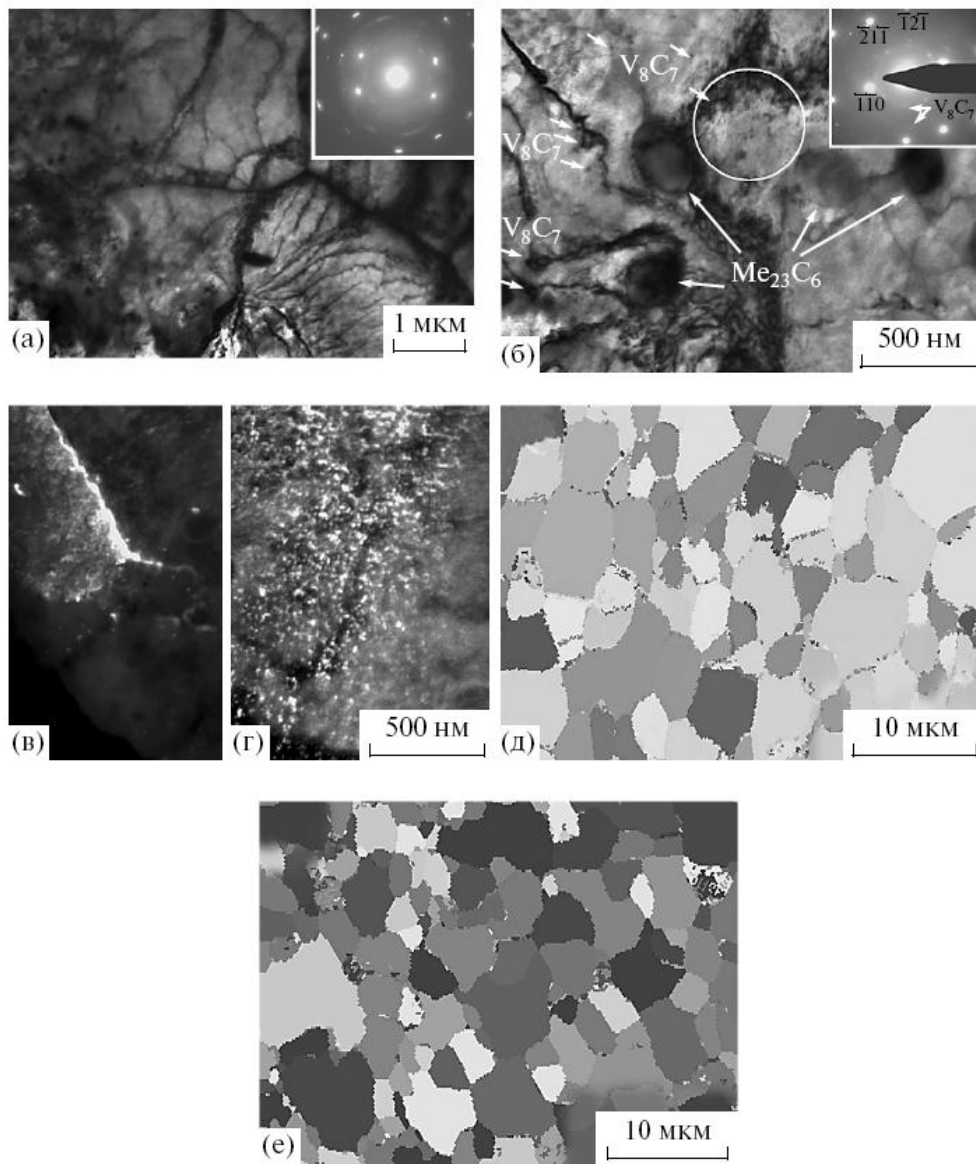


Рис. 1.24. Изображения структуры стали после РКУП и последующих отжигов при 600°C (а–д) и 700°C (е): а – структура феррита; б – карбиды $Me_{23}C_6$ и V_8C_7 в теле зерна феррита; в, г – темнопольные изображения карбидов Fe_3C на границе и в теле зерна феррита; д, е – EBSD карты зеренной структуры.

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

вероятный угол разориентировки – 45° . получено в рефлексах карбидов TiC и Me_23C_6 .

На рис. 1.25, а–г представлены зависимости механических свойств (микротвердость и кривые “напряжение–относительная деформация”) стали 10Г2ФТ от температуры отжига.

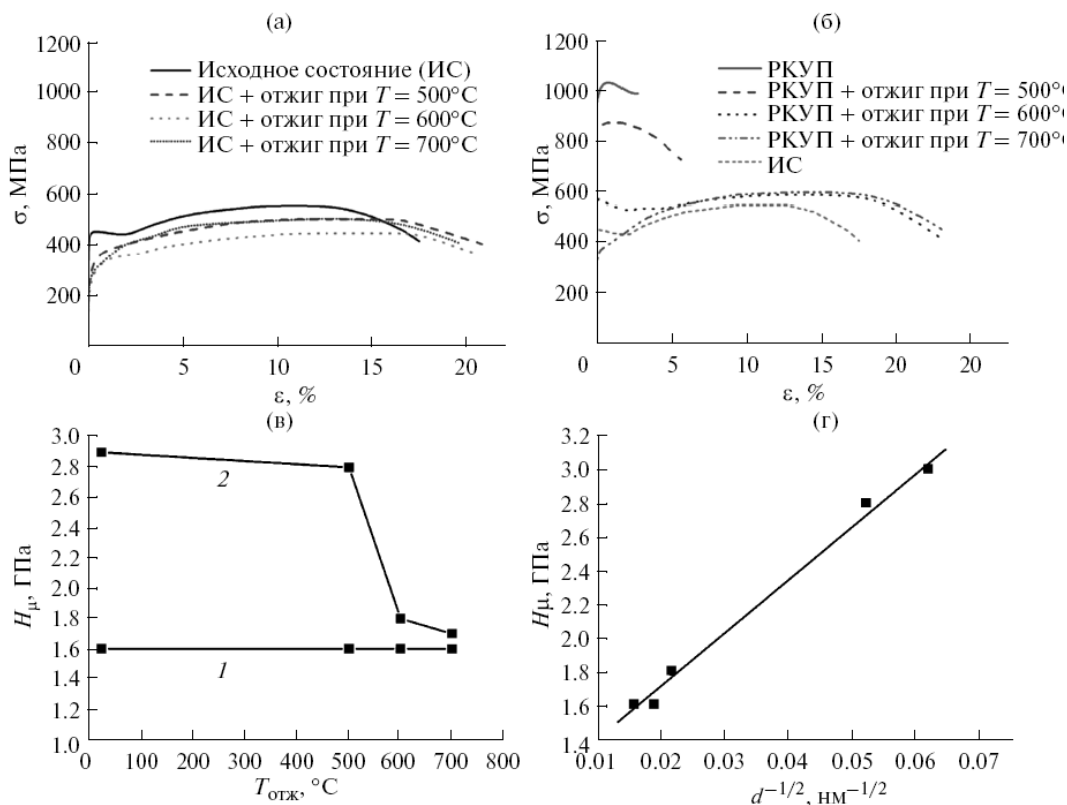


Рис. 1.25. Влияние высокотемпературных отжигов при 500, 600, 700°C на механические свойства стали 10Г2ФТ: а, б – кривые течения стали 10Г2ФТ в исходном состоянии (ИС) и после РКУП; в – микротвердость стали, г – зависимость микротвердости стали от величины размера зерна.

Для сравнения при равноканальном угловом прессовании по режиму ВС в армко-железе получали ориентированную субмикроструктурную структуру с размером фрагментов 200–700 нм [94]. Хотя термическое воздействие при 250°C в этом случае и не оказывало существенного влияния на морфологию дефектной структуры и не изменяло формы кривых течения, оно заметно снижало значения микротвердости (от 3.0 до 2.3 ГПа), а при температуре 350°C проходило повсеместное образование равноосных

субзерен со средним размером $d = 410$ нм и спад микротвердости до 2.0 ГПа [94]. При близком размере фрагментов $d = 370$ нм после РКУП и отжига при $T = 500^\circ\text{C}$, микротвердость стали 10Г2ФТ составляет 2.8 ГПа. Таким образом, высокую термостабильность полученной в стали 10Г2ФТ СМК-структуры можно связать с дисперсионным твердением, закреплением границ зерен частицами карбидов, которые препятствуют их миграции, а, следовательно, и спаду прочностных свойств.

В итоге по работе [91] можно отметить, что полученная СМК-структура характеризуется высокой термостабильностью до температуры отжига 500°C . Отжиг выше этой температуры вызывает падение прочностных свойств материала, после отжига при 700°C свойства стали соответствуют исходному состоянию до ИПД. РКУП приводит к локализации пластической деформации, которая со храняется вплоть до температуры отжига 500°C . Карбиды играют определяющую роль в создании высокопрочного состояния, устойчивого к отжигу до температуры 500°C .

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

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

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

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

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

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

всего от:

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

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

1.2.3. Эксплуатационное поведение наноструктур

Полученные методами ИПД с использованием различных схем и методов (кручение под высоким давлением, РКУ-прессование, консолидация порошков) образцы позволили начать систематические исследования механических свойств на растяжение и сжатие во многих металлических материалах, включая промышленные сплавы [17, 95, 96 и др.]. Было продемонстрировано, что в полученных наноструктурных образцах могут наблюдаться очень высокие прочностные свойства. Более того, полученные материалы часто проявляют сверхпластичность при относительно низких температурах и могут демонстрировать высокоскоростную сверхпластичность [97, 98].

1.2.3.1. Механическое поведение и деформационное управление

В работах [99-101] проводили испытания наноструктурной Cu со средним размером зерен 200-300 нм, и преимущественно большеугловыми границами зерен, которые, однако, являются сильно неравновесными на растяжение и сжатие. На рис. 1.26 представлены кривые «истинные напряжения-деформации» этих образцов на растяжение и сжатие соответственно. Здесь же для сравнения приведены соответствующие кривые для отожженных образцов. Как видно из рис. 1.26, а наноструктурная Cu, полученная РКУ-прессованием, в сравнении с хорошо отожженным крупнозернистым состоянием, проявляет два наиболее существенных различия: во-первых, в несколько раз более высокое значение предела текучести, превышающее 400 МПа, и, во-вторых, значительно менее выраженное деформационное упрочнение на стадии пластического течения.

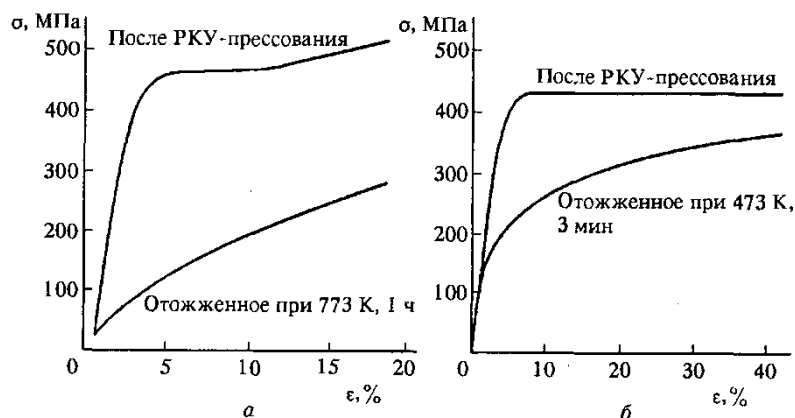


Рис. 26. Кривые «истинные напряжения-деформации» испытания образцов наноструктурной Cu при комнатной температуре: а — растяжение; б — сжатие

Последнее, очевидно, обусловлено изменением механизма деформации в наноструктурных металлах, когда наряду с действием внутризеренного дислокационного скольжения развивается зернограничное проскальзывание (ЗГП) уже при относительно низких температурах [99, 100]. На рис. 1.26, б приведена диаграмма «напряжение-деформация» для такого же образца Cu, подвергнутого дополнительному 3-минутному отжигу при 473 К. Такой короткий отжиг не приводит к заметному росту зерен, однако ведет к возврату дефектной структуры их границ, выраженному в резком уменьшении внутренних напряжений [100]. Видно, что, несмотря на аналогичный размер зерен, имеется весьма существенная разница деформационного поведения в этих двух состояниях. После кратковременного отжига вид кривой становится похожим на вид кривой, соответствующей крупнокристаллической Cu. Этот результат очень важен и показывает, что на прочностные свойства наноструктурных материалов может влиять не только средний размер зерна, но и дефектная структура границ зерен.

В работе [99] испытывали Cu со средним размером зерен 210 нм при сжатии. Испытание проводилось при комнатной температуре с начальной скоростью деформации $1,4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Было также обнаружено, что

деформационные кривые для Си с различным размером зерен различаются по форме. Типичными особенностями кривой деформации сжатием в случае наноструктурной Си являются: высокое напряжение течения, равное 390 МПа, значительное начальное деформационное упрочнение в узком интервале степеней деформации (примерно 5%) на начальной стадии деформации, практически полное отсутствие деформационного упрочнения на последующей стадии деформации. Напряжение течения на второй стадии составило около 500 МПа. В то же время пластичность наноструктурной Си была высока. Образцы при сжатии не разрушались даже после максимальной деформации, которая в данном эксперименте равнялась 83%.

Проведенные исследования выявили, что во время деформации наблюдался рост зерен. Статический рост зерен в этом материале имеет место только при отжиге при температурах выше 200°C [84]. Следовательно, рост зерен, наблюдавшийся в этом эксперименте, обусловлен деформацией. График зависимости среднего размера зерен (принимая во внимание увеличение размеров поперечного сечения во время деформации сжатием) от степени деформации представлен на рис. 1.27. Размер некоторых зерен достигает 600-900 нм после деформации на 53-80 %. Распределение зерен по размерам изменилось с деформацией. Доля зерен, свободных от дислокаций, осталась неизменной и равной 10-15%. Число зерен, в теле которых дислокации распределены хаотически, увеличилось до 50-60%. Типичные микроструктуры после деформации на 29, 53 и 83% представлены на рис. 1.28 а, б и в соответственно. Наличие большого количества контуров экстинкции внутри зерен (рис. 1.28) свидетельствует о том, что внутренние напряжения остаются высокими.

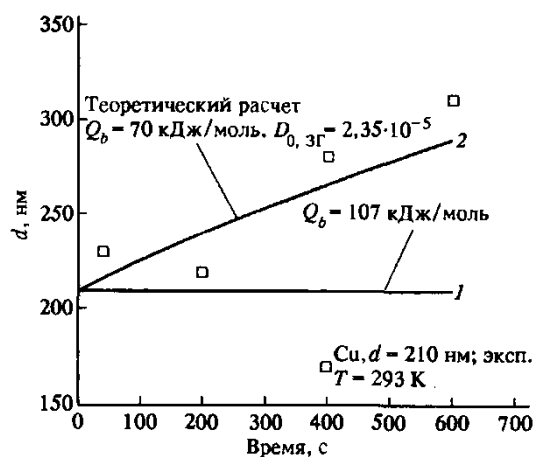


Рис. 1.27. Экспериментальные значения среднего размера зерен в наноструктурной Cu после различной деформации (\square) и результаты теоретических предсказаний роста зерен с $Q_b = 107$ кДж/моль (кривая 1) и $Q_b = 70$ кДж/моль (кривая 2)

После некоторой начальной деформации ($\epsilon = 0,05$) средняя плотность дислокаций в зернах слегка возросла до 10^{15} м^{-2} . средняя плотность дислокаций во время дальнейшей деформации не изменялась. У большинства границ зерен сохранился сложный контраст, т. е. они сохранили свое неравновесное состояние.

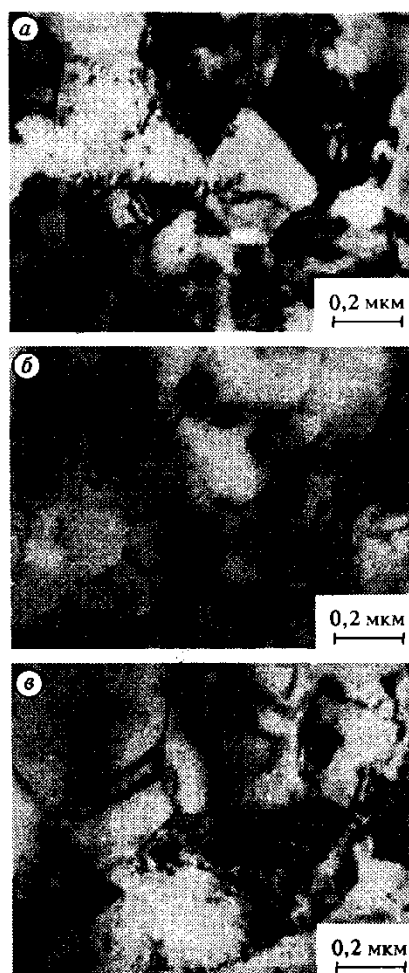


Рис. 1.28. Типичные микроструктуры наноструктурной Cu после деформации сжатием на 29% (а), 53% (б) и 83% (в)

Исследование поверхности деформированных образцов с помощью высокоразрешающих реплик выявило появление линий скольжения [99]. В каждом зерне было выявлено, как правило, действие только одной системы скольжения. Линии скольжения пересекали зерна от одной границы до другой и распределялись в них равномерно. Разрешение реплик составляло 2 нм и, следовательно, скольжение менее, чем 7 дислокаций не могло быть обнаружено. После дальнейшей деформации на 50 % линии скольжения стали более выраженными. В то же время в некоторых случаях наблюдалось действие двух систем скольжения (рис. 1.29).

Важной, обнаруженной с помощью высокоразрешающих реплик, чертой структуры наноструктурной Cu явилось появление зерен, удлинённых перпендикулярно направлению сжатия (рис. 1.29). При этом изменение

формы зерен соответствовало изменению формы образца. Данный факт свидетельствовал о том, что основной вклад в общую деформацию дает внутризеренное скольжение.

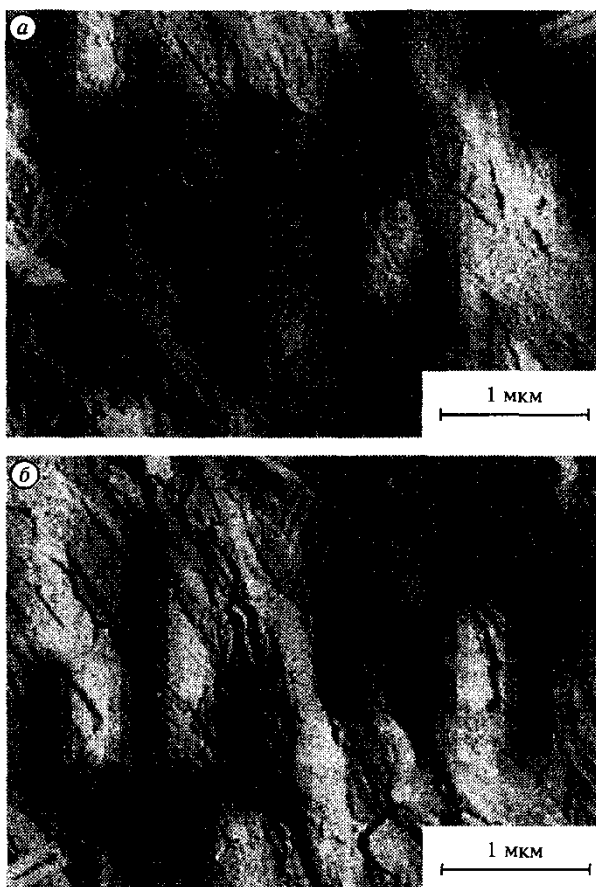


Рис. 1.29. Следы внутризеренного скольжения и ЗГП на углеродных репликах с поверхности образца, деформированного на 53%. Стрелками обозначены направления оттенения платиной

Исследование реплик позволило также обнаружить появление ступенек на границах зерен благодаря зернограничному проскальзыванию. Как видно, например, из рис. 1.29 б, проскальзывание наблюдается не только на отдельных границах зерен, но также и на границах нескольких соседних зерен (кооперативное проскальзывание). Вклад зернограничного проскальзывания в общую деформацию, оцененный по высоте ступенек [102], оказался равным 15-20%.

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования выявили ряд особенностей пластического поведения наноструктурной Cu

при комнатной температуре: высокие пределы текучести и напряжения течения, очень низкое деформационное упрочнение, низкая чувствительность напряжения течения, но относительно высокая пластичность. Причиной этих необычных механических свойств, нехарактерных для крупнокристаллических материалов, являются специфические процессы, происходящие при деформации наноструктурной Cu. Это прежде всего совместное развитие внутризеренного скольжения, зернограничного проскальзывания и миграции границ зерен. Последний процесс является ответственным за некоторый наблюдаемый рост зерен.

Дислокационное скольжение четко выявляется с помощью электронно-микроскопических наблюдений следов скольжения на поверхности образцов. Более того, изменение формы зерен однозначно свидетельствует о том, что внутризеренное скольжение дает основной вклад в общую деформацию образца. Тем не менее в теле зерен не наблюдается накопления дислокаций, хотя плотность последних достаточно высока (примерно 10^{15} м^{-2}).

Интересны результаты динамических исследований [103] влияния скорости деформации и температуры на механическое поведение при сжатии наноструктурных Cu и Ni, полученных РКУ-прессованием, которые показали, что вид истинных кривых «напряжение-деформация» зависит как от скорости деформации, которая изменялась в широком диапазоне от 0,001 до примерно 4000 с^{-1} , так и от температуры испытаний (рис. 1.30, 1.31). Напряжения течения в Cu и Ni возрастают с увеличением скорости деформации при 298 К или уменьшением температуры при $0,001 \text{ с}^{-1}$. Оба металла фактически проявляют отсутствие квазистатического упрочнения при 298 К. Напряжение течения в наноструктурной Cu, при котором не наблюдается упрочнение, равняется примерно 450 МПа, что соответствует напряжению насыщения, т. е. напряжению, при котором накопление дефектов и динамический возврат сбалансированы.

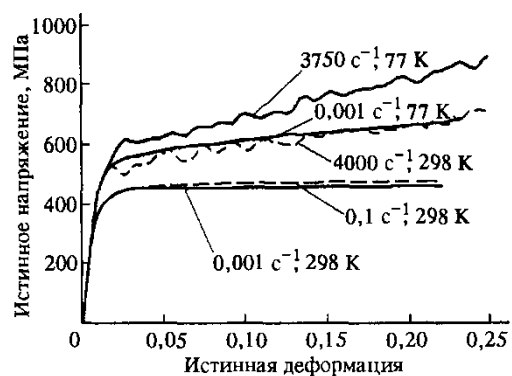


Рис. 1.30. Зависимости «истинное напряжение – истинная деформация» для наноструктурной Си при различных температурах и скоростях деформации

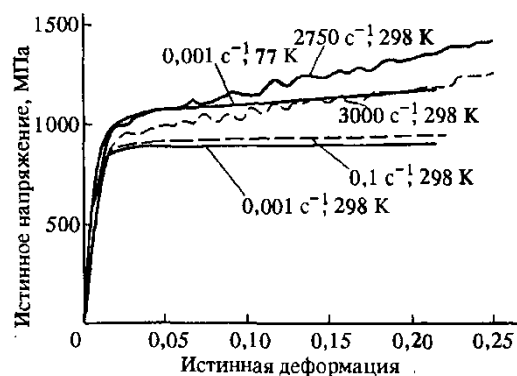


Рис. 1.31. Зависимости «истинное напряжение – истинная деформация» для наноструктурного Ni при различных температурах и скоростях деформации

Одновременно с указанными выше особенностями было обнаружено, что при динамическом нагружении и/или испытаниях при 77 К наблюдаются более высокие напряжения течения и возросшие скорости деформационного упрочнения.

Значения коэффициента скоростной чувствительности, полученные на основании данных, измеренных для скоростей деформации $0,001 \text{ c}^{-1}$ и примерно 3000 c^{-1} при температуре 298 К, оказались равными 0,015 и 0,006 для наноструктурных Си и Ni соответственно.

Как было показано в [103], отжиг наноструктурной Си в течение 1 ч при температуре 473 К, где рост зерен незначителен, хотя наблюдается

существенный возврат дислокационной структуры границ зерен, привел не только к сильному уменьшению напряжения течения, но и также к уменьшению его скоростной чувствительности и увеличению скорости упрочнения (рис. 1.32). Такое поведение напоминает поведение крупнокристаллических отожженных ГЦК металлов. Следовательно, можно полагать, что относительно высокая скоростная чувствительность вместе с почти нулевым упрочнением при деформации наноструктурных Cu и Ni при комнатной температуре связаны с существовавшей до начала деформации дислокационной структурой. Как известно, хорошо отожженные чистые ГЦК металлы независимо от размера зерен обычно проявляют минимальную скоростную чувствительность напряжения течения и скорость упрочнения порядка $\mu 200$. Полученные результаты свидетельствуют о том, что механическое поведение наноструктурных Cu и Ni во многом определяется дислокационной субструктурой, сформировавшейся в ходе интенсивной пластической деформации. Данный вывод согласуется с наблюдениями, уже отмеченными ранее в работе [83].

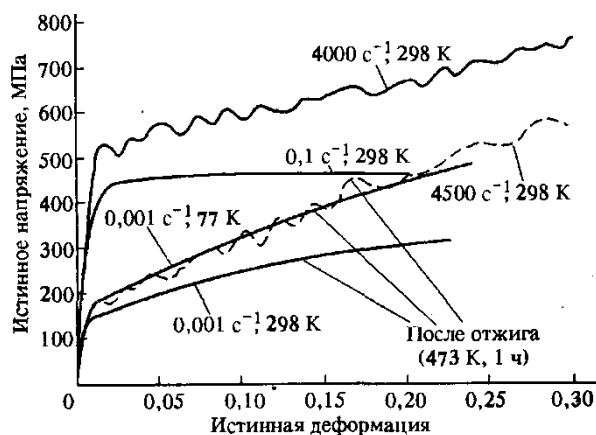


Рис. 1.32. Влияние отжига при 473 К на кривые зависимости «истинное напряжение – истинная деформация» в Cu

Авторы [104] исследовали механическое поведение Ti, подвергнутого ИПД кручением. Образцы в данной работе имели размеры около 10 мм в диаметре с средним размером зерен около 100 нм и большеугловыми разориентировками соседних зерен. Также структура характеризовалась

значительными упругими деформациями и сильными искажениями кристаллической решетки. Для их исследования были использованы испытания на изгиб. Полученные результаты позволили определить пределы текучести σ_T , предел прочности σ_B и максимальную величину прогиба Δ .

В процессе нагрева этих образцов, как показывает просвечивающая электронная микроскопия, заметные структурные изменения начинаются при отжиге 250°C и выше. Это прежде всего относится к уменьшению упругих искажений кристаллической решетки. Средний размер зерен становится несколько больше, хотя миграция границ зерен еще не происходит.

Рост зерен в Ti, подвергнутом ИПД, начинается после отжига при температуре 350°C. Границы зерен становятся более прямыми, на них часто наблюдается полосчатый контраст, характерный для равновесных, отожженных границ.

Результаты измерений микротвердости и испытаний на изгиб (рис. 33) показали, что после ИПД микротвердость и прочность Ti достигают максимальных значений, которые более чем в три раза выше, чем в отожженном крупнозернистом состоянии. После последующего отжига, значения H_v остаются почти постоянными

до температур 300-350°C, но затем выше 350°C (температура начала роста зерен) они резко уменьшаются. В то же время, величина предела текучести σ_T (рис. 1.33, кривая σ_T) значительно уменьшается уже после отжига при 250 °C (температура начала заметных структурных изменений). Пластичность наноструктурного Ti, измеряемая по величине максимального прогиба, мала в исходном состоянии, но существенно увеличивается после отжига, составляя 0,35мм при 250°C, где максимальны значения H_v и предела прочности σ_B . Здесь

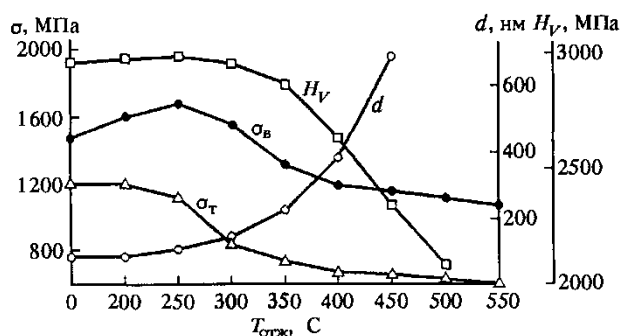


Рис. 1.33. Зависимость среднего размера зерна и механических свойств наноструктурного Ti от температуры отжига

Рассмотренные выше экспериментальные данные о механических свойствах наноструктурных материалов демонстрируют ряд особенностей их деформационного поведения при комнатной температуре. Это, во-первых, высокое значение предела текучести и, во-вторых, слабое деформационное упрочнение на стадии пластического течения образцов. природа этого эффекта может быть связана с активизацией процессов возврата на границах зерен при деформации наноструктурных металлических материалов. Ускоренная диффузия, которая приводит к активизации процессов возврата на границах зерен, может быть ответственной за наблюдаемое отсутствие заметного упрочнения на стадии пластического течения при деформации наноструктурных металлов. С другой стороны, высокое значение предела текучести очевидно обусловлено трудностью генерации дислокаций на неравновесных границах зерен наноструктурных металлах.

Из полученных результатов вытекают два важных следствия. Во-первых, становится очевидным, что известное эмпирическое соотношение $H_V = \sigma_T$ не выполняется в наноструктурных материалах, если исследуются исходные и отожженные состояния.

Во-вторых, тот факт, что величина предела текучести в наноструктурных материалах может существенно варьироваться в зависимости от дефектной структуры границ зерен при одинаковом размере зерен,

1.2.3.2. Механические свойства при повышенных температурах: сверхпластичность

Исследование сверхпластического поведения проводилось для сплавов, поскольку наноструктуры обычно характеризуются низкой стабильностью при повышенных температурах и, фактически, нанокристаллические чистые металлы нестабильны часто даже при комнатной температуре. Наноструктуры в сплавах и интерметаллидах более устойчивы.

В работе [105] исследовались образцы из легированного бором интерметаллидного соединения Ni_3Al ($Ni-3,5\%Al-7,8\%Cr-0,6\%Zr-0,02\%B$), полученные ИПД кручением. Образцы для механических испытаний на растяжение с длиной рабочей части 1 мм были вырезаны электроискровой резкой из дисков. Испытания на растяжение проводились на специально подготовленном испытательном оборудовании с компьютерным регулированием скорости деформации [105, 106].

После ИПД кручением в интерметаллиде Ni_3Al было выявлено сильное измельчение структуры. Средний размер зерна составил около 50 нм, границы зерен имели большеугловые разориентировки. Размер зерен остался практически неизменным после отжига при $T = 650^\circ C$, и даже после нагрева до $750^\circ C$ размер зерна не превысил 100 нм.

При температуре $650^\circ C$ наноструктурный сплав Ni_3Al проявил сверхпластическое поведение и вид образца Ni_3Al после испытаний показан на рис. 1.34. Для сравнения на рис. 1.34 представлен также исходный (до испытания) образец. Из данного рисунка становится очевидным, что нанокристаллические образцы проявляют очень высокую пластичность при растяжении (несколько сотен

процентов до разрушения) без видимого образования макроскопической шейки. Это подтверждает проявление сверхпластического поведения, однако в нанокристаллах последнее имеет некоторые необычные характеристики.

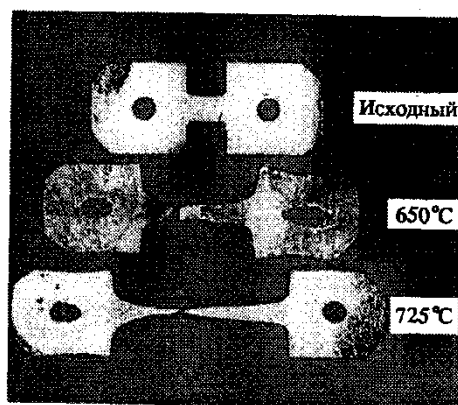


Рис. 1.34 Вид наноструктурных образцов Ni_3Al до и после растяжения со скоростью 10^{-3}с^{-1} , при температуре 650°C (удлинение 300%) и 725°C (удлинением 560%). Крестиком отмечено место на образце, где были проведены ТЕМ исследования

В частности, кривые «напряжение-деформация» для наноструктурного Ni_3Al при скорости деформации 10^{-3}с^{-1} и $T = 650^\circ\text{C}$, 725°C имеют обширные участки деформационного упрочнения при обеих температурах с максимальными напряжениями течения, достигающими 0,9-1,5ГПа [105]. Полученные значения весьма высоки для интерметаллидов Ni_3Al .

Следует отметить, что сверхпластичность в наноструктурном сплаве Ni_3Al наблюдалась при температурах, более чем на 400 градусов низких по сравнению с микрокристаллическим Ni_3Al [107].

Также стоит отметить, что во время деформации и происходил некоторый рост зерен, он оставался менее 100нм.

По проведенным исследованиям были сделаны выводы, что сверхпластическая деформация наноматериалов происходит в результате зернограничного проскальзывания и некоторой диффузионной аккомодации без видимой дислокационной активности в зернах.

В работах [106, 108] исследовался наноструктурный сплав Al 1420. Средний размер зерен в полученном ИПД кручением образце составил менее 100 нм. Зерна имеют преимущественно равноосную форму. После

нагрева до температуры 300°C имеет место некоторый рост зерен, однако их средний размер не превышает 200 нм.

Образцы до и после испытаний при различных температурах показаны на рис. 1.34. Для последних характерно удлинение без образования шейки, что является характерной чертой сверхпластического поведения. Другой очень важной чертой является форма кривых деформации, где наблюдалось значительное деформационное упрочнение при всех скоростях деформации, причем деформационное упрочнение было более высоким, когда скорость деформации была выше. Тем не менее данный сплав демонстрирует сверхпластичность при высоких скоростях деформации до $5 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ и относительно низкой температуре 300°C [106].

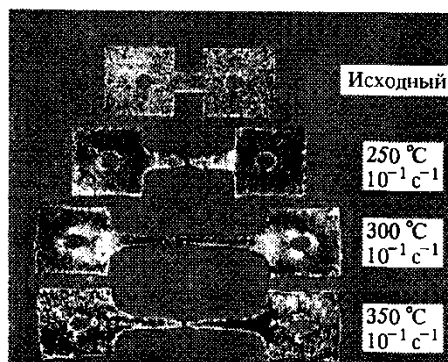


Рис. 1.34. Вид образцов сплава Al 1420 после растяжения

В работе [109] исследовался субмикроструктурный сплав Al 1420 со средним размером зерен 400 нм и двухфазным типом структуры, содержащей округлые частицы второй фазы размером 100-200 нм. Этот сплав обладал большой стабильностью до температуры 400°C, и размер зерна во время нагрева не превышал 1 мкм, хотя и происходила некоторая релаксация структуры, связанная с некоторым уменьшением уровня внутренних напряжений. Сплав с указанным типом структуры демонстрирует наиболее высокоскоростные сверхпластические свойства. В частности, испытания при температуре 400°C и скорости деформации 10^{-1} с^{-1} показали, что удлинение до разрушения составило 1240% (рис. 1.35). В то же время наблюдался низкий уровень напряжения течения, меньший чем 30

МПа. Даже при скорости деформации 1c^{-1} сплав проявляет повышенную сверхпластичность. При таких условиях уровень удлинения до разрушения достигает 1000%. На рис. 1.35 представлен вид образцов, свидетельствующий об их однородном удлинении без образования шейки в ходе деформации. Представленные результаты демонстрируют сверхпластичность при наиболее высоких скоростях деформации, известных в литературе для промышленных сплавов.

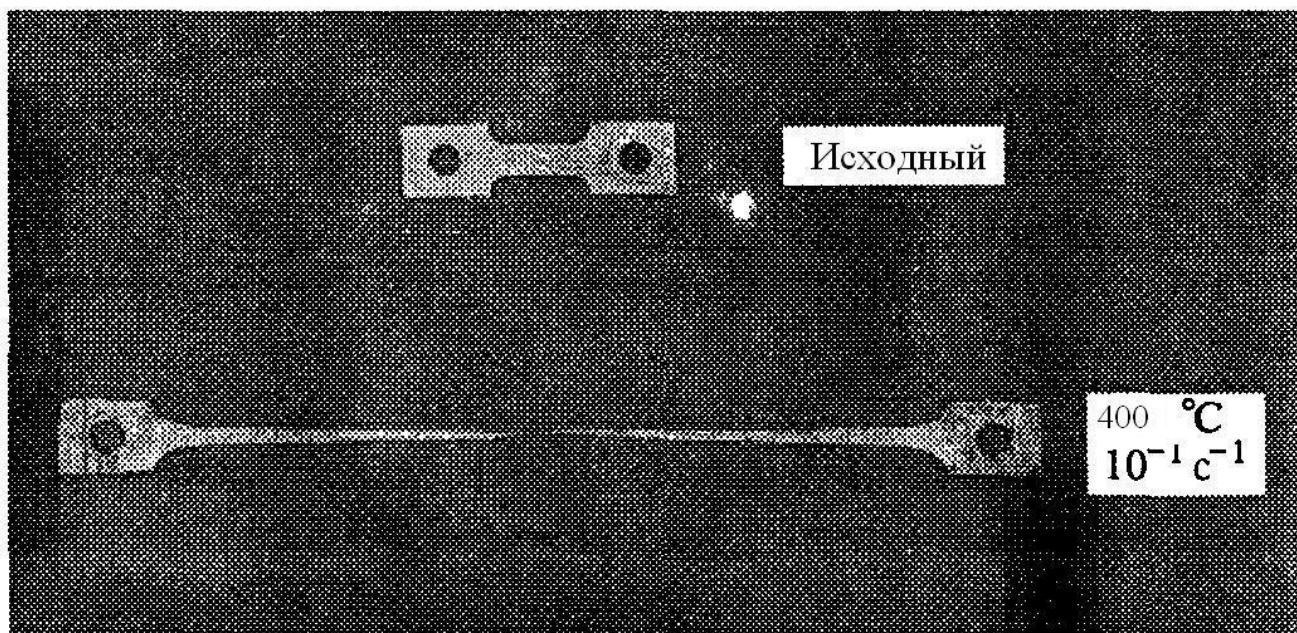


Рис. 1.35. Вид образцов сплава Al 1420, полученных РКУ-прессованием до и после растяжения при 400°C со скоростью 10^{-1}c^{-1}

В сплаве Al-4%Cu-0,5%Zr после РКУ-прессования средний размер зерен имел величину около 150 нм и присутствовали высокодисперсные частицы A_3Zr размером до 30 нм [97]. Затем образцы сплава Al-Cu-Zr были подвергнуты растяжению при 250°C с различными скоростями от $2,8 \times 10^{-5}$ до $1,4 \times 10^{-3}\text{c}^{-1}$. Оказалось, что данный сплав проявляет очень высокие удлинения до разрушения, несмотря на относительно низкую температуру испытаний. Максимальное удлинение было 850% при исходной скорости деформации $1,4 \times 10^{-4}\text{c}^{-1}$. Скоростная чувствительность напряжения течения m для этого случая равна 0,46. Для сравнения, этот же сплав с размером зерен 8 мкм

проявляет похожее сверхпластическое поведение только при температуре 500 °C [102].

В работе [110] исследовался Сплав Zn-22 %Al, подвергнутый РКУ-прессованию, имел средний размер зерен около 0,5 мкм и продемонстрировал высокие сверхпластические свойства при очень высоких скоростях деформации и температуре 200⁰ С: при скорости деформации $3,3 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ удлинение составило 1900%, а при скорости деформации порядка $3,3 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ – до 1540 %, тогда как в сплаве, имеющем микрозернистую структуру, максимальные удлинения наблюдались при скорости деформации 10^{-3} с^{-1} и составляло 900 % [111].

В работах [112, 113] образцы сплава Zn-22 %Al были подвергнуты закалке с последующей деформацией кручением. Эта процедура привела к формированию двухфазной нанодуплексной структуры со средним размером зерен около 80нм. Вместе с тем энергодисперсионный анализ показал изменение химического состава обеих фаз. Так, было обнаружено, что содержание Zn в Al фазе достигало 10 %, что примерно в 5 раз выше, чем в равновесном состоянии. Сверхпластическое поведение этих образцов наблюдалось при температуре 120°C и скорости деформации 10^{-4} с^{-1} . Тем не менее, величина удлинения до разрушения была относительно невелика и составила 280%. Для сравнения этот же сплав со сред-

ним размером зерен 0,5 мкм, полученный РКУ-прессованием, при испытаниях в этих же температурно-скоростных режимах продемонстрировал удлинение свыше 600%.

На основе рассмотренных исследований можно сделать вывод, что высокие сверхпластические свойства, обнаруженные в субмикроструктурных сплавах, зависят не только от размера зерен, но и от типа формирующейся микроструктуры. Неравновесные состояния границ зерен в наноструктурных материалах, приводя к ускорению динамических процессов на границах, могут вести к существенному уменьшению температуры сверхпластической деформации. Более того, искаженные

дислокациями границы зерен могут быть также ответственны за ожидаемое проявление высокоскоростной сверхпластичности в наноструктурных материалах вследствие ускорения по ним зернограничного проскальзывания [114].

1.2.3.3. Циклическая деформация и усталость

Исследование усталостного поведения Cu после РКУ-прессования было выполнено в работе [115]. Циклические испытания на растяжение-сжатие были проведены при амплитудах деформации в интервале 10^{-4} - 10^{-3} при комнатной температуре.

Циклические кривые для нескольких образцов после РКУ-прессования и отжига приведены на рис. 1.36. Видно, что для всех образцов наблюдается стадия насыщения. Однако значение напряжения насыщения σ_n значительно различаются в зависимости от характера термообработки.

Образцы, отожженные при 773 К, проявляют циклическое поведение, характерное для обычной поликристаллической Cu. При этом значение σ_n равное 110 МПа, обычно наблюдается в Cu поликристаллах [116-118].

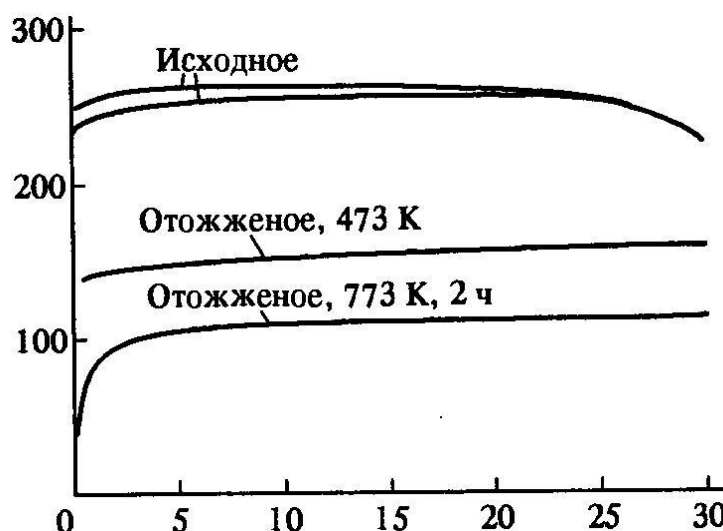


Рис. 1.36. Кривые циклического упрочнения в зависимости от накопленной пластической деформации для наноструктурной Cu после ИПД и после отжига

Испытания нескольких наноструктурных образцов при различных амплитудах деформации показали примерно равные величины напряжения насыщения σ_n около 250 МПа (рис. 1.36). После кратковременного отжига при 473 К σ_n также уменьшается и его значение достигает 150 МПа. Тем не менее это значение заметно выше, чем то, которое соответствует относительно крупнокристаллической Cu.

Отличие в амплитудах напряжения течения при насыщении для различных образцов указывает на формирование разных дислокационных структур и различные механизмы упрочнения. Хотя известно, что для холоднодеформируемой Cu характерно быстрое разупрочнение на раннем этапе усталостных испытаний [119], исследованные наноструктурные образцы, полученные ИПД, слегка упрочнились при циклических испытаниях.

Усталостные испытания, проведенные в работе [115] показали, что наноструктурная Cu проявляет необычные усталостные свойства, обусловленные как малым размером зерен, так и специфическим неравновесным состоянием границ зерен.

Полученные результаты можно суммировать следующим образом:

- наноструктурная Cu проявляет ярко выраженную стадию насыщения;
- во время циклической деформации не наблюдается циклического разупрочнения;
- усталостные свойства зависят от внутренней структуры наноматериалов, на которую сильно влияет термическая обработка.

2. РАЗРАБОТКА ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ МАТЕРИАЛОВ НА СТАДИЯХ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА

Для обоснованного выбора оптимального варианта направления исследований необходимо систематизировать имеющиеся представления в предметной области. Одним из основных практических результатов проекта должна являться разработка методики проектирования технологических процессов механической обработки наноструктурированных материалов. Для систематизации представлений о закономерностях процессов при механической обработке и аналитического описания формирования структурного состояния построена функциональная модель формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации.

2.1. Разработка функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации

Главная функция 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 деформация во времени.

Одной из наиболее важных особенностей методологии, использованной для формирования функциональной и структурно-аналитических 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 поверхностном слое 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 30) 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 поверхностного слоя. Это стадии механической обработки, операции модификации поверхностного слоя (например, наноструктурирование) 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 поверхностного слоя 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. 5. Особенностью описания трансформации структурного состояния металла поверхностного слоя 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.

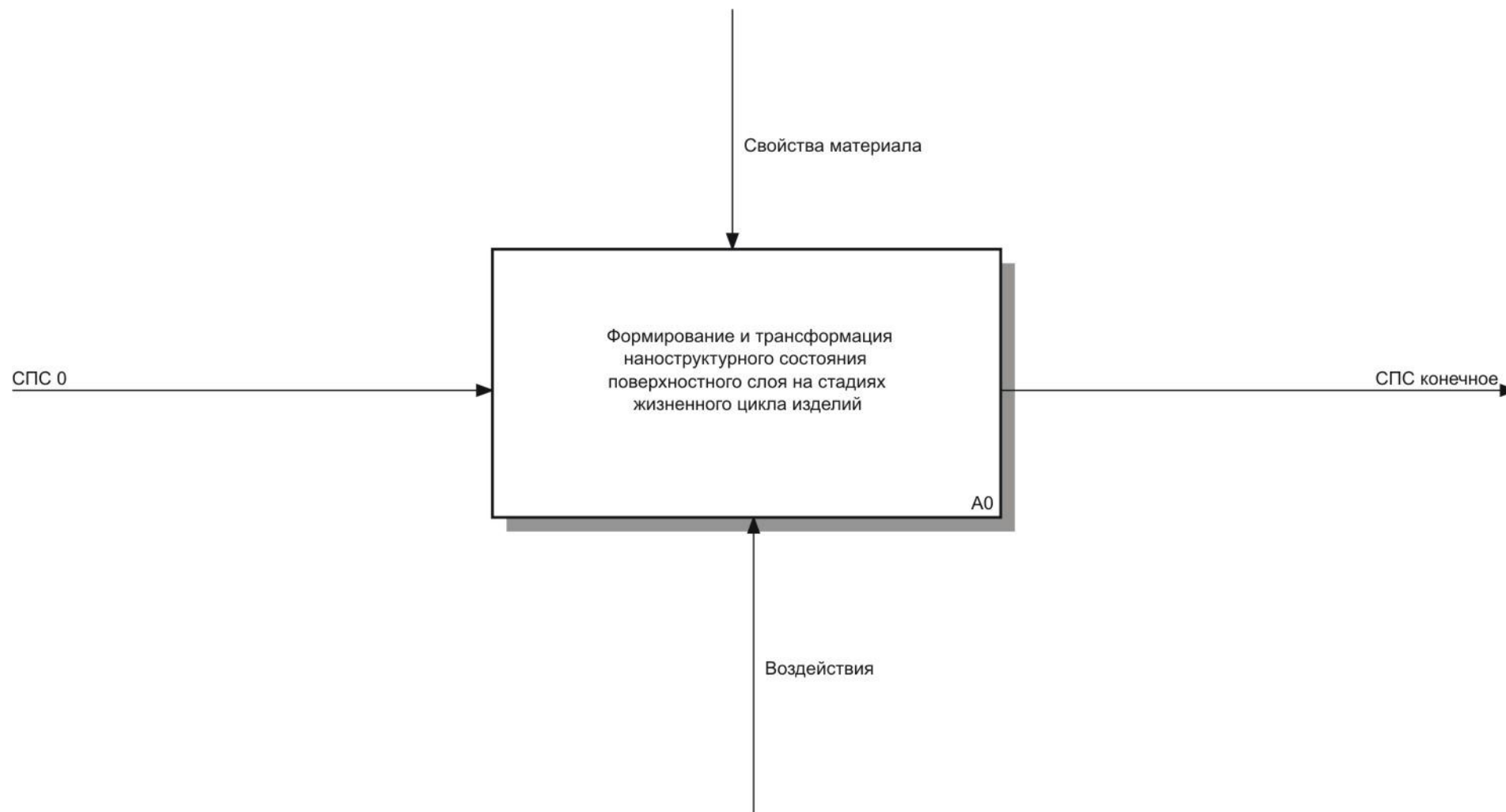


Рис. 2.1. Функциональная модель формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин: контекстная диаграмма А-0

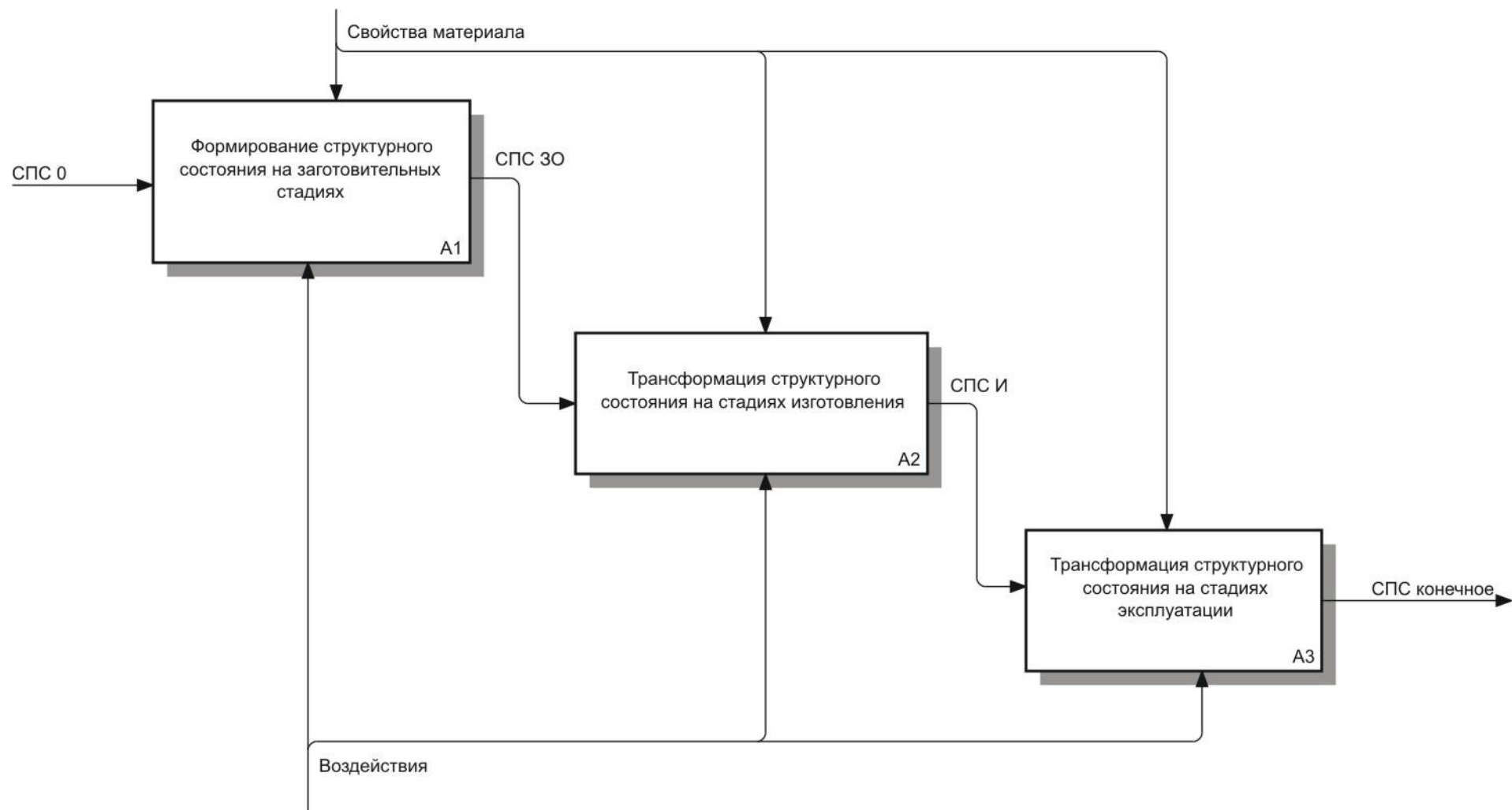


Рис 2.2. Декомпозиция контекстной диаграммы функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях жизненного цикла деталей машин: диаграмма А0

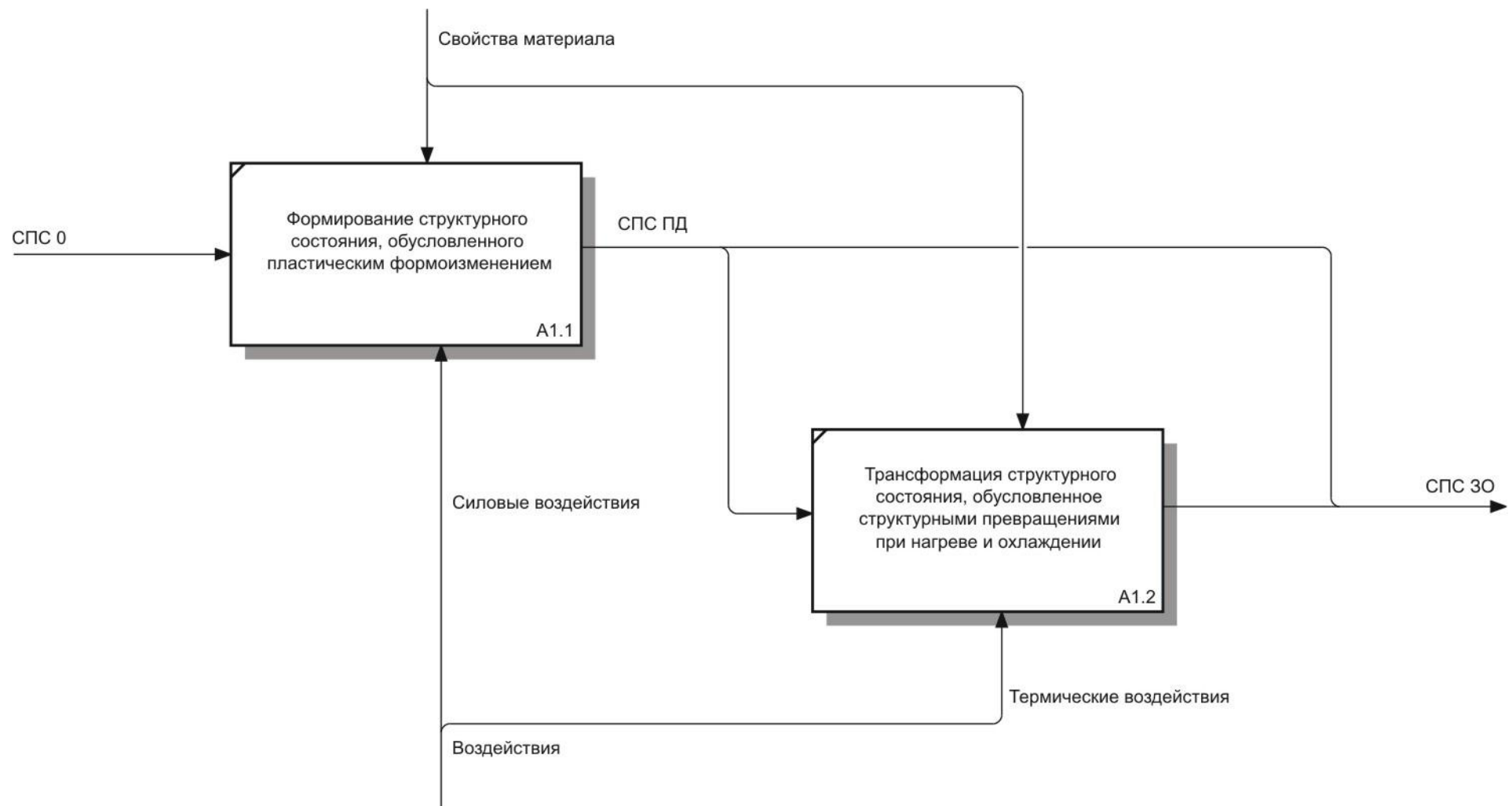


Рис. 2.3. Декомпозиция диаграммы "Формирование структурного состояния на заготовительных стадиях":
 диаграмма А1

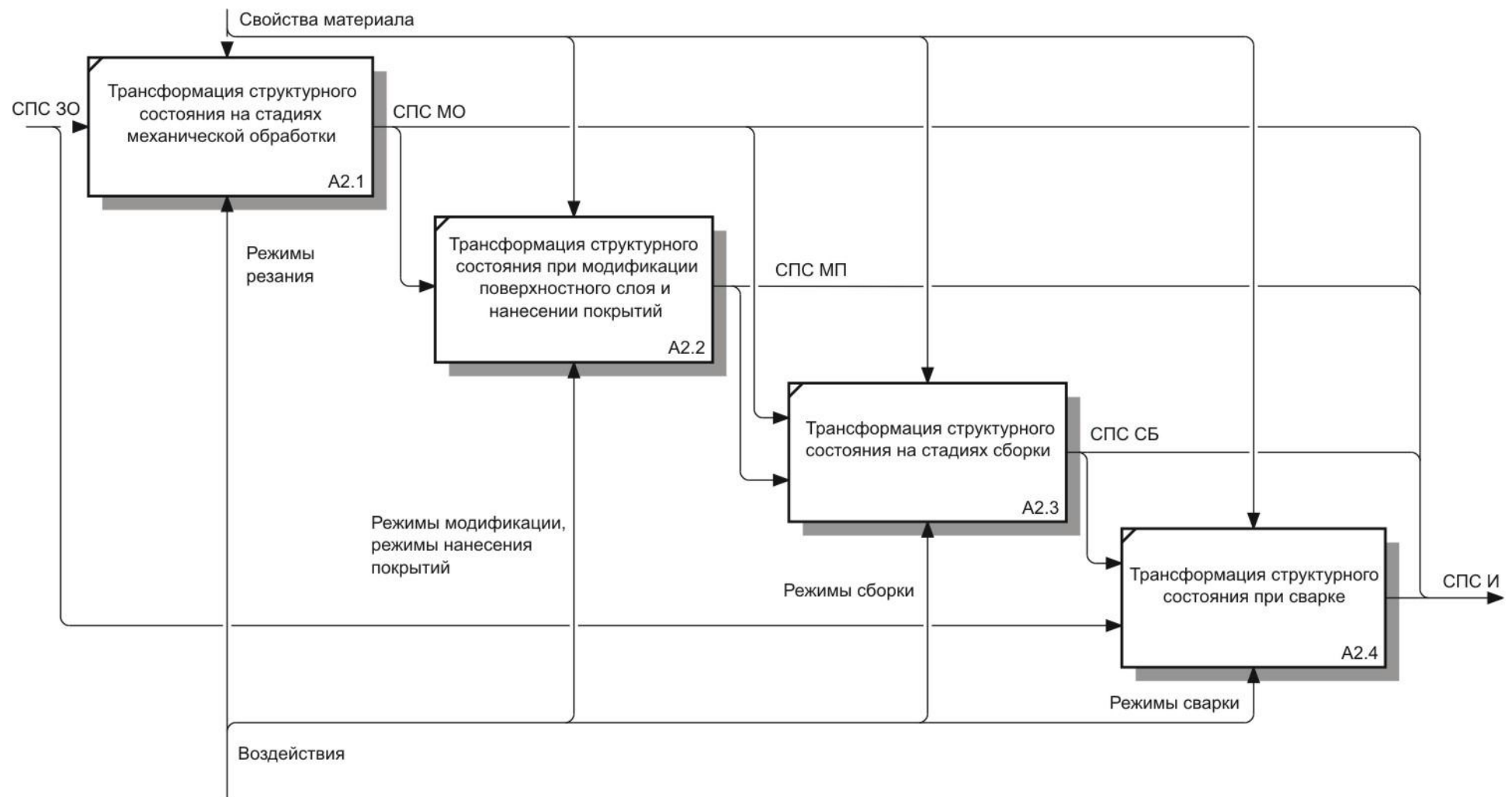


Рис. 2.4. Декомпозиция диаграммы "Трансформация структурного состояния на стадиях изготовления":
 диаграмма А2

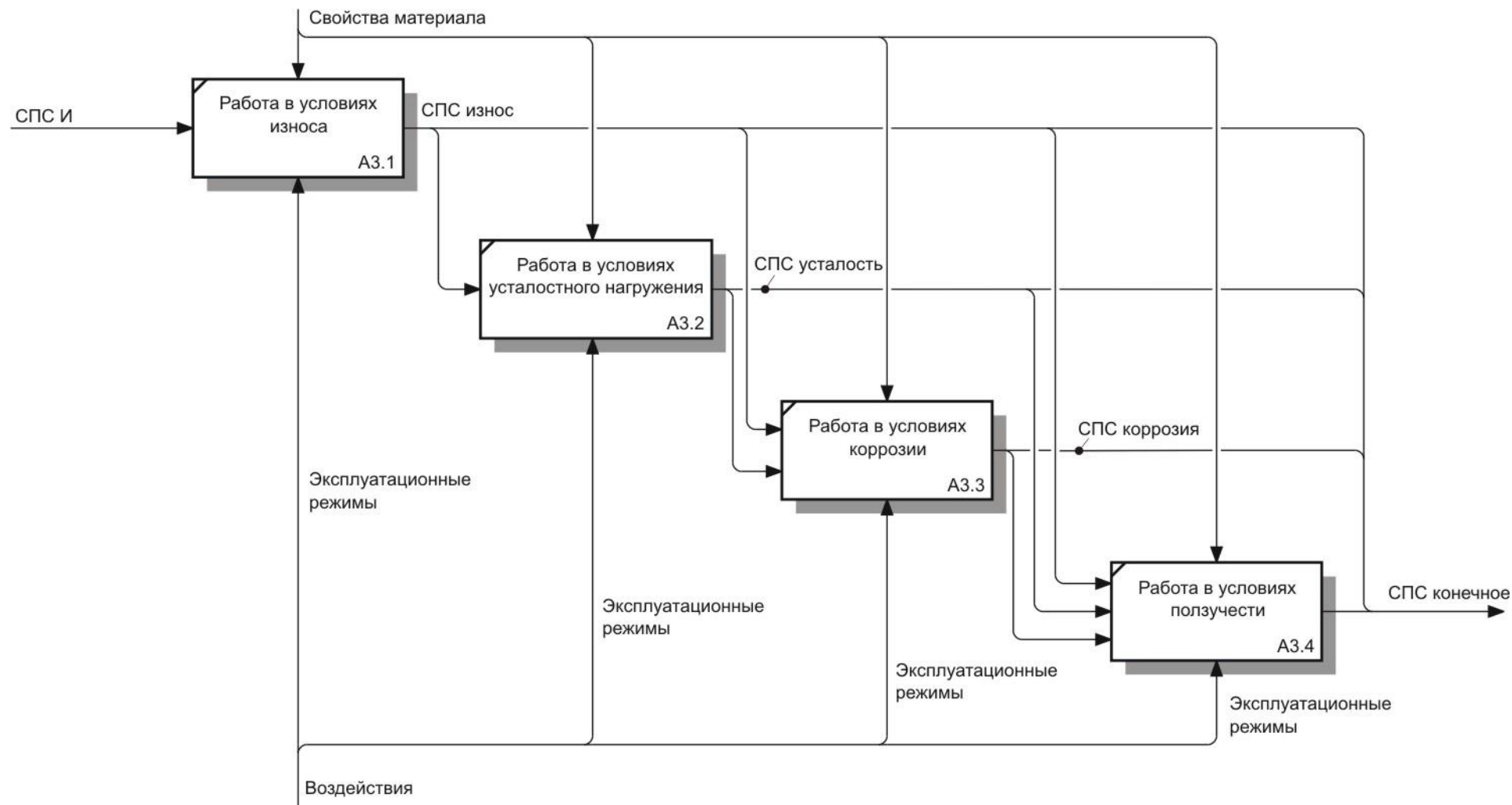


Рис. 2.5. Декомпозиция диаграммы "Трансформация структурного состояния на стадиях эксплуатации":
 диаграмма А3

Таблица 2.1

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

Таблица 2.2

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

Продолжение таблицы 2.2

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
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

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

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

$$\begin{aligned}
 \delta_{НО} &= f(\{\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots\}, \delta_{ПФ}, \Lambda_{ПФ}) \\
 \gamma_{НО} &= f(\{\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots\}, \gamma_{ПФ}, \Lambda_{ПФ})
 \end{aligned}
 \tag{2.2}$$

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

$$\begin{aligned}
 A_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, A_{ПФ}) \\
 \xi_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, A_{ПФ}) \\
 A(\Pi) &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}) \\
 \delta_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \delta_{НО}, A_{ПФ}, A_{МО}, \xi, A(\Pi)) \\
 \gamma_{MO} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \gamma_{НО}, A_{ПФ}, A_{МО}, \xi, A(\Pi))
 \end{aligned}
 \tag{2.3}$$

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 $\delta_{MO} = f(\delta_{НО})$ 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:

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

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, является программа нагружения $\Lambda = f(\Pi)$.

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 модели формулируется как "Формирование и трансформация наноструктурного состояния поверхностного слоя на стадиях обработки и эксплуатации" (рис. 2.6). Также изменяется контекст, рассматриваются только стадии обработки – резание и ППД, и стадии эксплуатационного нагружения – например, стадия усталостного нагружения.

2.2. Разработка структурно-аналитических моделей формирования и трансформации наноструктурного состояния в процессах обработки и эксплуатации

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

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

где $\mathit{ПОД}_{рез}$ – какой-либо параметр очага деформации, возникающий при резании; $\mathit{ПОД}_{ППД}$ – 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.

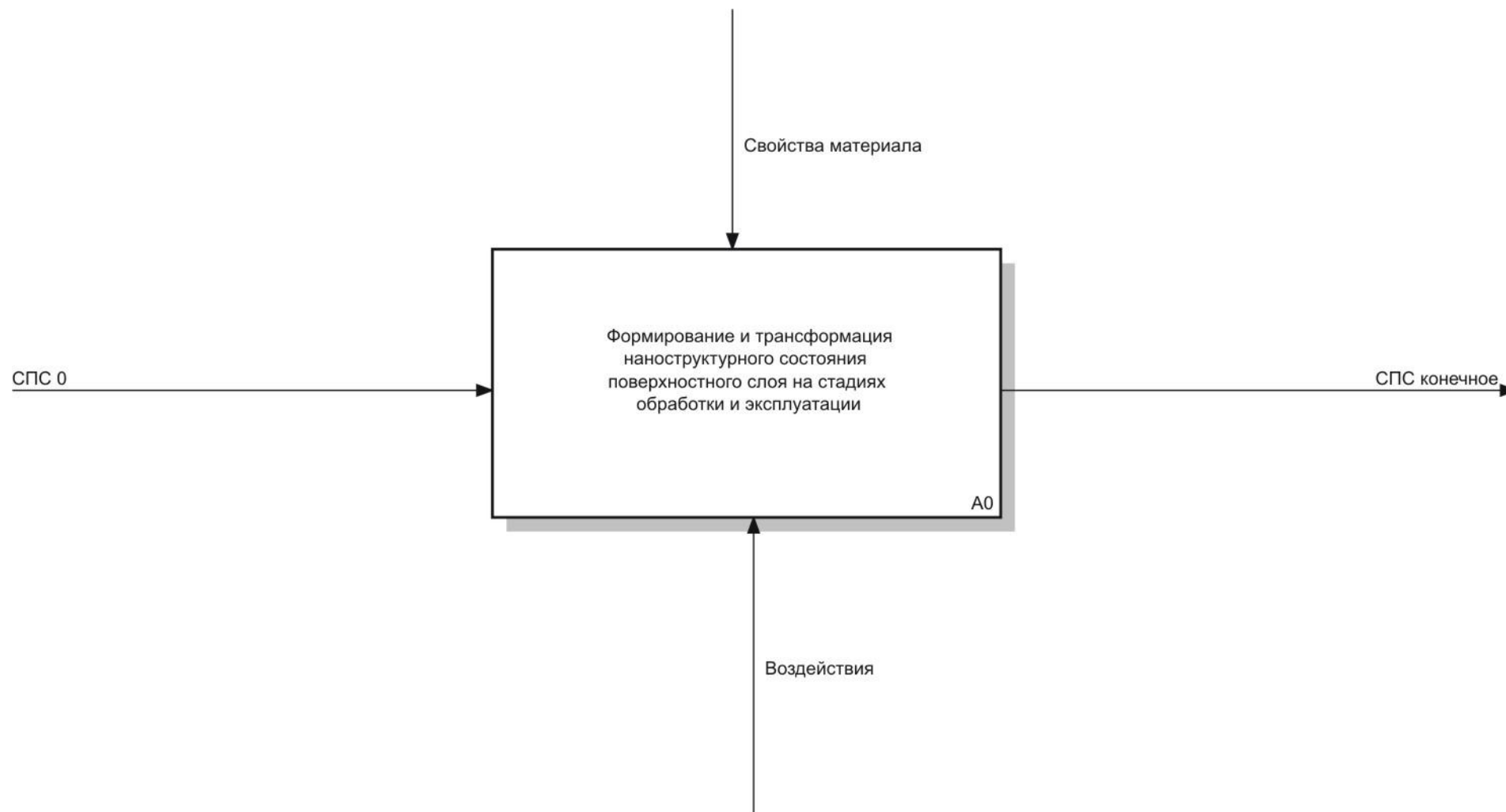


Рис. 2.6. Функциональная модель формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя в процессах обработки и эксплуатации: контекстная диаграмма А-0

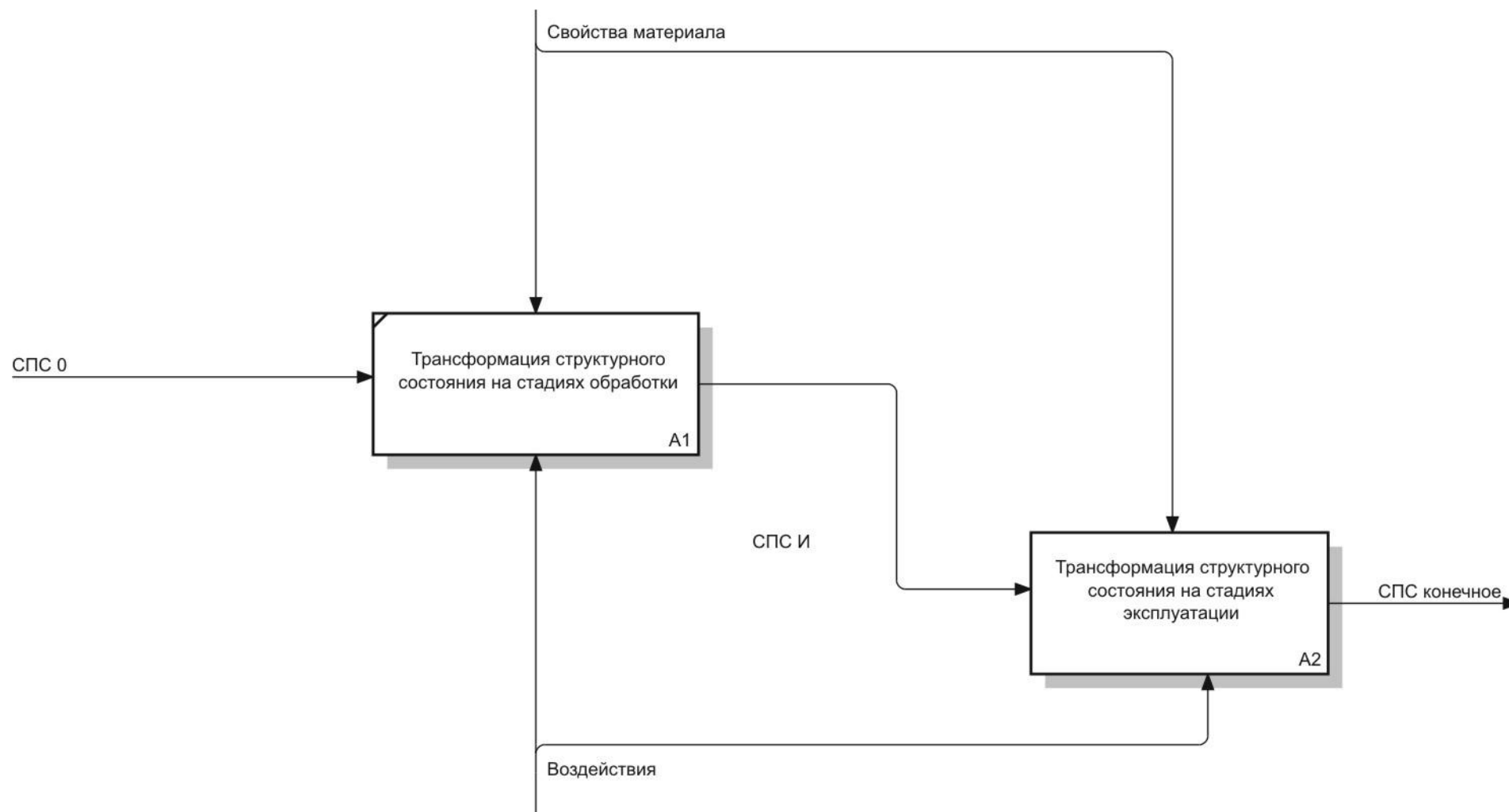


Рис. 2.7. Декомпозиция контекстной диаграммы функциональной модели формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя в процессах обработки и эксплуатации: диаграмма A0

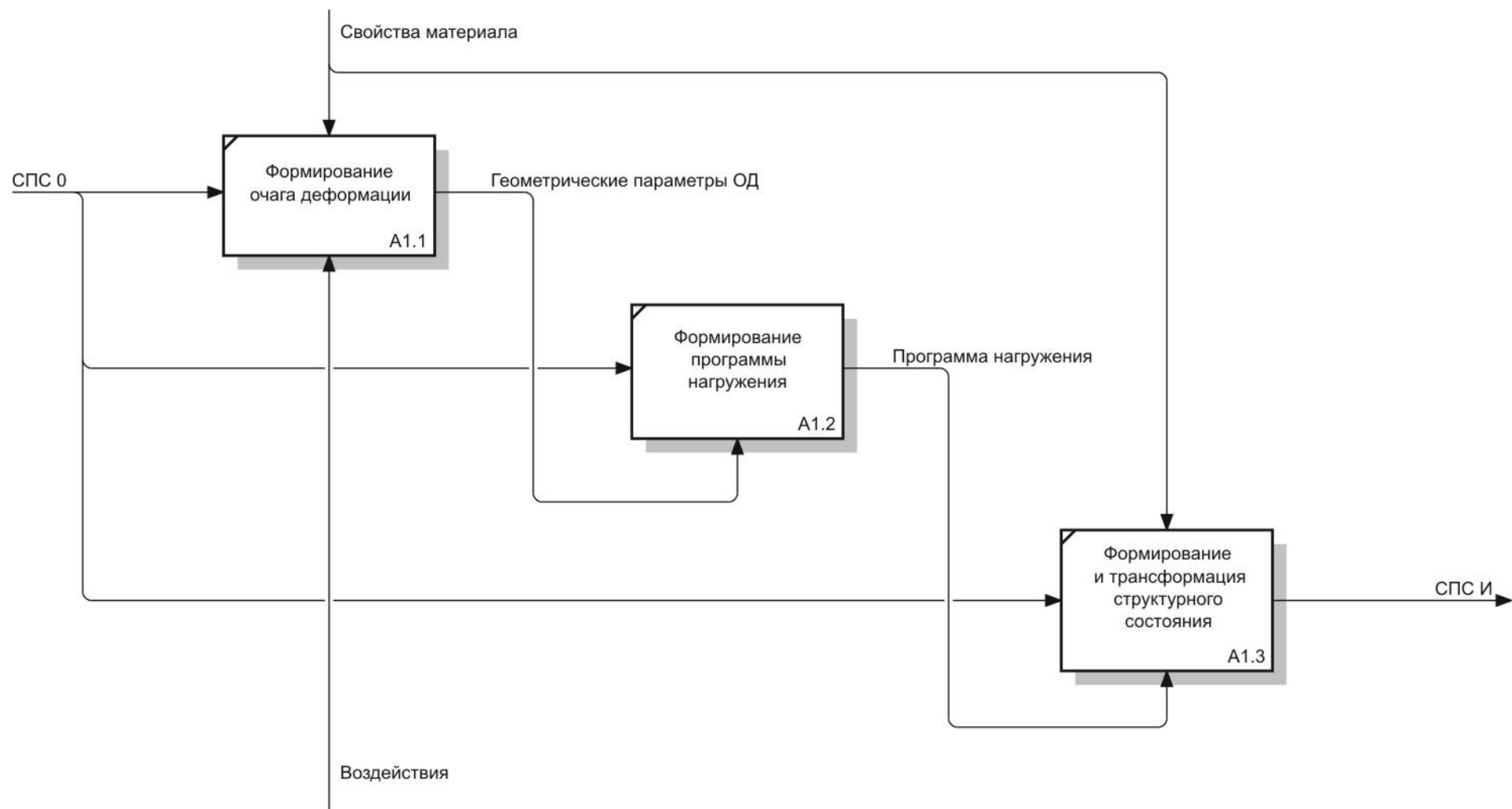


Рис. 2.8. Декомпозиция диаграммы " Трансформация структурного состояния на стадиях обработки": диаграмма

A1

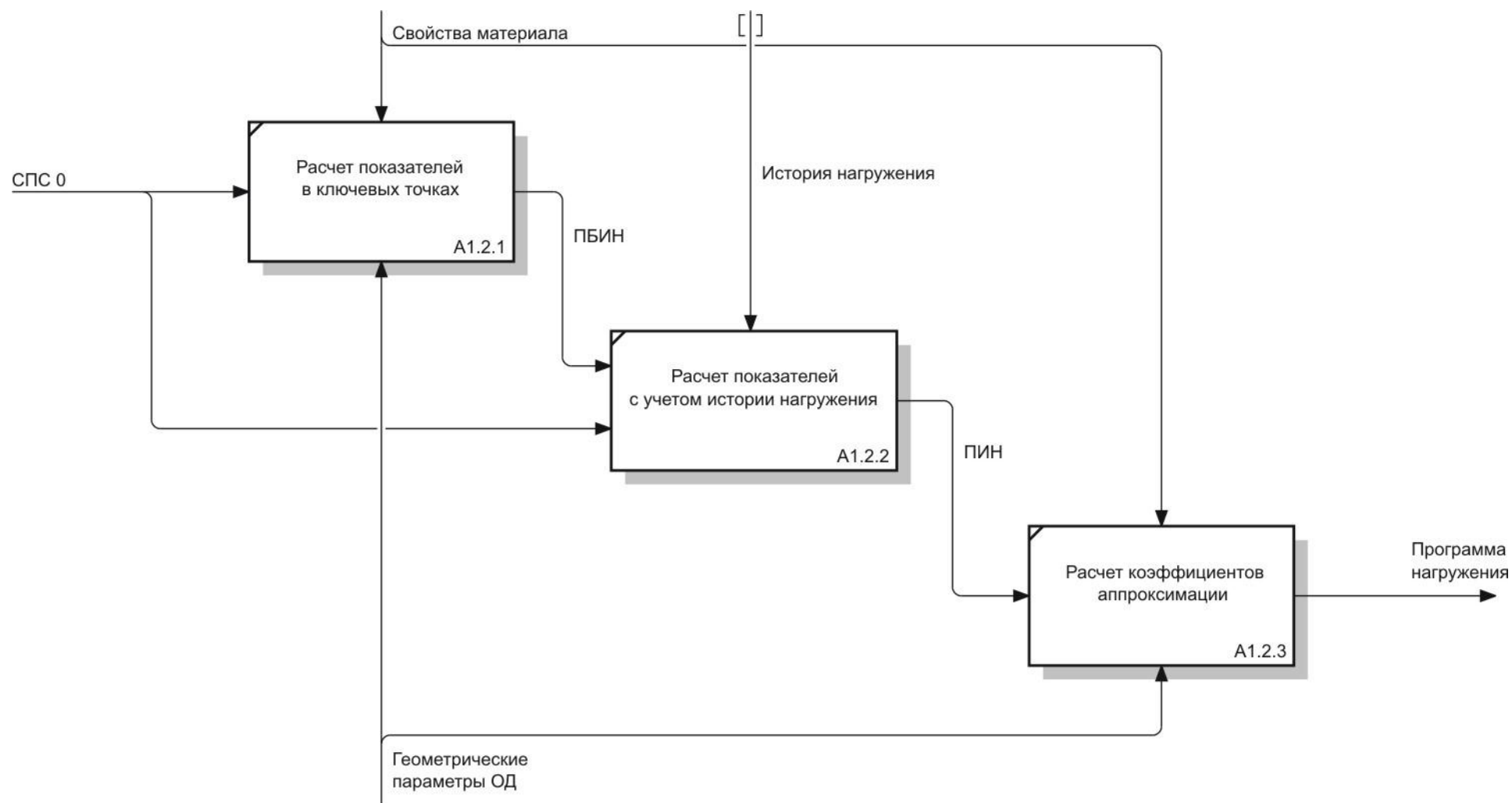


Рис. 2.9. Декомпозиция диаграммы "Формирование программы нагружения": диаграмма А1.2

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:

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

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:

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

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

В общем виде выражения (2.7) можно раскрыть в виде

$$\begin{aligned}
\Lambda_{ij}^{БИН} &= f(ПОД); \\
\Pi_{ij}^{БИН} &= f(ПОД); \\
\Lambda_{ij}^{ИН} &= \Lambda_{i-1} + \Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\
\Pi_{ij}^{ИН} &= \varphi(\Lambda_{i-1}) - \Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n})); \\
\mathbf{a}_{ij}^{ПН} &= f\left(\Lambda_{ij}^{ИН} \Big|_{\mathbf{n}, \mathbf{k}}, \Pi_{ij}^{ИН} \Big|_{\mathbf{n}, \mathbf{k}}\right); \\
\mathbf{b}_{ij}^{ПН} &= f\left(\Lambda_{ij}^{ИН} \Big|_{\mathbf{k}}, \Pi_{ij}^{ИН} \Big|_{\mathbf{k}}\right); \\
\mathbf{c}_{ij}^{ПН} &= f(ПОД, \Lambda_{i-1}); \\
\Lambda(\Pi) \equiv \Lambda_n &= \mathbf{a}_{ij}^{ПН} e^{\mathbf{b}_{ij}^{ПН} \Pi_n} + \mathbf{c}_{ij}^{ПН}
\end{aligned} \tag{2.9}$$

Здесь Λ_{ij} и Π_{ij} – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевой точке программы нагружения; $\mathbf{a}_{ij}^{ПН}$, $\mathbf{b}_{ij}^{ПН}$ и $\mathbf{c}_{ij}^{ПН}$ – коэффициенты аппроксимации участков программы нагружения; $\Lambda^{БИН}$ и $\Pi^{БИН}$ – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния без учета истории нагружения; $\Lambda^{ИН}$ и $\Pi^{ИН}$ – значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния с учетом истории нагружения; $\Phi(\Lambda_{i-n}(\Pi_{i-n}))$ – функционал наследственного типа; запись \mathbf{n}, \mathbf{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 $\Lambda 1$ 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. Разработка методики экспериментальных и теоретических исследований структурно-фазового состояния конструкционных материалов в исходном и наноструктурированном состоянии после механической обработки и эксплуатации.

В соответствии с выбранным направлением дальнейших исследований см. п.2.3 необходимо выполнить ряд экспериментальных исследований:

1. Провести механическую обработку наноструктурированных образцов из конструкционной стали.

2. Произвести исследование параметров поверхностного слоя:

2.1. Исследовать изменение параметров микроструктуры оптической микроскопией.

2.2. Исследовать изменение параметров микроструктуры электронной просвечивающей микроскопией.

2.3. Исследовать механические параметры поверхностного слоя методом микротвердометрии

3. Произвести конечно-элементное моделирование процессов механической обработки для определение параметров напряженно-деформированного состояния.

3.1 Методика проведения механической обработка наноструктурированных образцов из конструкционной стали.

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

3.1.1. Обработка резанием

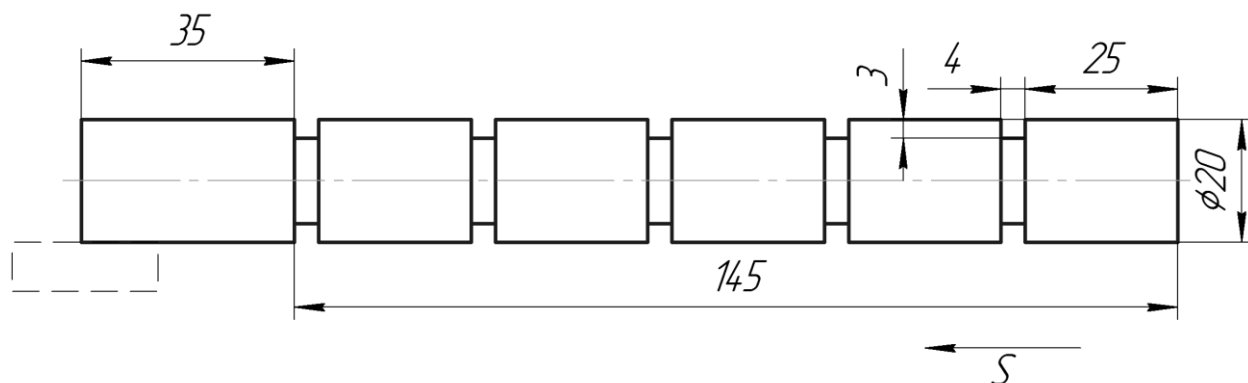


Рис. 3.1. Образцы для резания.

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

Таблица 3.1.

Режимы резания

С постоянной глубиной резания				С постоянной величиной подачи			
№ обр.	t, мм	S, мм/об	n, об/мин	№ обр.	t, мм	S, мм/об	n, об/мин
t1	0,5	0,05	1000	s1	1	0,15	1000
t2		0,10		s2	0,75		
t3		0,15		s3	0,5		
t4		0,20		s4	0,25		
t5		0,25		s5	0,1		

3.1.2. Наследственное резание

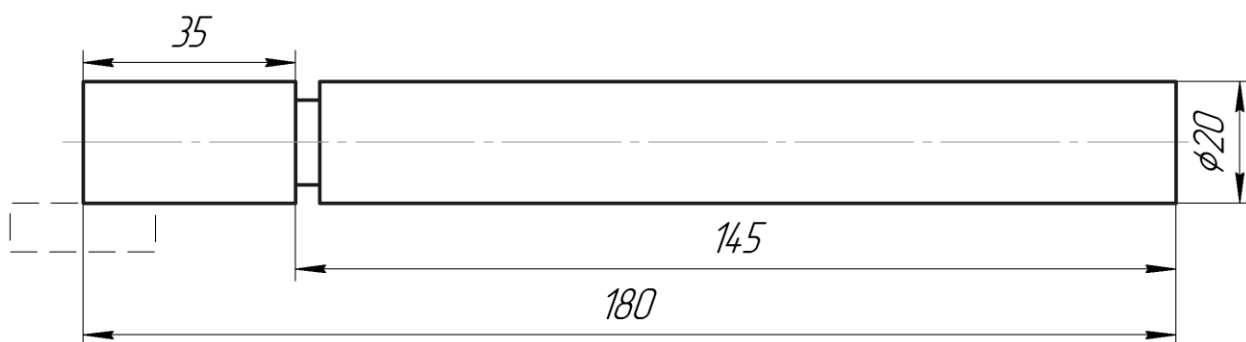


Рис. 3.2. Образец для наследственного эксперимента

Обработка производится в следующей последовательности:

1. По режимам чернового резания (таблица 3.2.) обрабатывается вся длина образца (145 мм)
2. Затем в соответствии с режимами получистовой обработки (таблица 3.2.) обрабатывается длина 100 мм.
3. После чего в соответствии с режимами чистовой обработки обрабатывается длина 50 мм.

Таблица 3.2.

Режимы резания

№ обр	Черновое			получистовое			чистовое		
	t, мм	S, мм/об	n, об/мин	t, мм	S, мм/об	n, об/мин	t, мм	S, мм/об	n, об/мин
N1	0,5	0,25	1000	0,25	0,10	1100	0,1	0,05	1200

3.1.3. Поверхностно пластическое деформирование (ППД)

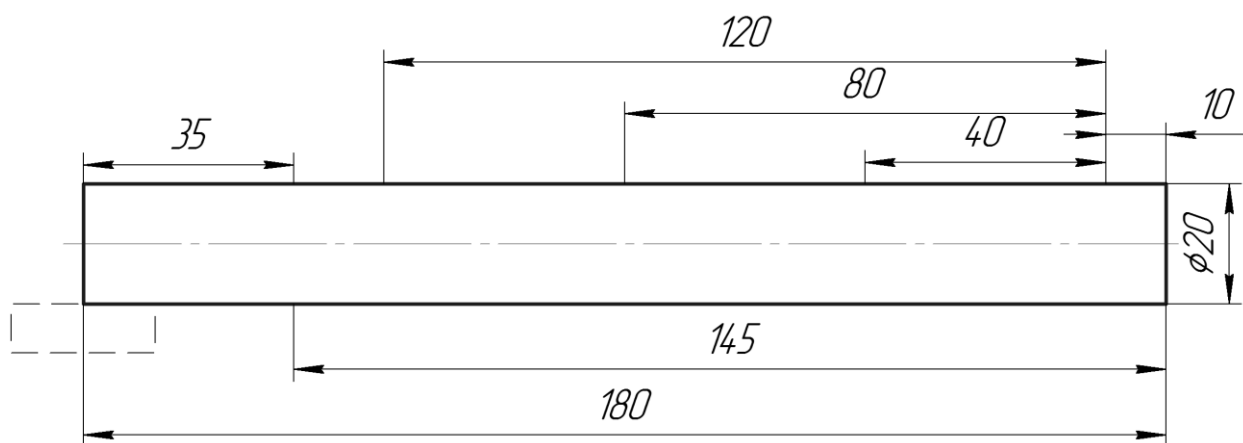


Рис. 3.3. Образец для ППД

Обработка производится в следующем порядке:

1. От края отступается 10 мм, первый участок 120 мм обрабатывается одним проходом
2. Затем на длине 80 мм выполняется 2-ой проход
3. После чего на длине 40 мм выполняется 3-ий проход.

Таблица 3.3.

Режимы ППД

№ образца	Количество рабочих ходов до разрушения	Режимы обкатывания				
		D_p , мм	S , мм/об	n , об/мин	$R_{пр}$, мм	P , кгс
P901	3	95	0,07	630	2,5	250

3.2. Подготовка образцов для проведения исследований

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

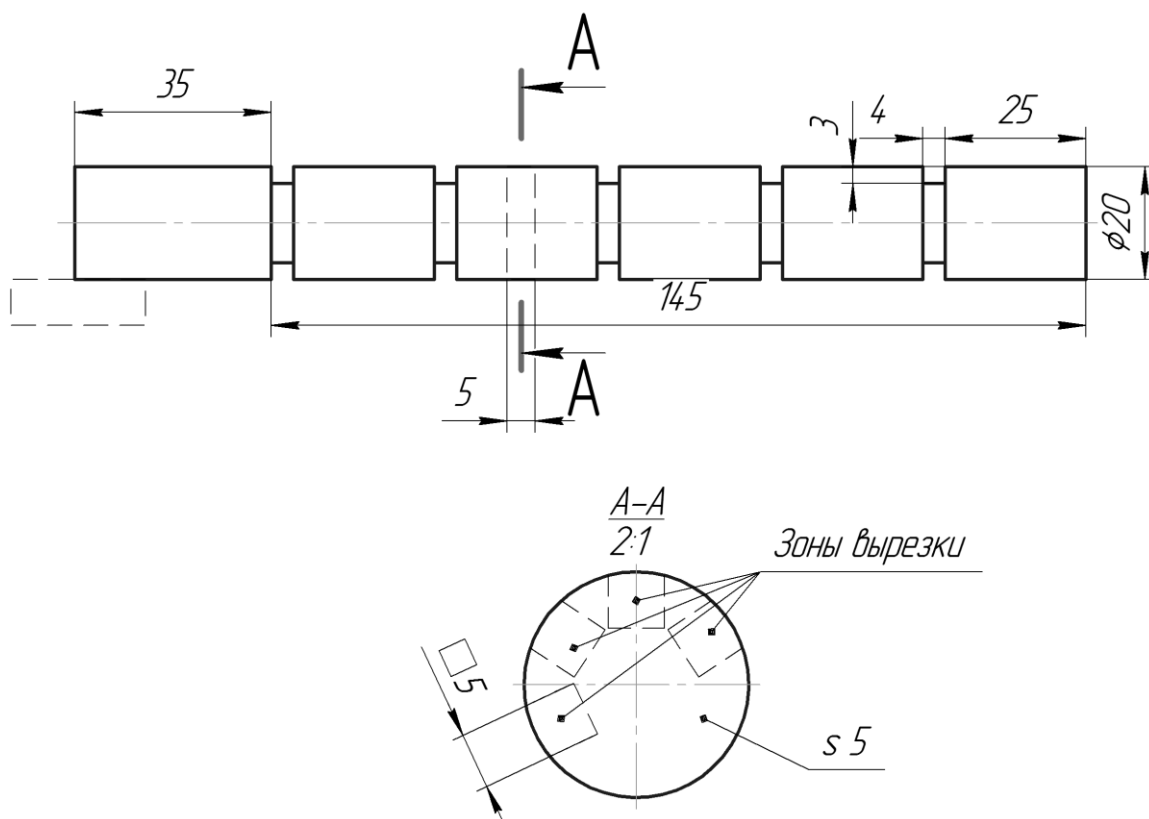


Рис. 3.4. Схема вырезки образцов

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

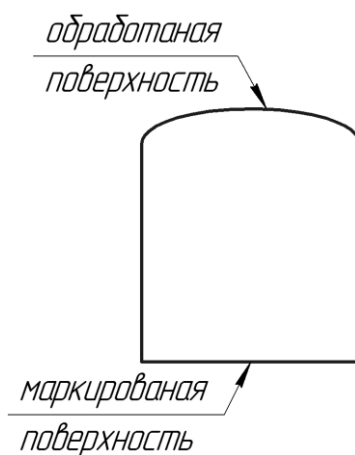


Рис. 3.5. Схема маркировки образцов

Данные образцы возможно использовать для проведения всех видов исследований.

3.3. Исследования способами оптической, электронной-просвечивающей микроскопии и микротвердометрии

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

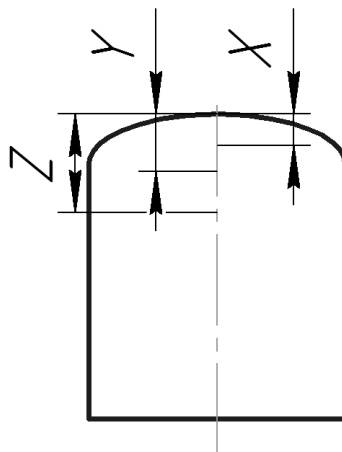


Рис. 3.6. Зоны исследований: $X \approx 50$ мкм (поверхностный слой), $Y \approx 100$ мкм (средняя), $Z \approx 500$ мкм (наиболее удалённо от поверхностного слоя)

Результаты ожидаемые после проведения оптической и электронной-просвечивающей микроскопии:

1. **Размера зёрен d и угол разориентировки границ зёрен θ**
2. **Скалярной ρ и избыточной плотности дислокаций ρ_D**

Результаты ожидаемые после измерения микротвердометрии:

1. **Распределение значений микротвердости в поверхностном слое.** В каждой зоне исследования необходимо провести не менее 10-15 измерений.

Для разработки модели формирования напряженно-деформированного состояния при механической обработке наноструктурированных сталей и создания модели накопления свойств в очаге деформации необходимо выполнить конечно-элементное моделирование:

1. процесса резания с различными режимами
2. процесса поверхностно-пластического деформирования

Моделирование будет производиться в плоской постановке, коэффициенты трения принимаются по справочной литературе.

4. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ НАСЛЕДСТВЕННЫХ ПРОГРАММ НАГРУЖЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ИЗДЕЛИЙ.

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

4.1. Модели программ нагружения, обеспечивающие получение наноструктурных материалов

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

Программа нагружения комплексно характеризует накопление деформации в условиях изменения напряженного состояния в очаге

деформации в процессах обработки и эксплуатации и может использоваться для оценки состояния металла поверхностного слоя.

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

Общая схема процесса равноканального углового прессования представлена на рис. 4.1.

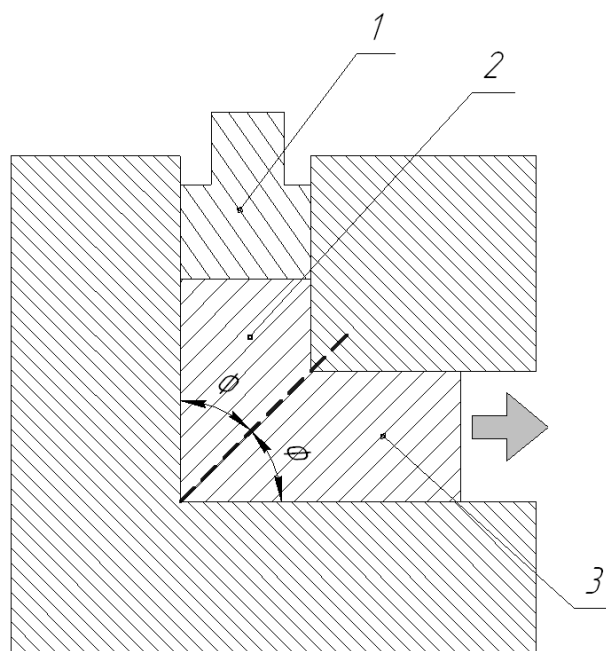


Рис. 4.1. Схема процесса РКУП: 1 – пуансон; 2 – рабочий канал;
3 – выходной канал.

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

повышенных температурах или при увеличенных углах пересечения каналов. При этом особые требования предъявляются к термостойкости и прочности оснастки.

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

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

Существующие модели характеризуются рассмотрением отдельных режимов и отдельных параметров состояния материала. В качестве примера можно привести модель накопления деформации при РКУП [23], схематизация процесса показана на рис. 4.2.

$$\Delta\Gamma = 2 \operatorname{ctg} \Phi, \quad (4.1)$$

где Φ – половина угла пересечения каналом, $\Delta\Gamma$ – накопленная степень деформации.

В соответствии с этой моделью каждый проход при наиболее часто используемом угле пересечения каналов 90° соответствует накопленной степени деформации, примерно равной 1. При увеличении угла с 90° до 120° расчетная интенсивность деформации сдвига за 1 цикл снижается с 200% до 130% [23].

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

деформационное наноструктурирование при пластическом деформировании. Это приводит к невозможности проектирования новых методов деформационного наноструктурирования.

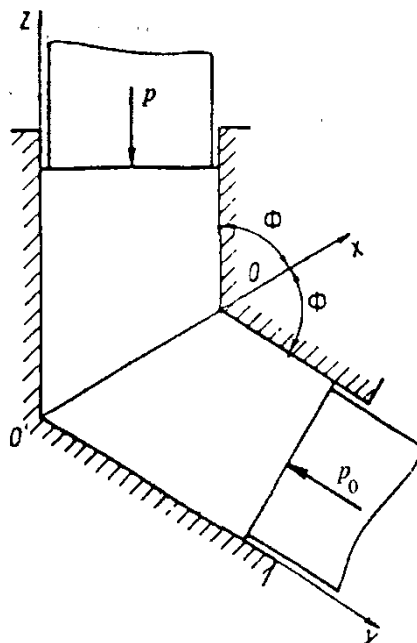


Рис. 4.2. Схема пластической деформации при равноканальном угловом прессовании: Φ – половина угла пересечения каналом, p – давление прессования, p_0 – противодействие со стороны выходного канала

Для анализа формирования напряженно-деформированного состояния при деформационном наноструктурировании и описания возникающей программы нагружения выполнено конечно-элементное моделирование РКУП с углом пересечения каналов матрицы 90° и 110° (рис. 4.3). Также в моделях принят радиус скругления при пересечении каналов.

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

Результаты конечно-элементного моделирования показаны на рис. 4.4-4.7.

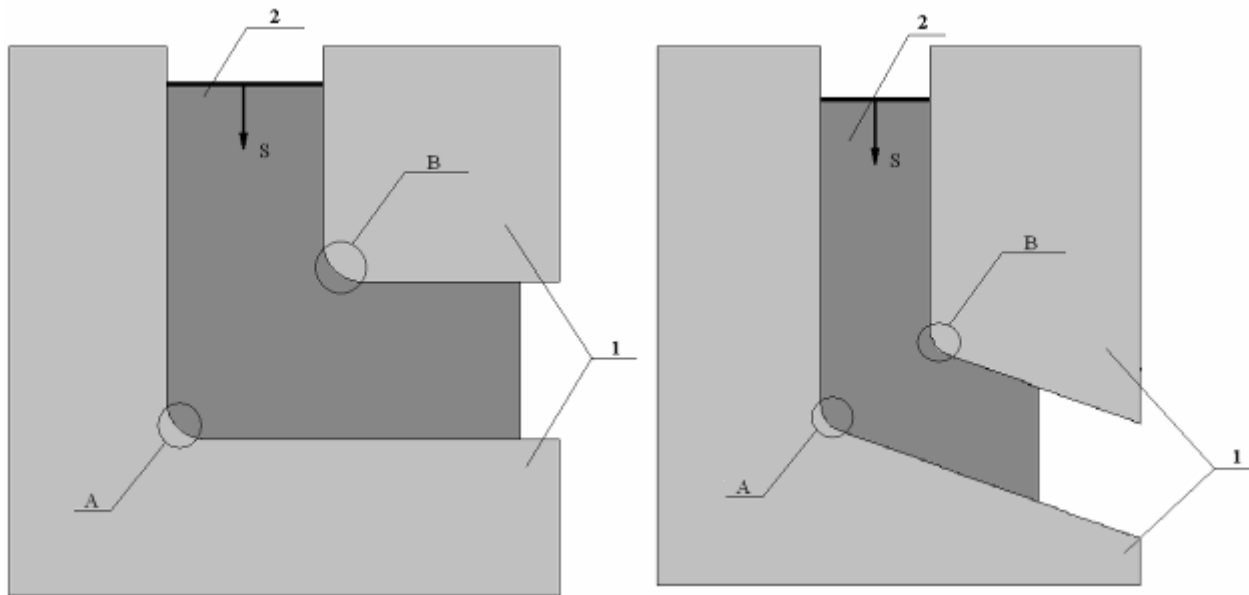


Рис. 4.3. Общий вид моделей. 1 – матрица, 2 – деформируемый образец, А – зона внутреннего угла матрицы, В – зона наружного угла матрицы. S – перемещение заготовки, принято $S = 0,005\text{м}$

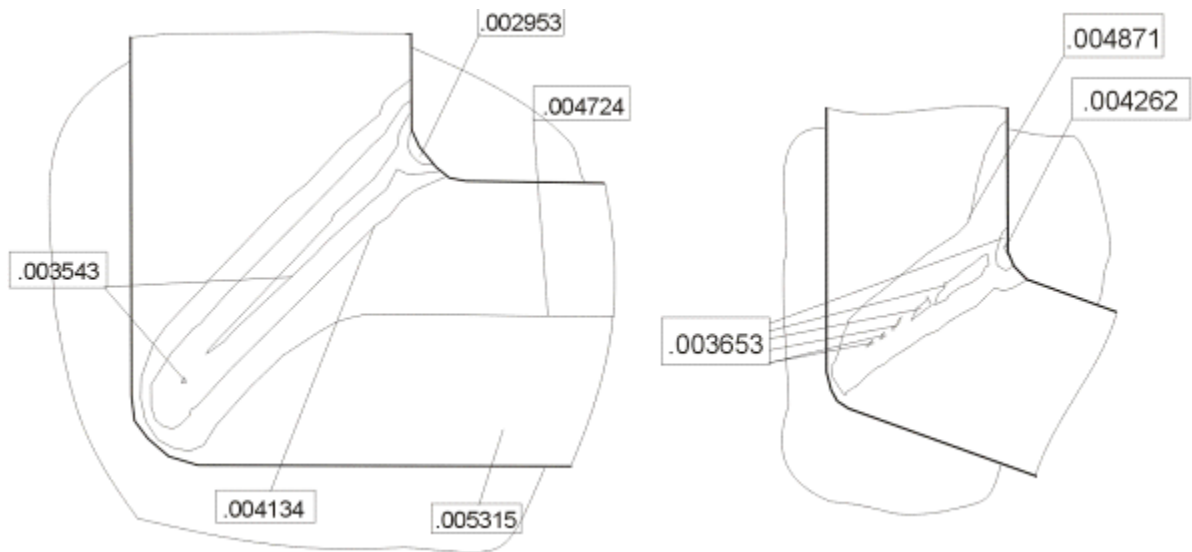


Рис. 4.4. Суммарные перемещения, м

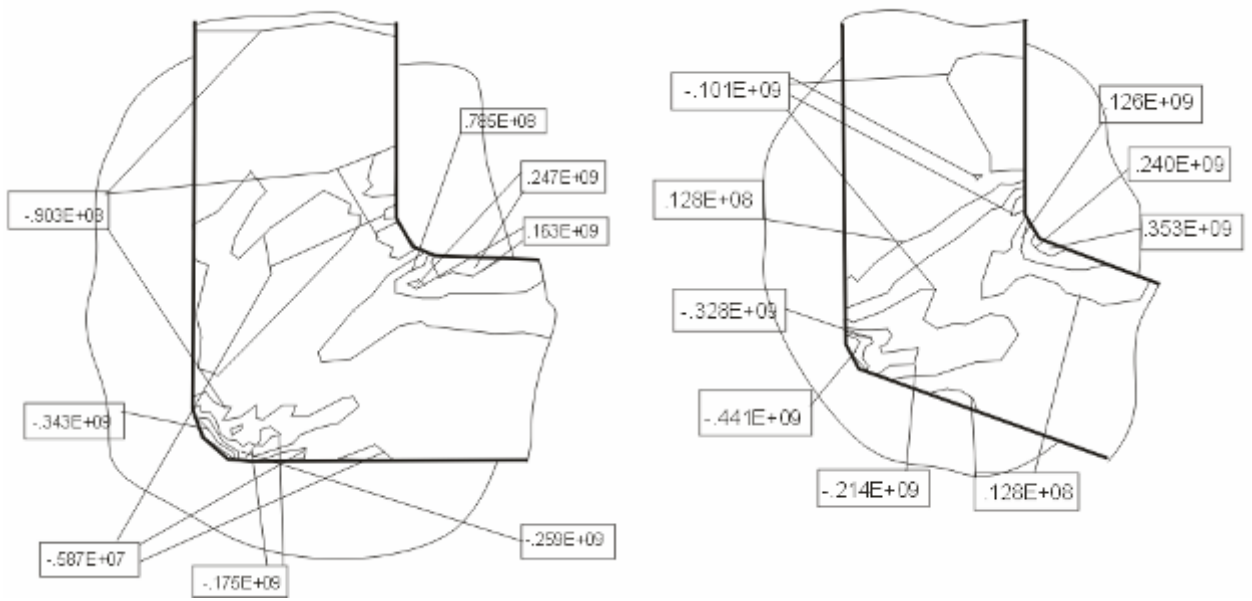


Рис. 4.5. Напряжения по оси X, Па

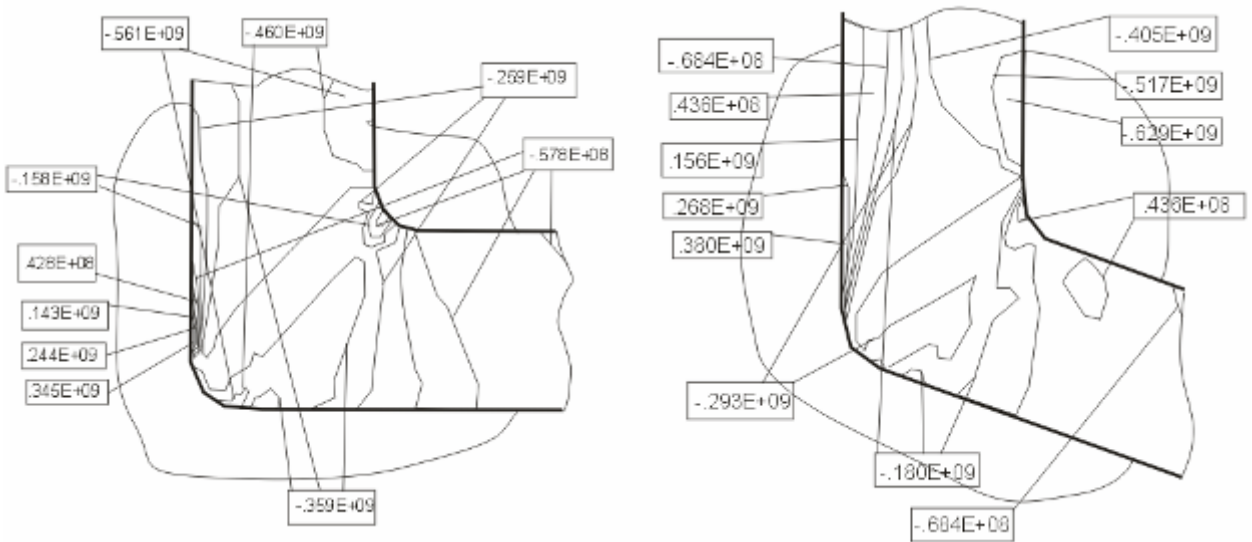


Рис. 4.6. Напряжения по оси Y, Па

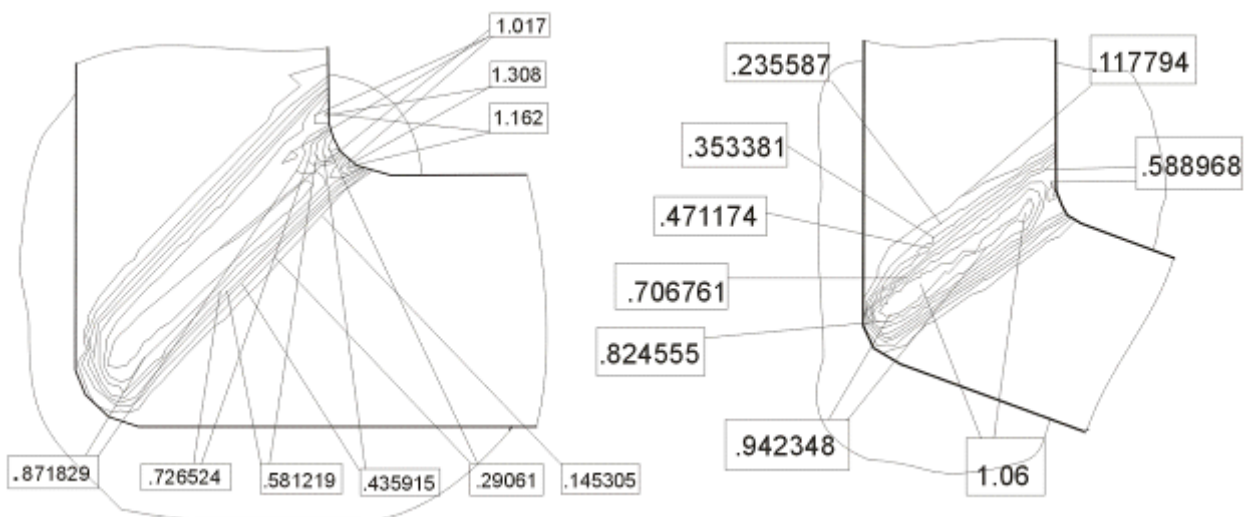


Рис. 4.7. Суммарная интенсивность пластических деформаций

Приведенные выше описания результаты МКЭ-моделирования позволяют сделать следующие выводы:

1. Картины перемещений показывают, что в зоне В происходит снижение значений перемещений (при $2\Phi=90^\circ$ до 0,003 и $2\Phi=110^\circ$ до 0,0043), что свидетельствует о сжатие в данной зоне, соответственно в зоне А происходит растяжение.

2. При $2\Phi=110^\circ$ перемещения распределены более равномерно между зонами А и В.

3. Под действием напряжений возникающих в заготовке происходят пластические деформации.

4. Распределение напряжений по оси между зонами А и В при $2\Phi=90^\circ$ и 110° неравномерно, также в зоне А присутствуют очаги с напряжениями имеющими противоположный знак (при $2\Phi=110^\circ$ эти напряжения имеют меньшее значение), что может свидетельствовать о неравномерности возникающих деформаций и возможном течении металла в направлении противоположном основному перемещению.

5. Распределение интенсивности пластических деформаций показывает, что с увеличением угла пересечения каналов матрицы интенсивность пластических деформаций уменьшается.

6. При $2\Phi = 90^\circ$ наблюдается смещение в направлении внутреннего угла матрицы, что может приводить к появлению застойной зоны в наружном углу матрицы. Проблема образования застойной зоны хорошо известна из теории и практики выдавливания материалов [23]. Такая зона во внешнем углу канала образуется и при компьютерном моделировании РКУП некоторых материалов в условиях сильного трения [23]. Кроме того, материал в области застойной зоны может отделиться от образца (рис. 4.8).



Рис. 4.8. Образование застойной зоны при РКУП

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

Результаты распределения компонент тензоров напряжений и деформаций не позволяют в явном виде получить закономерности накопления свойств в материале в процессе обработки. Для этого необходимо произвести расчет показателей напряженно-деформированного состояния вдоль линий тока в очаге деформации.

Полученные результаты показаны на рис. 4.9 – 4.16. Цифрами обозначены линии тока.

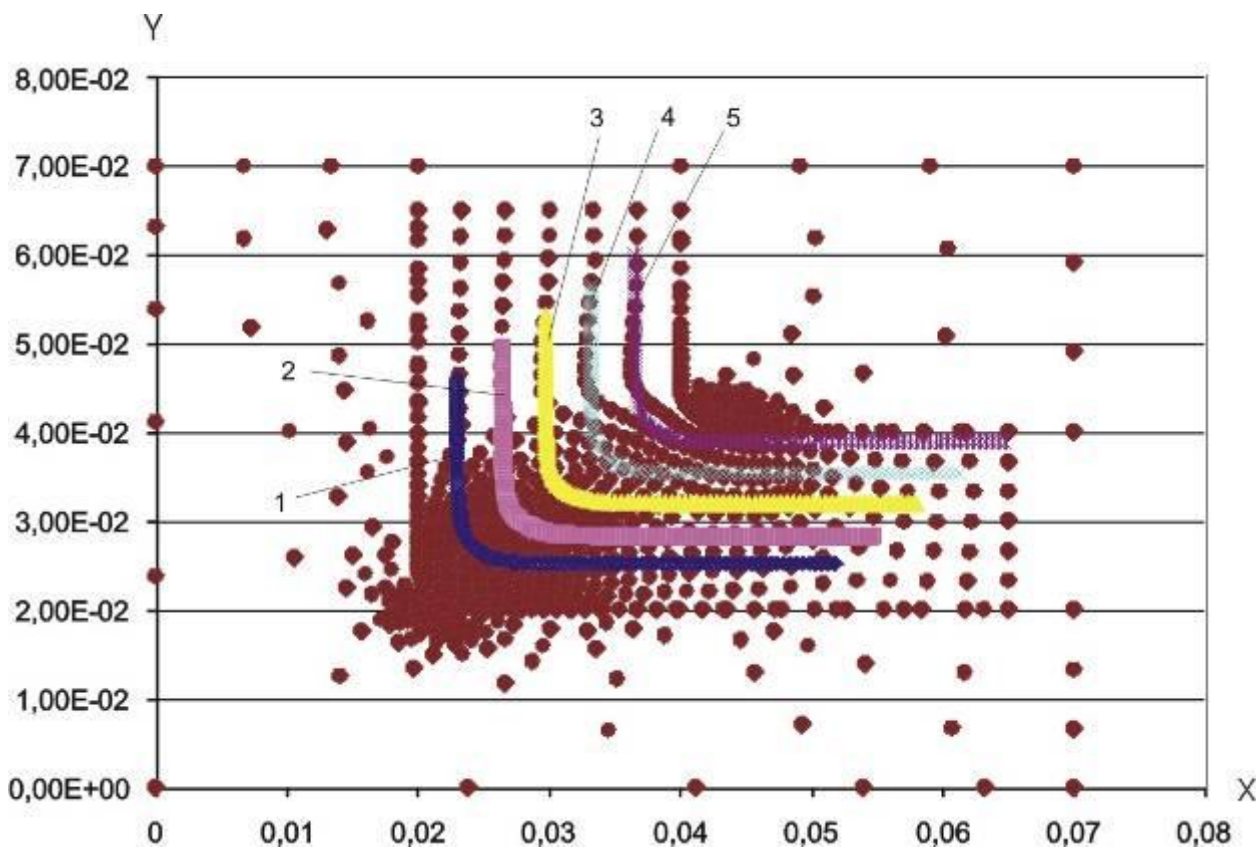


Рис. 4.9. Координаты узлов и линии тока, при $\Phi=90^\circ$

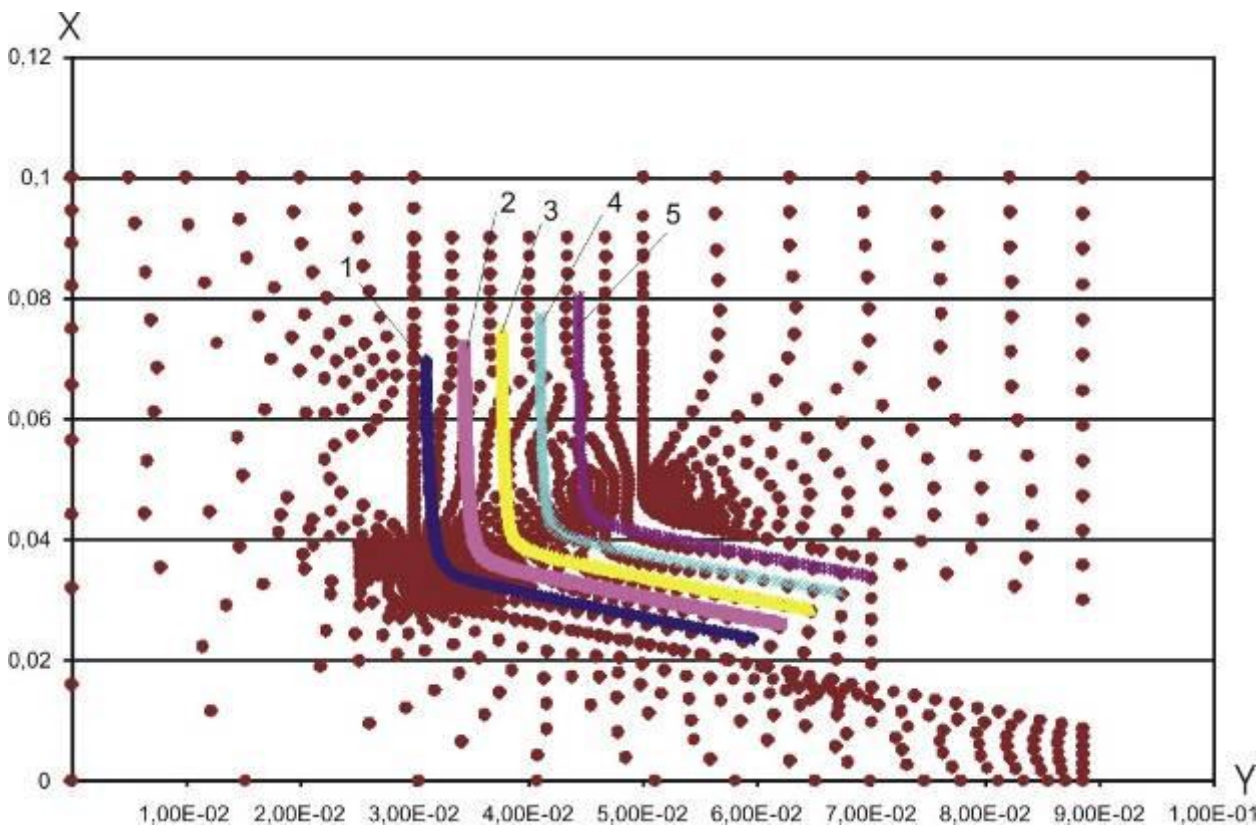


Рис. 4.10. Координаты узлов и линии тока, при $\Phi=110^\circ$

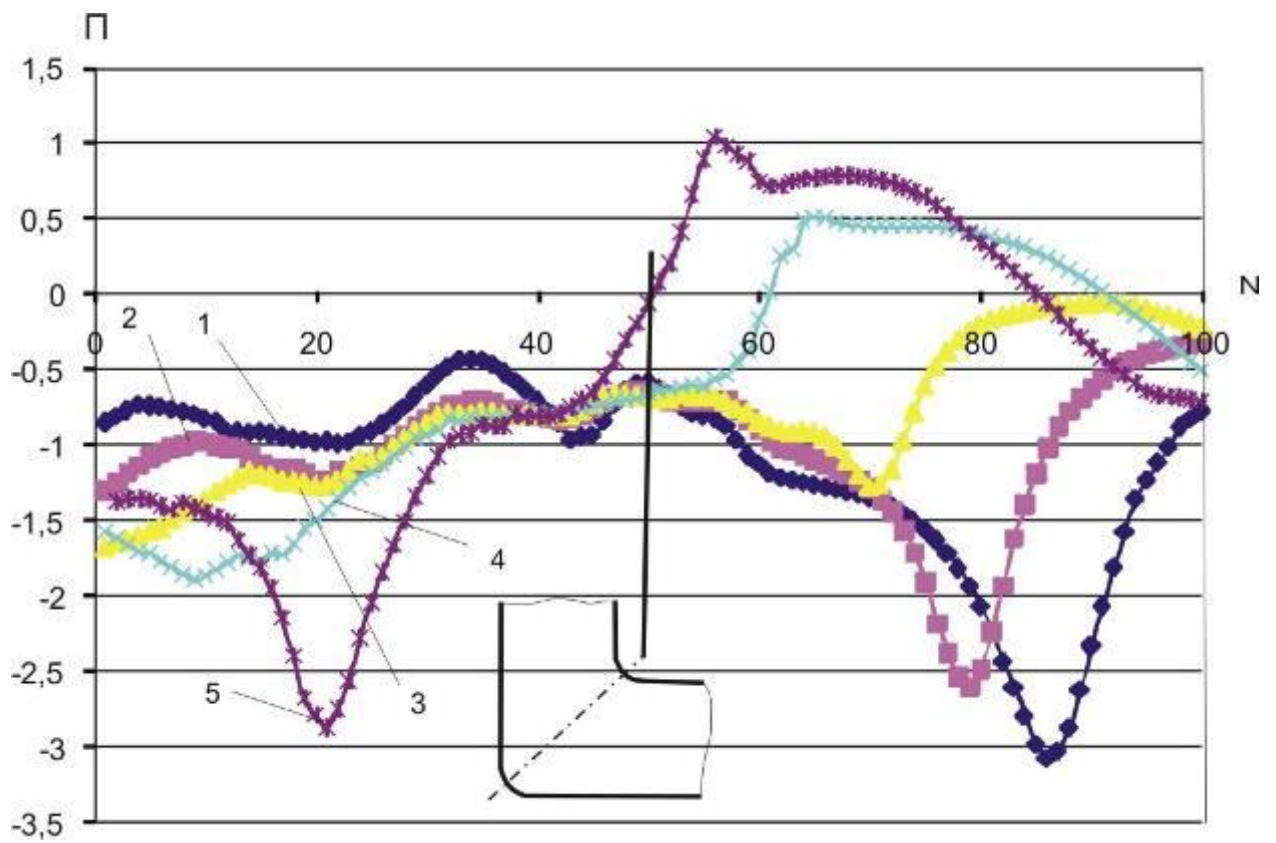


Рис. 4.11. Показатель схемы напряженного состояния, при $\Phi=90^\circ$

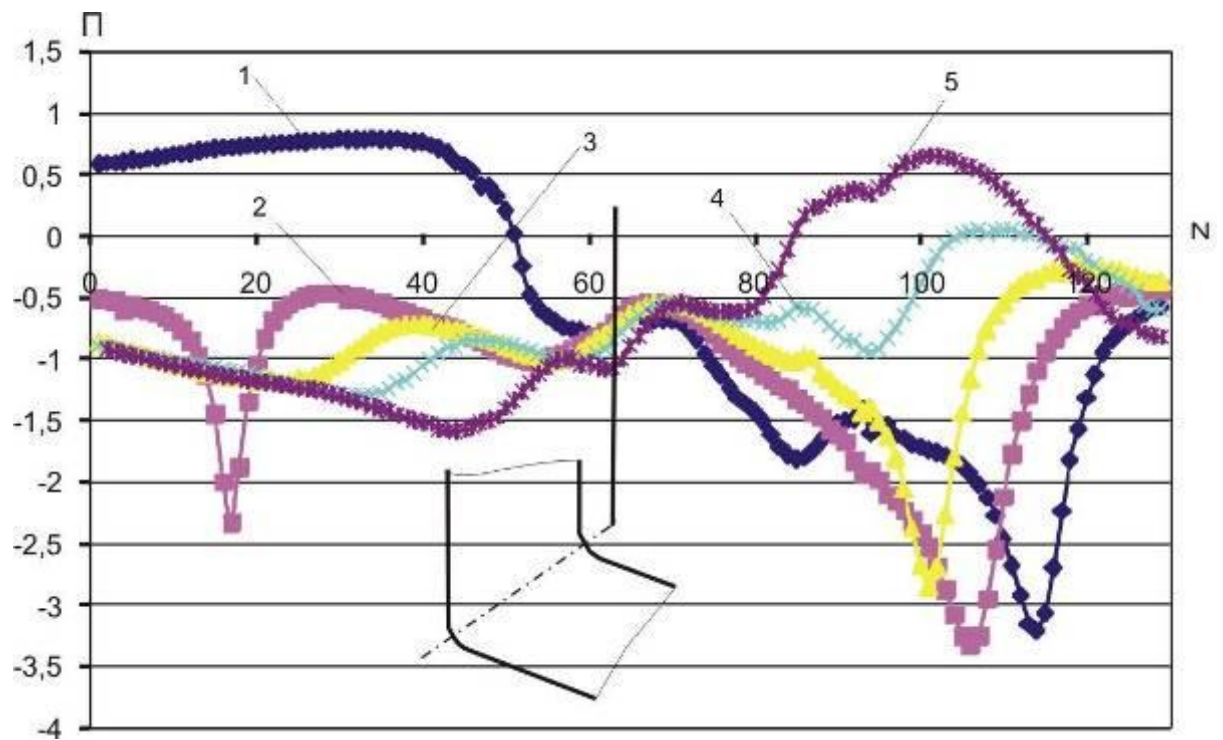


Рис. 4.12. Показатель схемы напряженного состояния, при $\Phi=110^\circ$

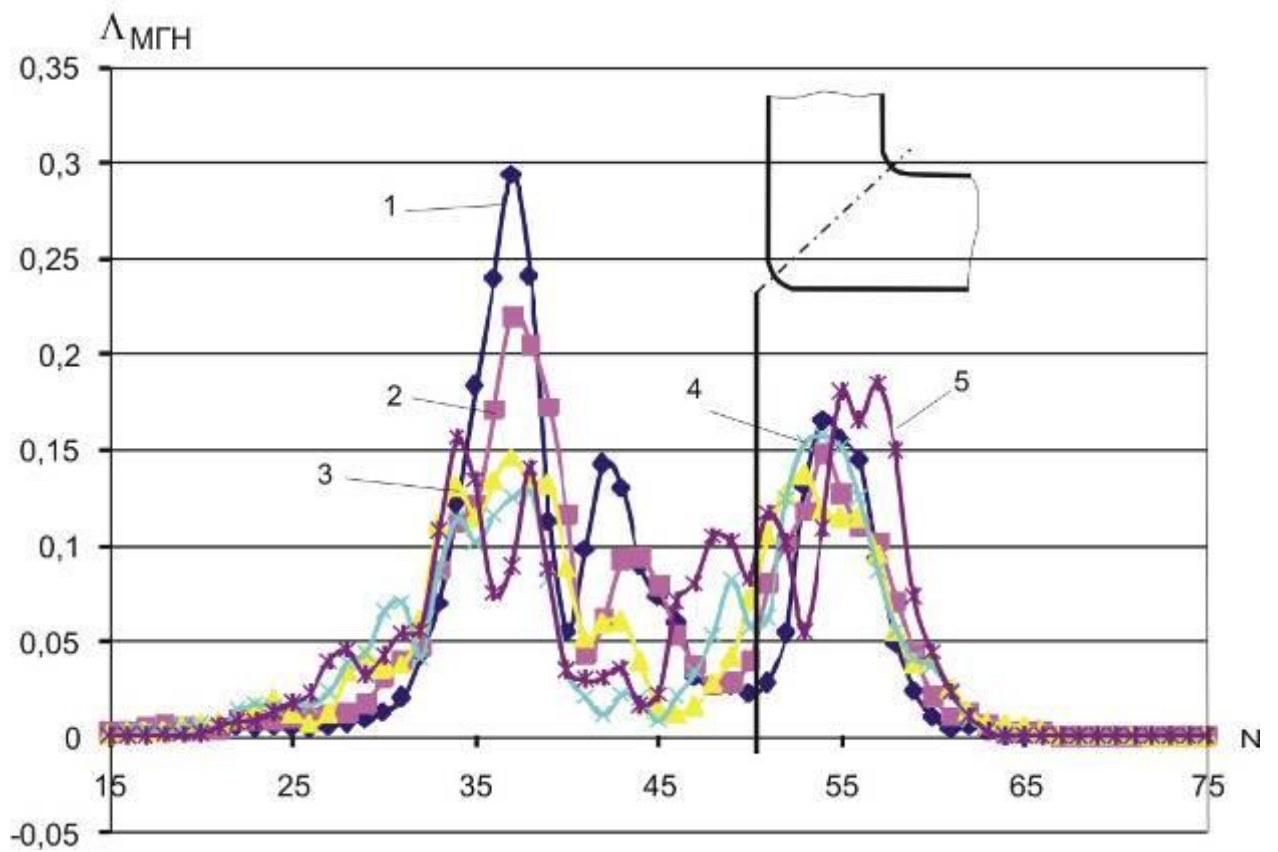


Рис. 4.13. Степень деформации сдвига мгновенная, при $\Phi=90^\circ$

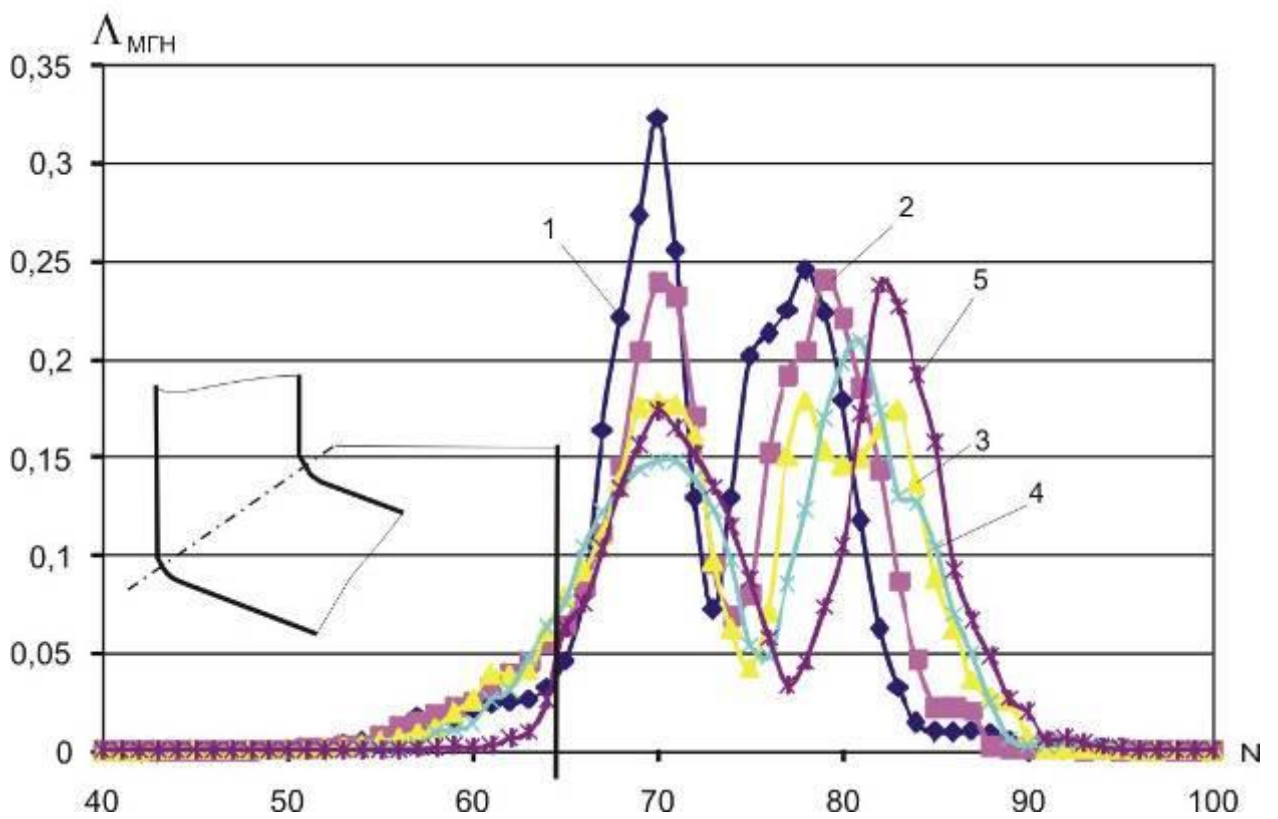


Рис. 4.14. Степень деформации сдвига мгновенная, при $\Phi=110^\circ$

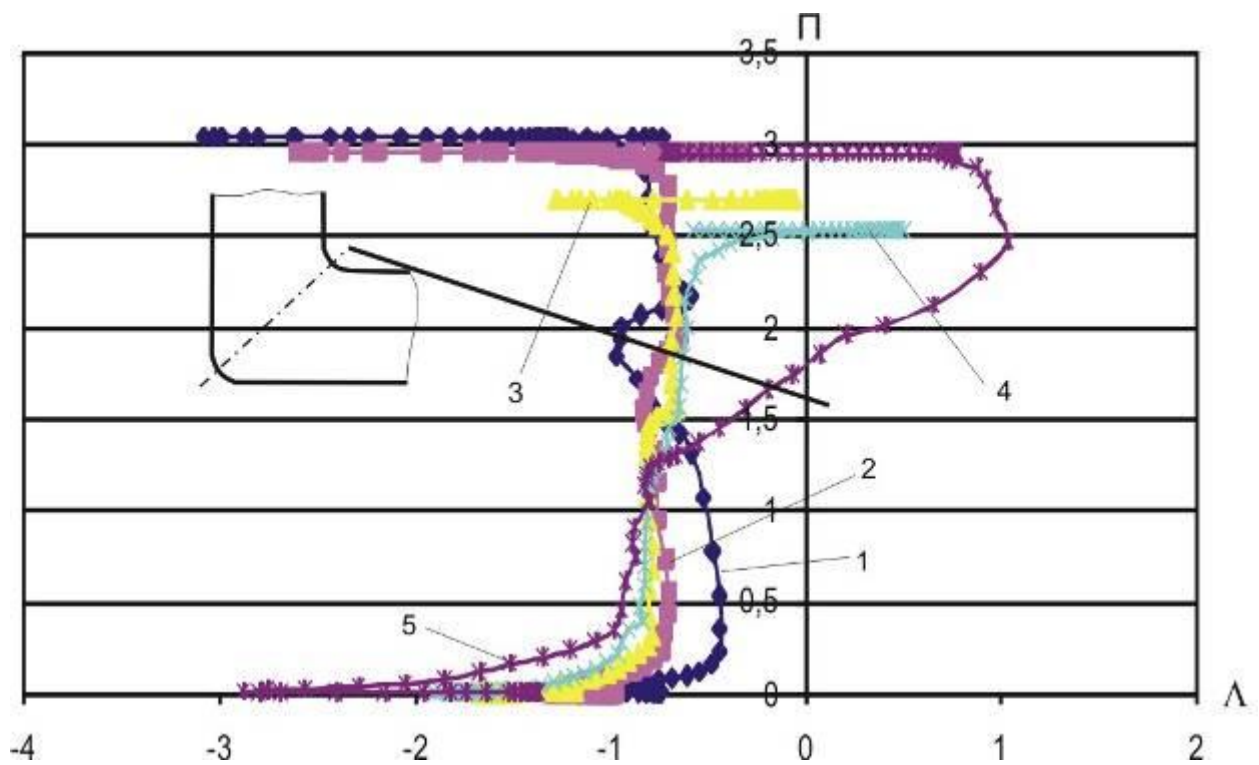


Рис. 4.15. Программа нагружения, при $\Phi=90^\circ$

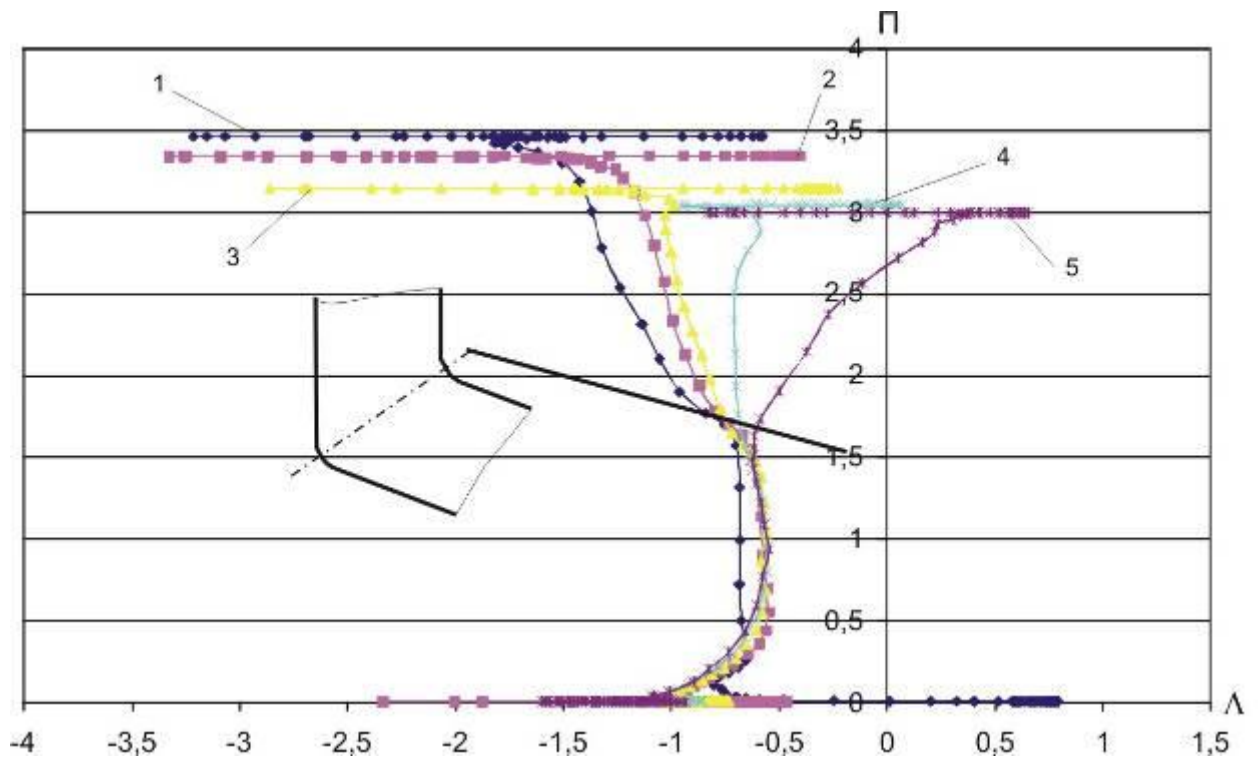


Рис. 4.16. Программа нагружения, при $\Phi=110^\circ$

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

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

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

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

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

Рассмотрим, какое состояние металла может формироваться под действием программ нагружения.

4.2. Результаты аналитических исследований влияния программ нагружения интенсивной пластической деформации на формирование и трансформацию состояния поверхностного слоя

Под действием программы нагружения в металле происходит накопление поврежденности и трансформация структурного состояния.

Поврежденность материала может быть оценена с использованием показателя исчерпания запаса пластичности Ψ . начальному (бездефектному) состоянию материала соответствует $\Psi = 0$, в момент полного исчерпания запаса пластичности происходит разрушение материала, при этом $\Psi = 1$.

В качестве критерия для расчета Ψ был выбран критерий Калпина-Филиппова при степенной аппроксимации кривой течения [120, 121]:

$$\Psi = \int_0^{\varepsilon_k} \left[n \varphi_0 \varepsilon_i^{n-1} + (1 - \varphi_0 \varepsilon_p^n(K)) \frac{1}{\varepsilon_p(K)} \right] d\varepsilon_i, \quad (4.2)$$

или, в категориях степени деформации сдвига,

$$\Psi = \int_0^{\Lambda_k} \left[n \varphi_0 \Lambda_i^{n-1} + (1 - \varphi_0 \Lambda_p^n(\Pi)) \frac{1}{\Lambda_p(\Pi)} \right] d\Lambda_i. \quad (4.3)$$

где φ_0 и n – коэффициенты степенной аппроксимации кривой течения; Λ_n – степень деформации сдвига, накопленная на стадии нагружения; Λ_i – степень деформации сдвига, накопленная на i -ом этапе нагружения; Λ_p – предельная степень деформации сдвига.

Использование критерия Калпина-Филиппова для оценки поврежденности обусловлено тем, что в отличие от других критериев (линейного и нелинейного критериев В.Л. Колмогорова [122-123], А.А. Богатова [124-125], С.В. Смирнова [126], В.А. Огородникова [127] и др.) этот критерий позволяет получить более точное описание физического состояния материала с точки зрения двойственной природы пластической деформации (накопление поврежденности с одной стороны и возникновение упрочнения – с другой).

В общем виде аналитическое описание программы нагружения может быть представлено в виде схемы, показанной на рис. 4.17.

Аналитически каждый участок программы нагружения может быть аппроксимирован функциональной зависимостью вида $\Lambda = a e^{b\Pi} + c$.

Для расчета параметров состояния важным является оценка влияния формы участков квазимонотонной деформации программы нагружения на значения этих параметров.

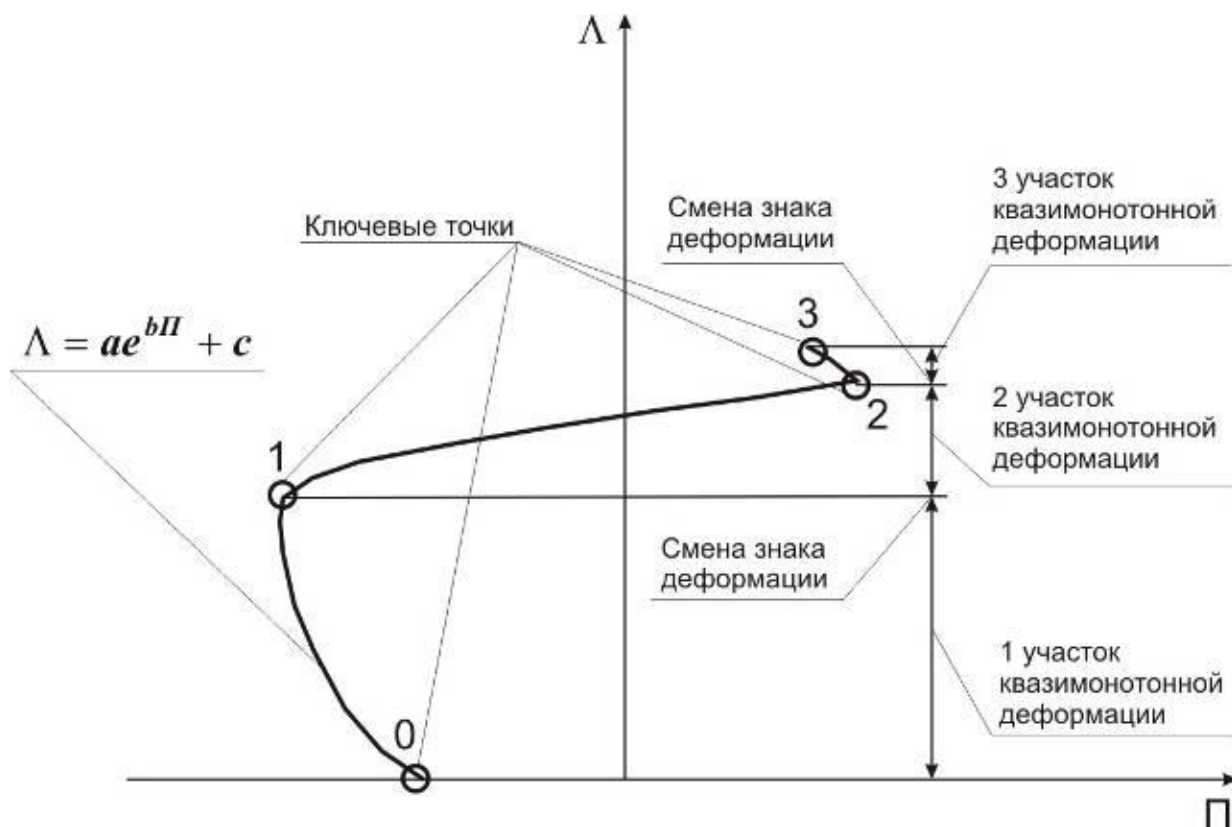


Рис. 4.17. Схема программы нагружения

Рассмотрим участки программ нагружения, ключевые точки которых совпадают, а форма отличается:

- ПН_{пр} – программа нагружения, которая проходит через ключевые точки по прямой;
- ПН₊ – более "жесткая" программа нагружения;
- ПН₋ – более "мягкая" программа нагружения.

Порядок построения "мягких" и "жестких" программ нагружения иллюстрируется на рис. 4.18. Точки программы ПН_{пр} определяют по уравнению прямой, проходящей через заданные ключевые точки. Точки программы ПН₊ получают путем сдвига в направлении увеличения показателя схемы напряженного состояния (в более "жесткую" область).

Точки программы ПН₋ получают путем сдвига в направлении уменьшения показателя схемы напряженного состояния (в более "мягкую" область). Величина сдвига тем больше, чем ближе точка к середине участка программ нагружения.

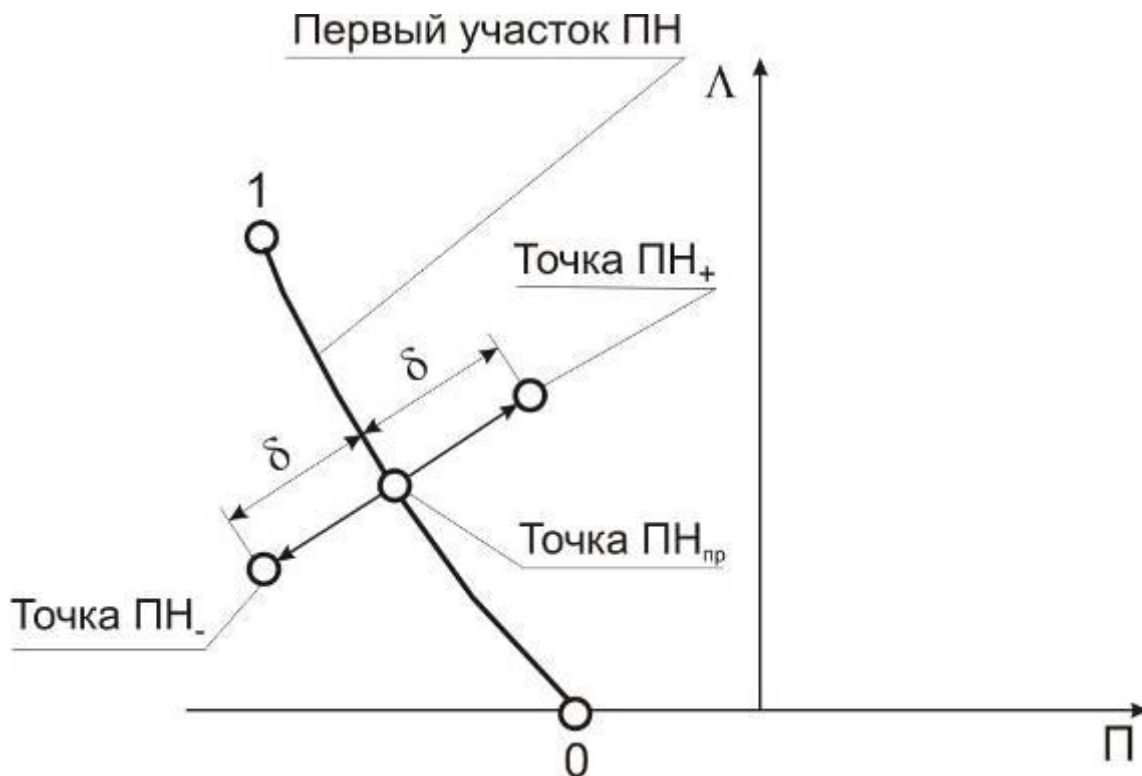


Рис. 4.18. К построению "мягких" и "жестких" программ нагружения

Полученные таким образом модельные программы нагружения показаны на рис. 4.19.

В работе было проведено аналитическое исследование влияния формы программы нагружения на показатель исчерпания запаса пластичности. Результаты показаны на рис. 4.20. По оси абсцисс отложено суммарное отклонение точек соответствующей программы нагружения от точек ПН_{пр}. Для каждого отклонения было получено две точки, верхняя точка соответствует программе нагружения, сдвинутой в более жесткую область (ПН₊), нижняя точка – в мягкую область (ПН₋).

Анализ полученных результатов показывает, что форма программы нагружения оказывает существенное влияние на расчетное значение степени исчерпания запаса пластичности. Так, уже при минимальном отклонении

программы нагружения ($\delta=0,1$) значение Ψ изменяется более чем на 7%. При дальнейшем увеличении отклонения δ разница между Ψ , рассчитанному по программам нагружения ПН₊ и ПН₋, может увеличиться более чем в два раза.

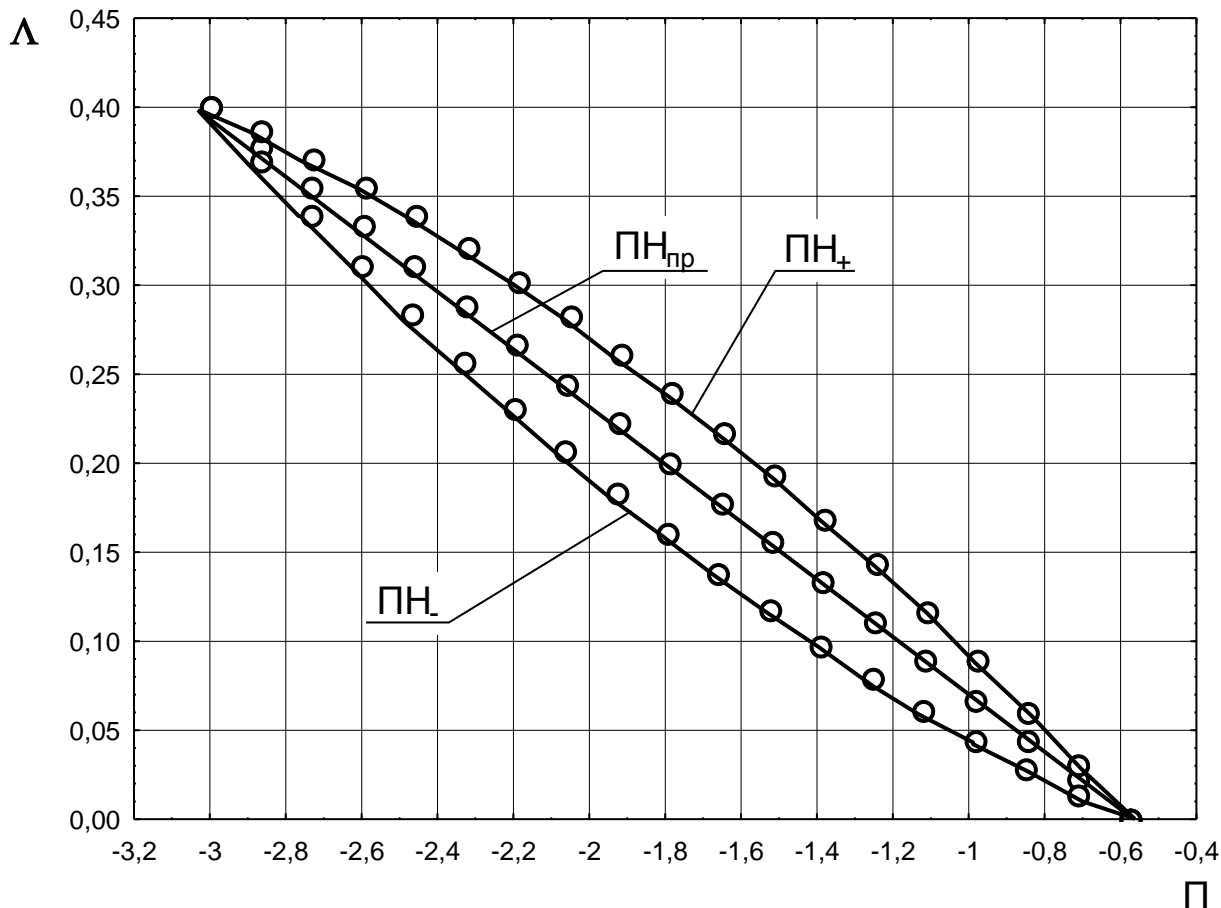


Рис. 4.19. Участки программ нагружения с совпадающими ключевыми точками и несовпадением формы

Изменение степени истощения запаса пластичности тем больше, чем больше точек на данном участке программы нагружения, в которых производится расчет мгновенных значений Ψ .

Таким образом, для достоверной оценки степени истощения запаса пластичности описания программы нагружения в категориях ключевых точек недостаточно. Необходимо получить модели взаимосвязи между геометрическими параметрами очага деформации и коэффициентами аппроксимации участков программы нагружения.

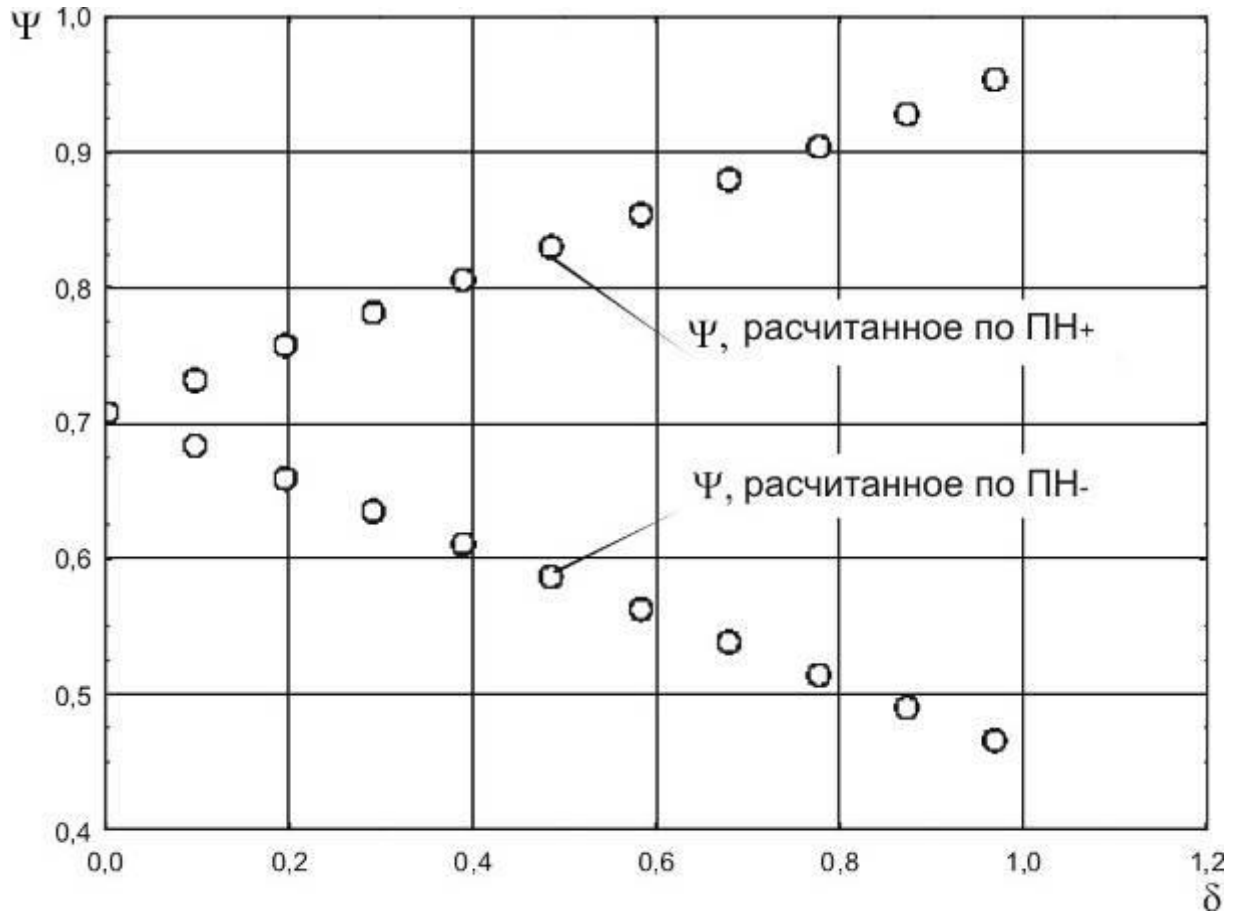


Рис. 4.20. Значения степени истощения запаса пластичности при изменении формы программы нагружения

Предварительный анализ показывает, что аппроксимация участков программы нагружения в общем виде возможна с помощью следующих функций:

$$A = a_{ij}^{ПН} \exp(b_{ij}^{ПН} \Pi) + c_{ij}^{ПН}, \quad A = a_{ij}^{ПН} \exp(b_{ij}^{ПН} \Pi^2) + c_{ij}^{ПН}, \quad (4.4)$$

где $a_{ij}^{ПН}$, $b_{ij}^{ПН}$ и $c_{ij}^{ПН}$ – коэффициенты аппроксимации.

Имея значения показателя напряженного состояния и степени деформации сдвига в двух ключевых точках можно определить только два коэффициента в зависимостях (4.4) – $a_{ij}^{ПН}$ и $b_{ij}^{ПН}$.

Зависимость значений коэффициента $c_{ij}^{ПН}$ от мощности очага деформаций w , который характеризует интенсивность пластического течения, показана на рис. 4.21.

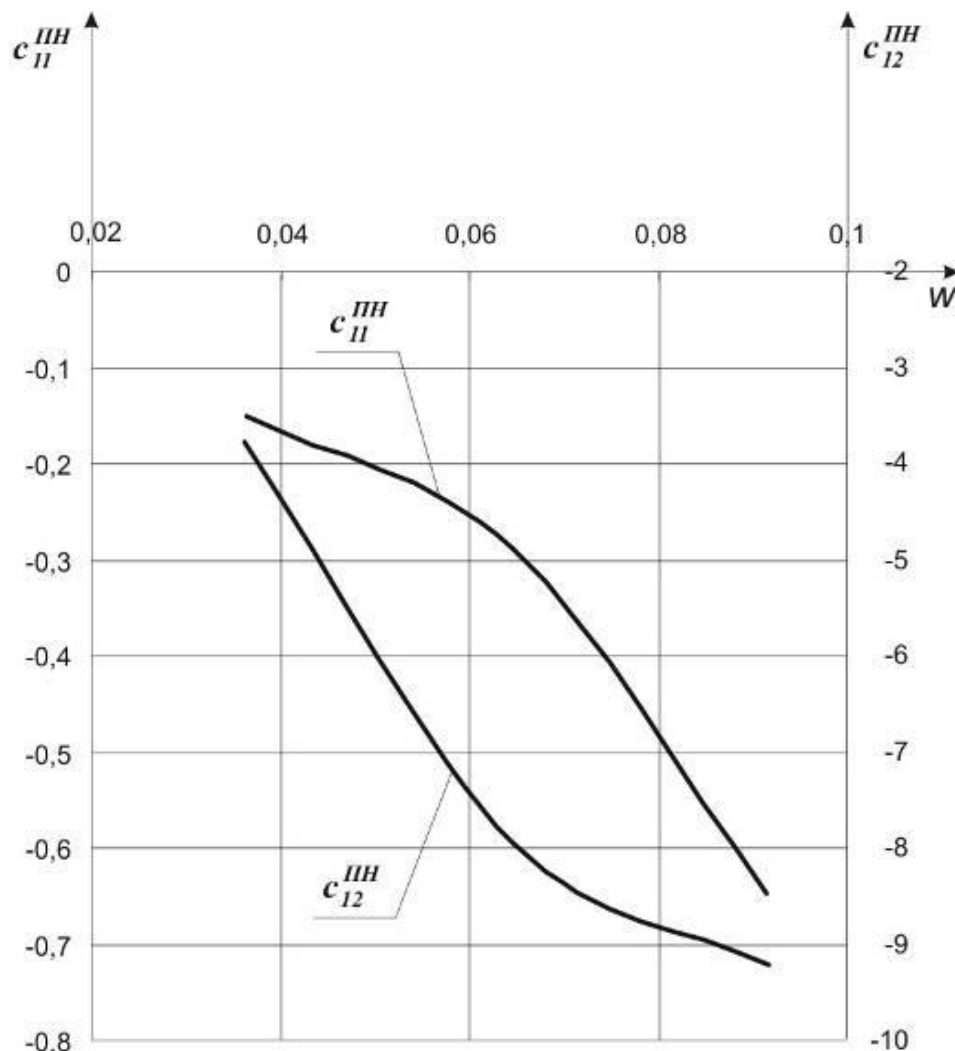


Рис. 4.21. Зависимость коэффициентов $c_{ij}^{ПН}$ от мощности очага деформации

Анализ результатов показывает, что коэффициенты $c_{ij}^{ПН}$ с уменьшением мощности очага по абсолютному значению убывают.

Для описания зависимости коэффициентов $c_{11}^{ПН}$ и $c_{12}^{ПН}$ от параметров очага деформации предлагается использовать выражение в виде

$$c_{ij}^{ПН} = a_{c_{ij}^{ПН}} (dh_{\epsilon})^{b_{c_{ij}^{ПН}}} \quad (4.5)$$

Зная коэффициент $c_{ij}^{ПН}$ и значения показателя напряженного состояния и степени деформации сдвига в двух ключевых точках можно определить и другие коэффициенты. Значение коэффициента $b_{ij}^{ПН}$ определяется численным решением уравнения

$$\frac{\Lambda_1 - c_{ij}^{ПН}}{\Lambda_2 - c_{ij}^{ПН}} = \frac{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_1)}{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_2)}; \quad \frac{\Lambda_1 - c_{ij}^{ПН}}{\Lambda_2 - c_{ij}^{ПН}} = \frac{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_1^2)}{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_2^2)} \quad (4.6)$$

Коэффициент $a_{ij}^{ПН}$ можно определить как

$$a_{ij}^{ПН} = \frac{\Lambda_1 - c_{ij}^{ПН}}{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_1)}; \quad a_{ij}^{ПН} = \frac{\Lambda_1 - c_{ij}^{ПН}}{\exp(b_{ij}^{ПН} \Pi_1^2)} \quad (4.7)$$

Для аналитического определения структурного состояния металла поверхностного слоя как результата действия программы нагружения ранее были предложены общие аналитические модели

$$\begin{aligned} \Lambda_{МО} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{ПФ}) \\ \xi_{МО} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \Lambda_{ПФ}) \\ \Lambda(\Pi) &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}), \\ \delta_{МО} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \delta_{НО}, \Lambda_{ПФ}, \Lambda_{МО}, \xi, \Lambda(\Pi)) \\ \gamma_{МО} &= f(\{\vartheta_1, \vartheta_2, \vartheta_3, \dots\}, \gamma_{НО}, \Lambda_{ПФ}, \Lambda_{МО}, \xi, \Lambda(\Pi)) \end{aligned} \quad (4.8)$$

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

Для практического представленных выражений необходимо получить результаты экспериментальных исследований, выполнение которых планируется в рамках реализации последующих этапов данного проекта.

4.3. Формирование программ нагружения на стадии механической обработки резанием и ППД

Коллективом исполнителей проекта ранее было определен вид программ нагружения для традиционных методов механической обработки, таких как резание и ППД. В соответствии с принятыми гипотезами и допущениями, при разработке аналитического аппарата для расчета программ нагружения на стадии резания значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках ПН могут быть определены с учетом функций подобия. Функции подобия позволяют учитывать особенности формирования механического состояния поверхностного слоя на стадии резания по сравнению со стадией ППД.

Для аналитического описания функций подобия проводились экспериментальные исследования формирования программ нагружения на стадии резания. Компоненты напряженно-деформированного состояния и накопленные параметры механического состояния оценивались с использованием метода делительных сеток (МДС), которые получали с использованием метода визиопластичности. Также программы нагружения рассчитывались с использованием метода конечных элементов, что позволило сопоставить аналитические и экспериментальные результаты.

В качестве примера на рисунке 4.22 показана деформированная делительная сетка, на рисунке 4.23 – интенсивность напряжений, рассчитанная с помощью метода конечных элементов для этого же образца.

На рисунке 4.24 приведены компоненты тензора напряжений вдоль критической линии тока, на рисунке 4.25 – компоненты тензора скоростей деформаций рассчитанные как с применением МДС, так и с применением МКЭ.

Интегральные показатели напряженного состояния (среднее нормальное напряжение σ , интенсивность касательных напряжений T и показатель напряженного состояния P) показаны на рисунке 4.26.

Мгновенные значения интегральных показателей деформированного состояния (интенсивность скоростей деформаций сдвига H и степень деформации сдвига A) показаны на рисунке 4.27.

Анализ полученных результатов показывает высокую степень соответствия результатов, полученных методами делительных сеток и конечных элементов. Максимальная погрешность значений не превышает 15%.

Полученные значения степени деформации сдвига и показателя напряженного состояния в ключевых точках программ нагружения указаны в таблице 4.1.

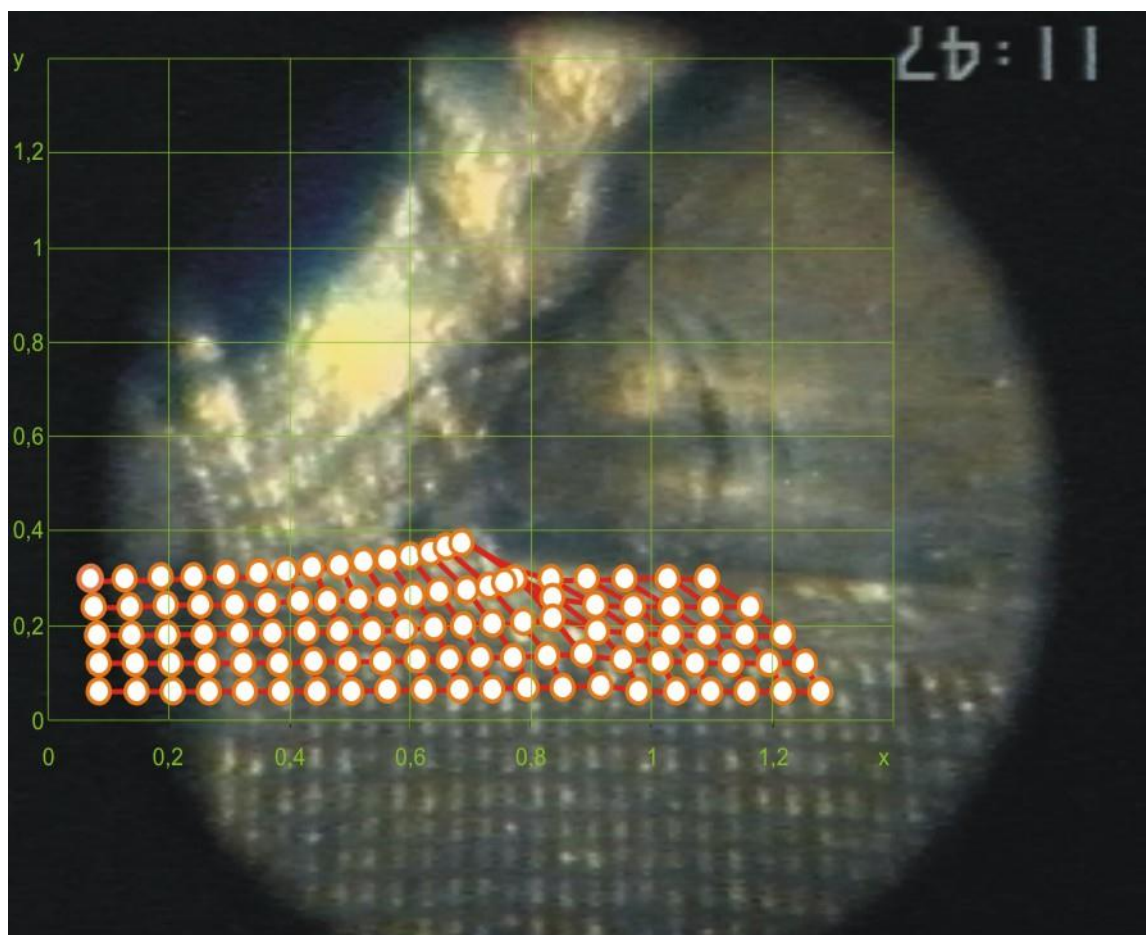


Рис.4.22 – Деформированная делительная сетка для образца №16

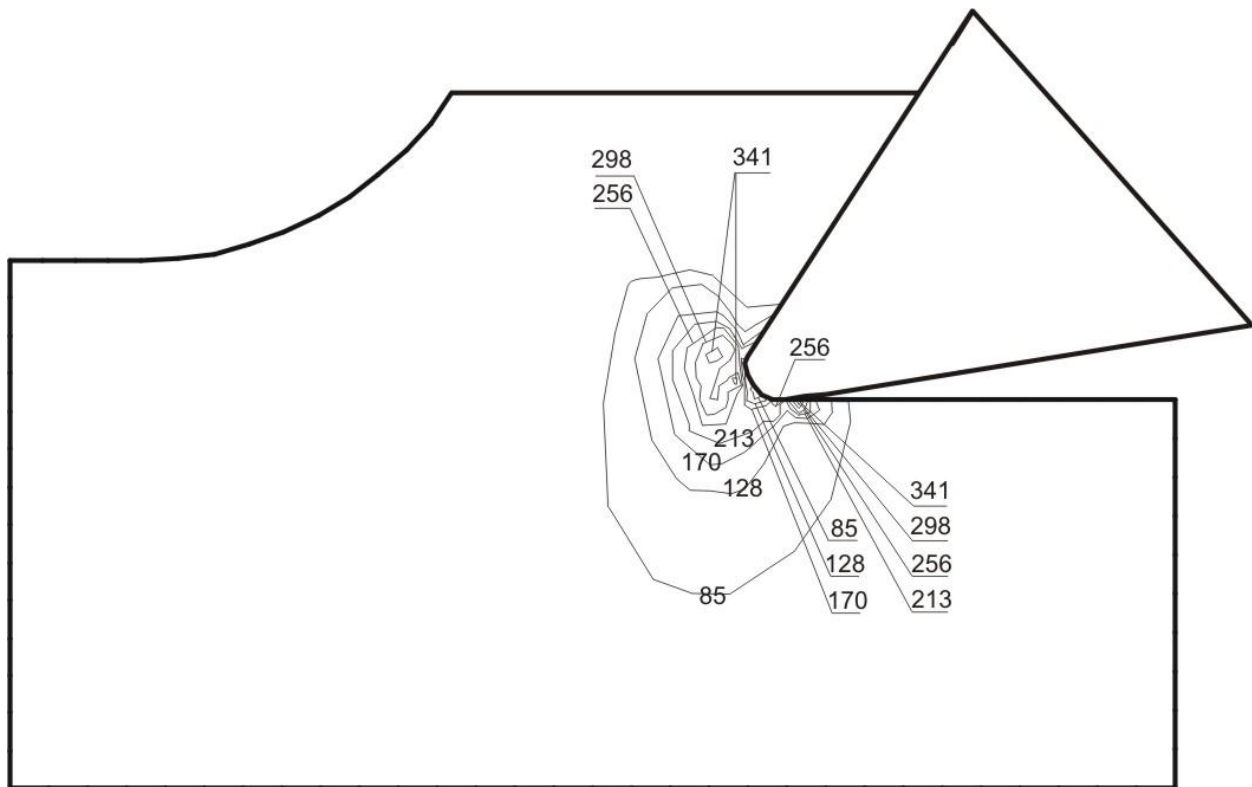


Рис. 4.23 – Интенсивность напряжений, рассчитанная с применением МКЭ, МПа

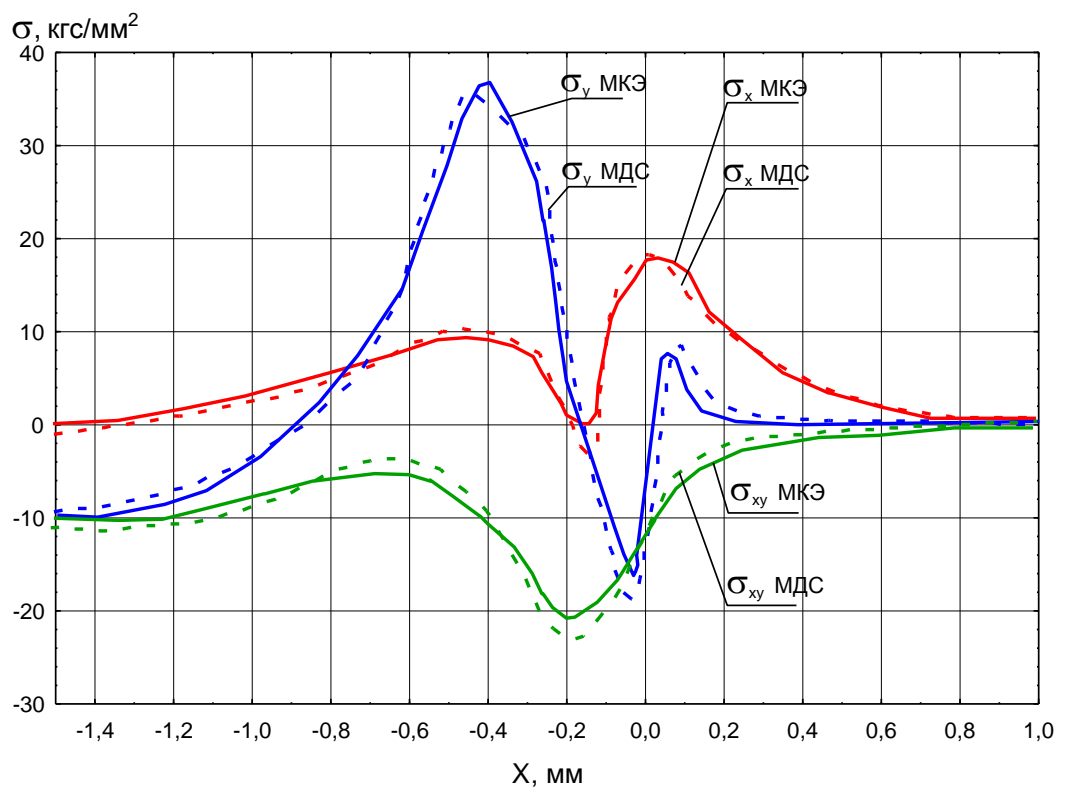


Рис. 4.24 – Компоненты тензора напряжений вдоль критической линии тока

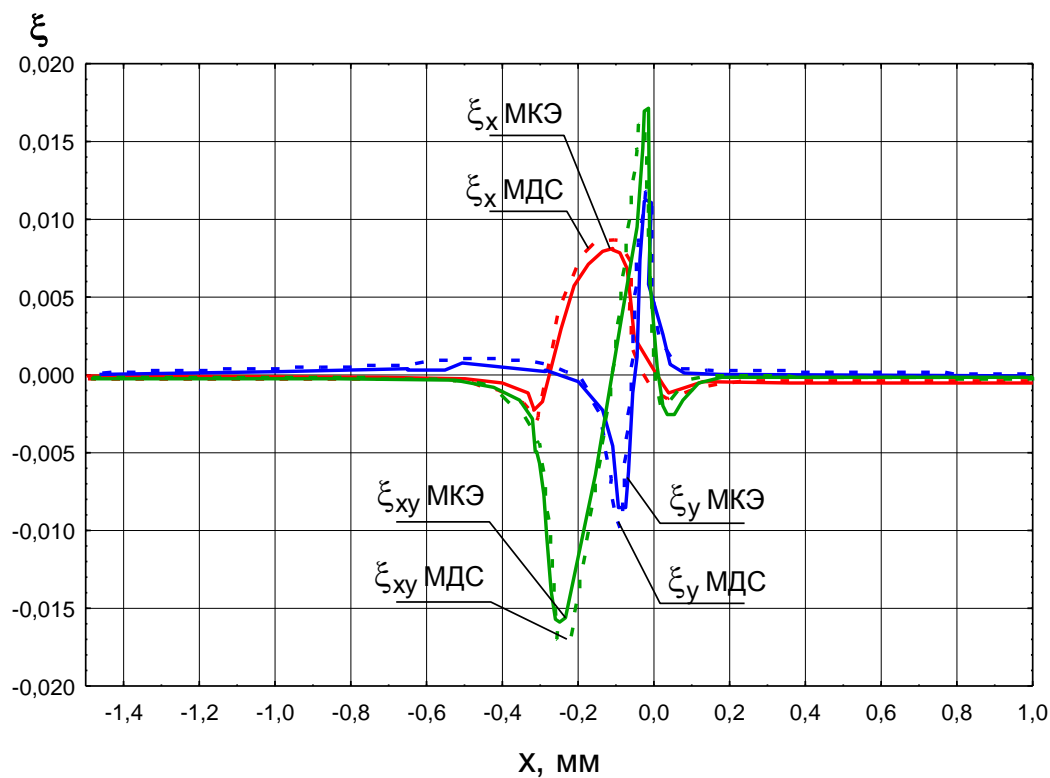


Рис. 4.25 – Компоненты тензора скоростей деформаций вдоль критической линии тока

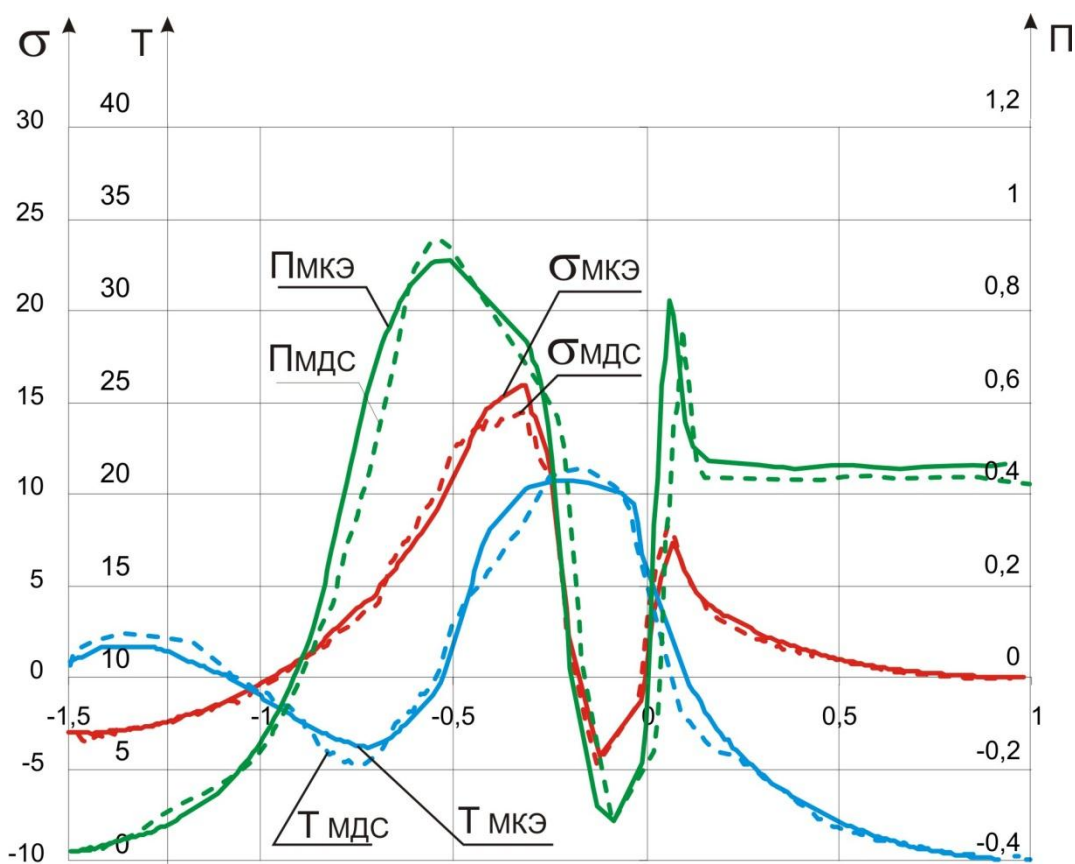


Рис. 4.26 – Значения интегральных показателей напряженного состояния вдоль критической линии тока

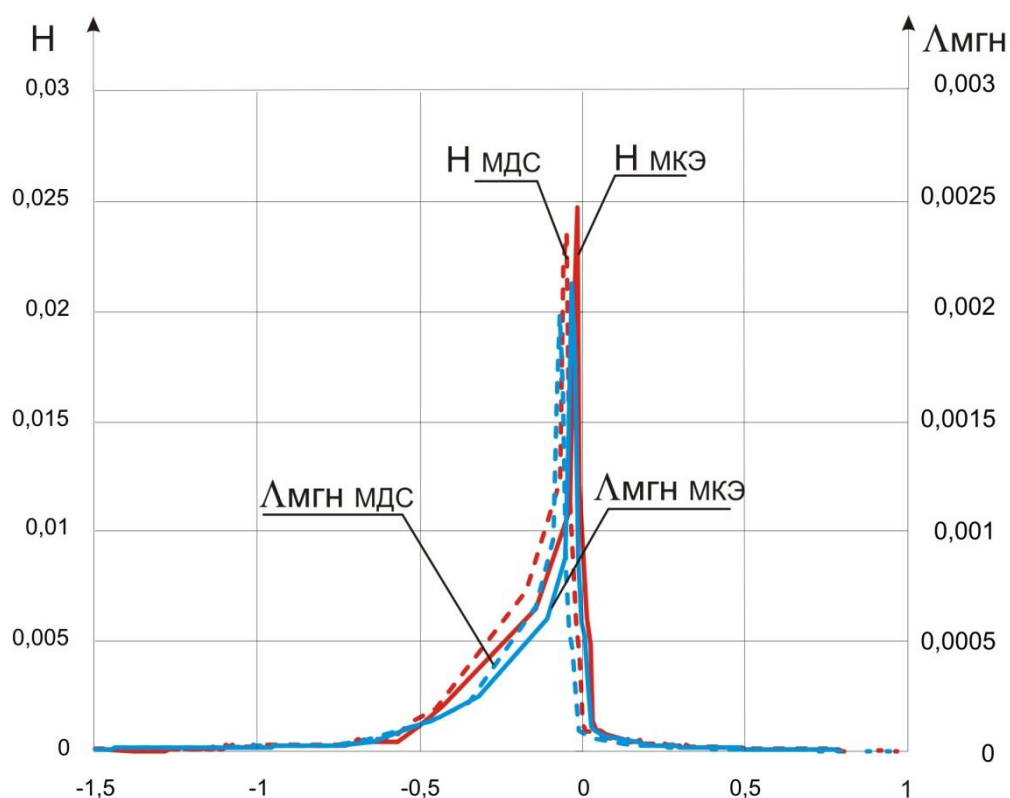


Рис. 4.27 – Мгновенные значения интегральных показателей деформированного состояния вдоль критической линии тока

Программа нагружения стартует с положительных значений Π_0 , при этом увеличение глубины срезаемого слоя приводит к увеличению начального значения показателя напряженного состояния. Эта особенность программы нагружения связана с формированием зоны растягивающих напряжений в области между критической линией тока и линией сдвига при резании.

При некоторых режимах резания, характеризующихся малой интенсивностью пластического течения значение показателя напряженного состояния в конце первого участка квазимонотонной деформации не переходит в отрицательную область.

Обращает также на себя внимание относительно большее значение накопленной степени деформации сдвига на втором этапе квазимонотонной деформации.

На рисунках 4.28 – 4.29 показаны экспериментальные и аналитические (модельные) программы нагружения, возникающие при обработке резанием образцов. Экспериментальные программы нагружения получены по компонентам НДС с использованием метода делительных сеток.

На рисунках 4.30 – 4.31 приведены экспериментальные и аналитические программы нагружения, возникающие при обработке ППД. Экспериментальные программы нагружения получены путем моделирования процесса обкатывания методом конечных элементов, при этом в качестве граничных условий использовались профилограммы очагов деформации.

Анализ полученных результатов показывает, что экспериментальные и аналитические программы нагружения при резании показывают высокую степень соответствия. Максимальная относительная погрешность точек программы нагружения на участках программ нагружения не превышает 9%.

На первом этапе квазимонотонной деформации точки аналитической программы нагружения, в целом, смещаются в область более "жестких" значений. На втором участке программы нагружения смещение точек программы нагружения происходит как в более "жесткую" (при больших значениях w), так и в более "мягкую" область (при меньших значениях w).

Экспериментальные и аналитические программы нагружения на стадии ППД также хорошо соотносятся между собой. Исключение составляют программы нагружения для образца №806, причина несколько большего расхождения заключается в некотором "смазывании" очага деформации при отстреле деформирующего ролика в процессе экспериментальных исследований.

Также некоторые отличия присутствуют в зонах смены направления деформирования. Для экспериментальных программ нагружения характерно более плавное изменение направления программ нагружения, что объясняется особенностями методики моделирования процесса обкатывания методом конечных элементов.

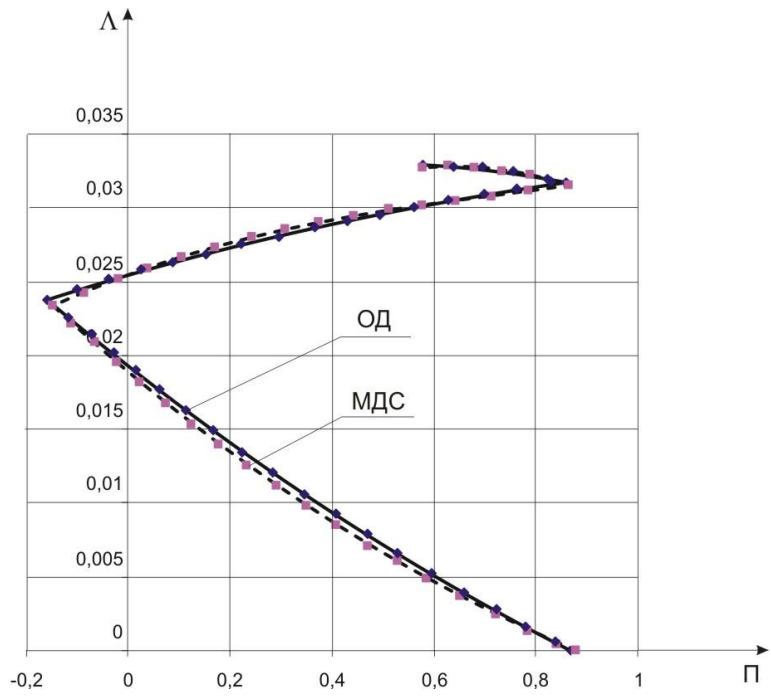


Рис. 4.28 – Экспериментальная (МДС) и аналитическая (ОД) программа нагружения при резании (образец №12)

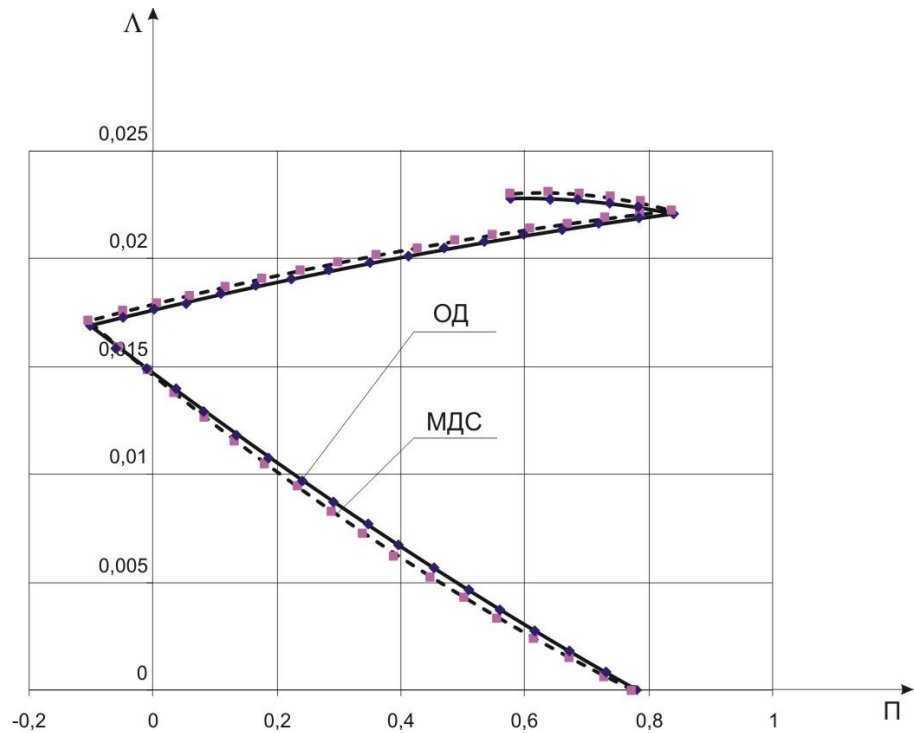


Рис. 4.29 – Экспериментальная (МДС) и аналитическая (ОД) программа нагружения при резании

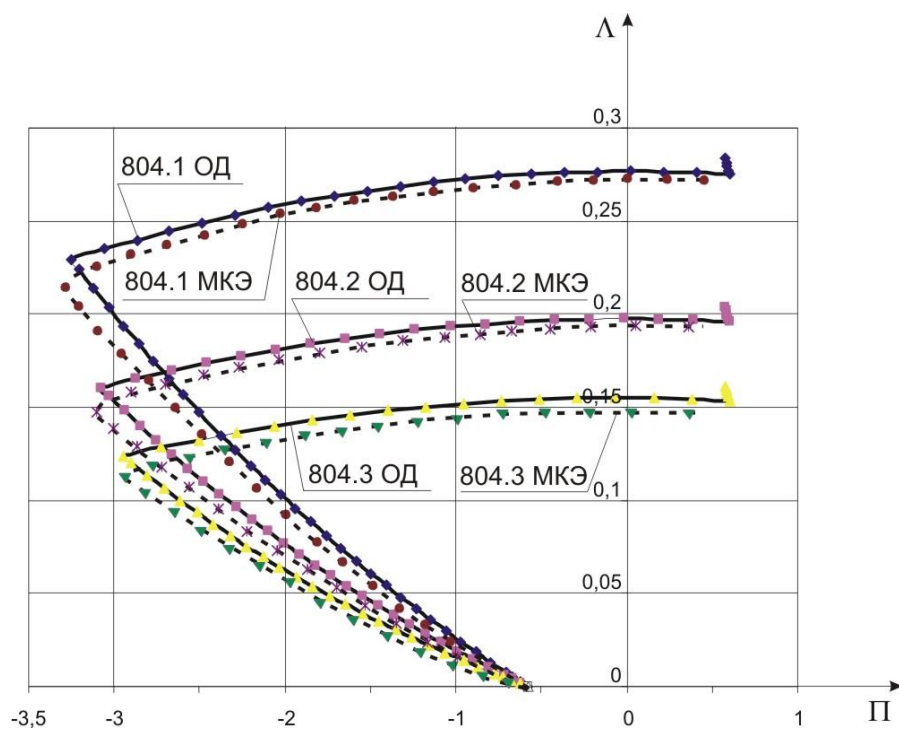


Рис. 4.30 – Экспериментальная (МКЭ) и аналитическая (ОД) программа нагружения при ППД

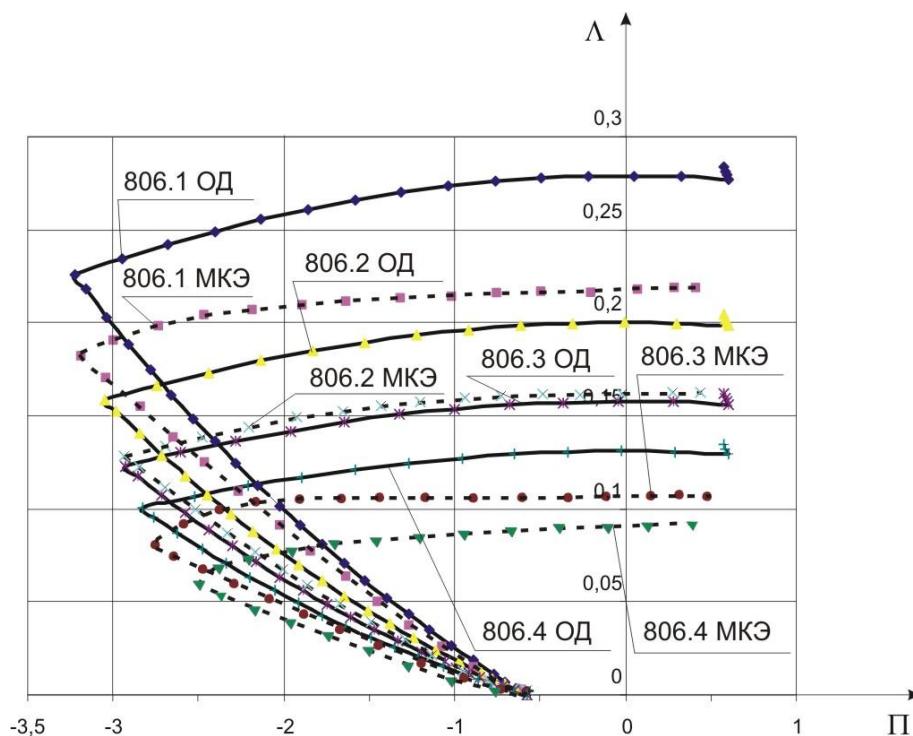


Рис. 4.31 – Экспериментальная (МКЭ) и аналитическая (ОД) программа нагружения при ППД

Анализ программ нагружения при традиционных методах размерной и упрочняющей обработки показал их несоответствие с программой

нагрузки при получении объёмных наноструктурированных материалов. Данное несоответствие приводит к выводу что при проектировании технологических процессов необходимо обеспечивать режимы обработки, реализующие заданную программу нагрузки, либо разрабатывать новые технологические методы которые будут обеспечивать реализацию заданной программы нагрузки непосредственно при размерной обработке, или технологические способы последующей упрочняющей обработки которые позволят восстановить наноструктурное состояние.

4.4. Моделирование закономерностей формирования напряженно-деформированного состояния при интенсивной пластической деформации металла в процессе упрочняющей обработки поверхностного слоя роликом специального профиля

В рамках проведения исследований коллективом исполнителей предложен способ упрочняющей обработки которым возможно реализовать программу нагрузки сходную с программами нагрузки при ИПД.

В рамках проведения исследований осуществлялось моделирование упрочняющей обработки поверхностного слоя поверхностным пластическим деформированием с применением роликов специального профиля. В настоящее время проводится подготовка документов к патентованию конструкции данных роликов.

При моделировании напряженно-деформированного состояния металла поверхностного слоя использовались ролик специального профиля, представляющий собой комбинацию 2-х близкорасположенных инденторов, имеющих относительно друг друга некоторое смещение в радиальном направлении (рис. 4.32).

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

Второй деформирующий элемент также имел профильный радиус $R_{np} = 1$ мм и имел смещение относительно 1-ого элемента в радиальном направлении на величину 0,03 мм. Таким образом, действительный натяг 2-го элемента относительно поверхности составил $h_0 = 0,05$ мм.

Расстояние между вершинами деформирующих элементов составило 0,733 мм. Вследствие этого, волна деформированного металла, возникающая от воздействия второго деформирующего элемента, располагалась в задней зоне очага пластической деформации, созданного первым деформирующим элементом.



Рис. 4.32. Постановка конечно-элементного моделирования обработки роликом специального профиля

Для определения компонентов напряженно-деформированного состояния использовался метод конечных элементов (МКЭ), сущность которого заключается в разбиении моделируемого тела на конечные элементы и составлении систем уравнений из условия равновесия приложенных внешних сил и реакции системы конечных элементов. Решение

сформированной системы уравнений позволяет получить перемещения и компоненты напряженно-деформированного состояния в узлах конечно-элементной модели. Основными достоинствами метода конечных элементов являются его универсальность и высокая точность полученных решений.

В соответствии с принятыми постановками моделирования создавались конечно-элементные модели, состоящие из обрабатываемой детали и внедряемого в нее ролика специальной формы. Деталь моделировалась как упругопластическое тело, а ролик – как абсолютно жесткое [128].

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

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

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

По мнению В.М. Смелянского, степень деформации ПС в процессах ППД взаимосвязана с размерами продольной волны. В пользу такой точки зрения автор приводит ряд аргументов [120, 121]:

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

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

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

Плоско-деформированная постановка предполагает, что деформации возникают только в рассматриваемой плоскости, а тензор напряжений является условно объемным [129].

Начальными и граничными условиями для моделирования являлись физические и механические свойства металла: модуль Юнга E , плотность ρ , коэффициент Пуассона ν , коэффициент трения η , кривая течения $\sigma = \sigma(\varepsilon)$, диаграмма пластичности $A_p = A_p (l)$, режим упрочняющей обработки, а также форма и геометрические размеры очага деформации, возникающего от воздействия инденторов (табл. 4.7.).

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

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

Таблица 4.7

Физические и механические свойства металла, параметры кривой течения (сталь 45)

Модуль Юнга	E , МПа	2×10^{11}
Плотность	ρ , кг/м ³	7800
Коэффициент Пуассона	ν	0,3
Коэффициент трения	η	0,21
Экстраполированный предел текучести	$\sigma_{эм}$, МПа	$3,66 \times 10^8$
Тангенциальный модуль	$T_{мод}$, МПа	$2,596 \times 10^6$

Поверхность детали моделировалась с очагом деформации, а при нагружении индентор смещался вдоль оси x на величину подачи, которая составляла $S = 0,1$ мм (рис. 4.33).

В результате конечно-элементного моделирования были получены:

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

$$[U]_{xyz} = \begin{pmatrix} U_x & 0 & 0 \\ 0 & U_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \quad (4.22)$$

- распределения компонент тензора напряженного состояния, главных напряжений:

$$[T\sigma]_{xyz} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix}, \quad (4.23)$$

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

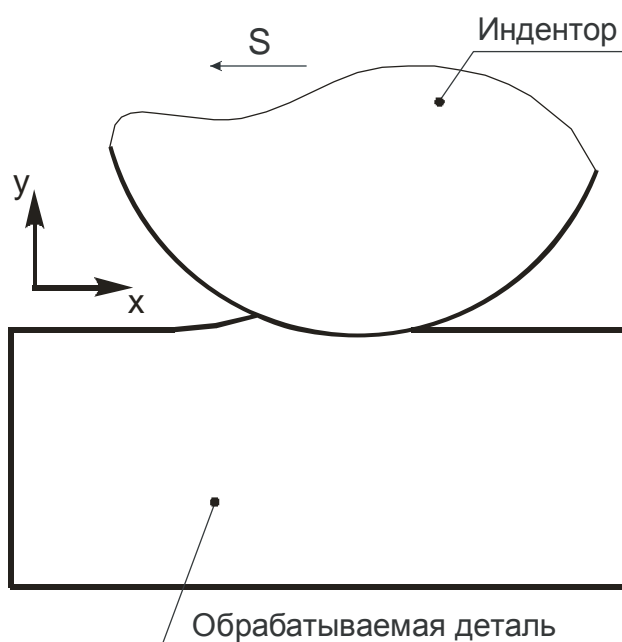


Рис. 4.33. Варианты постановки задачи моделирования

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

Для решения задачи пересчета полученных параметров НДС из узловых точек конечно-элементной модели в точки линий тока и расчета

параметров механического состояния в этих точках был адаптирован и использован алгоритм, разработанный В.М. Смелянским и реализованный в виде программного продукта А.А. Кречетовым и В.Ю. Блюменштейном. Данный алгоритм включает [120, 130-132]:

1. Определение координат точек линий тока на основе смещений узлов конечно-элементной модели, обусловленных пластическим течением металла;

2. Перерасчет параметров напряженно-деформированного состояния, полученных методом конечных элементов, из узлов конечно-элементной модели в точки линий тока;

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

Для автоматизированного расчета указанных параметров использовалась программа «Наследственная механика поверхностного слоя деталей машин», реализующая вышеописанный алгоритм [132].

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

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

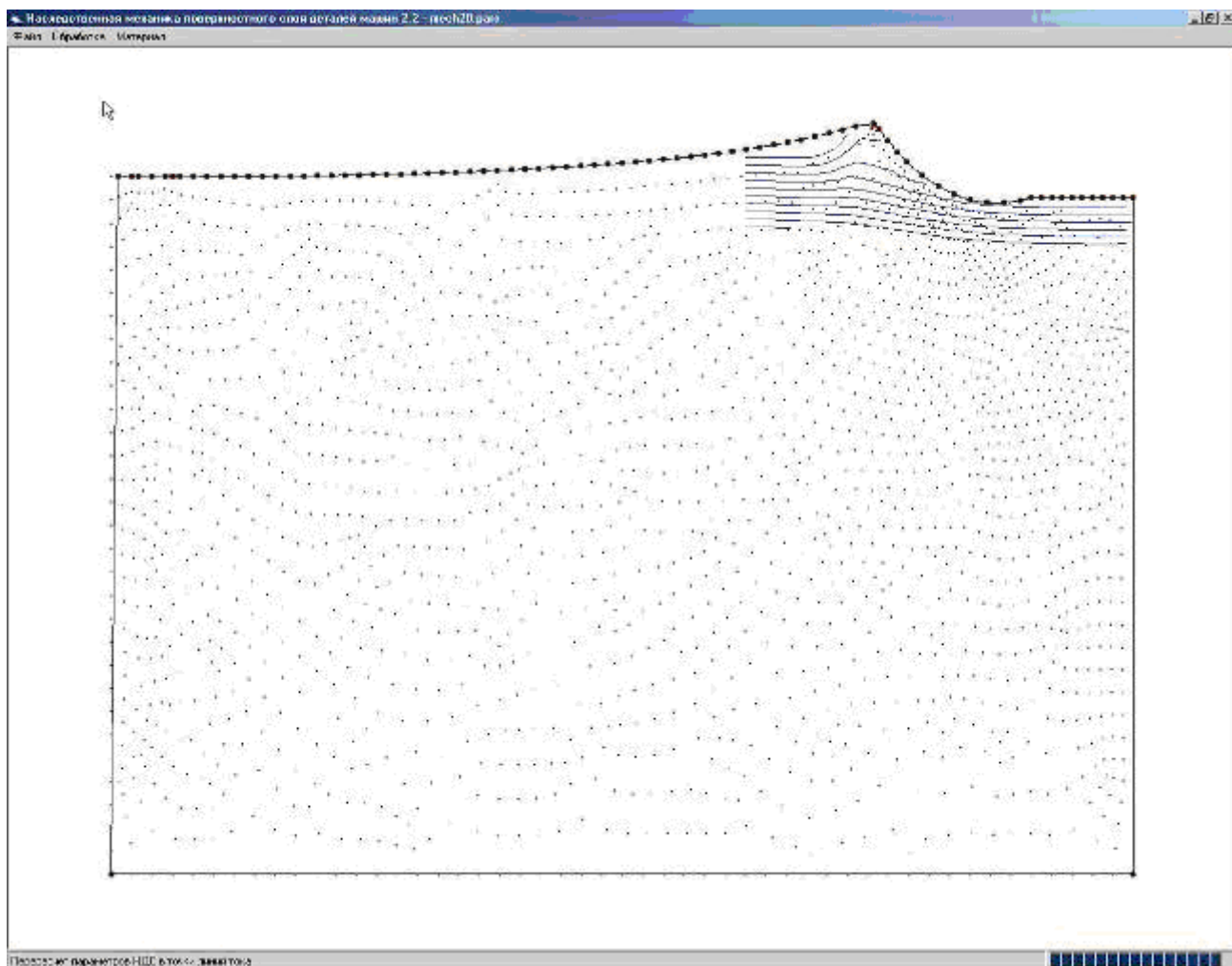


Рис. 4.34. Окно определения координат и расчета параметров механического состояния в точках линий тока [132]

В процессе работы программа рассчитывает координаты точек линий тока и определяет распределения компонент напряжений, накопленных параметров механического состояния как вдоль линий тока, так и по глубине поверхностного слоя (рис. 4.34).

По окончании расчета имеется возможность сохранения результатов в формате Microsoft Excel.

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

Для получения представлений о кинетике накопления деформации и исчерпания запаса пластичности на основе использования описанного выше

алгоритма, были определены координаты точек линий тока, в которых рассчитаны параметры напряженно-деформированного состояния [120, 130].

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

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

Картина напряженно-деформированного состояния для ролика со специальным профилем представлена на рис. 4.35. – 4.36.

Установлено, что наибольшие сжимающие напряжения (рис. 4.35, а-г) по всем осям локализованы в зоне передних контактных поверхностей деформирующих элементов.

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

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

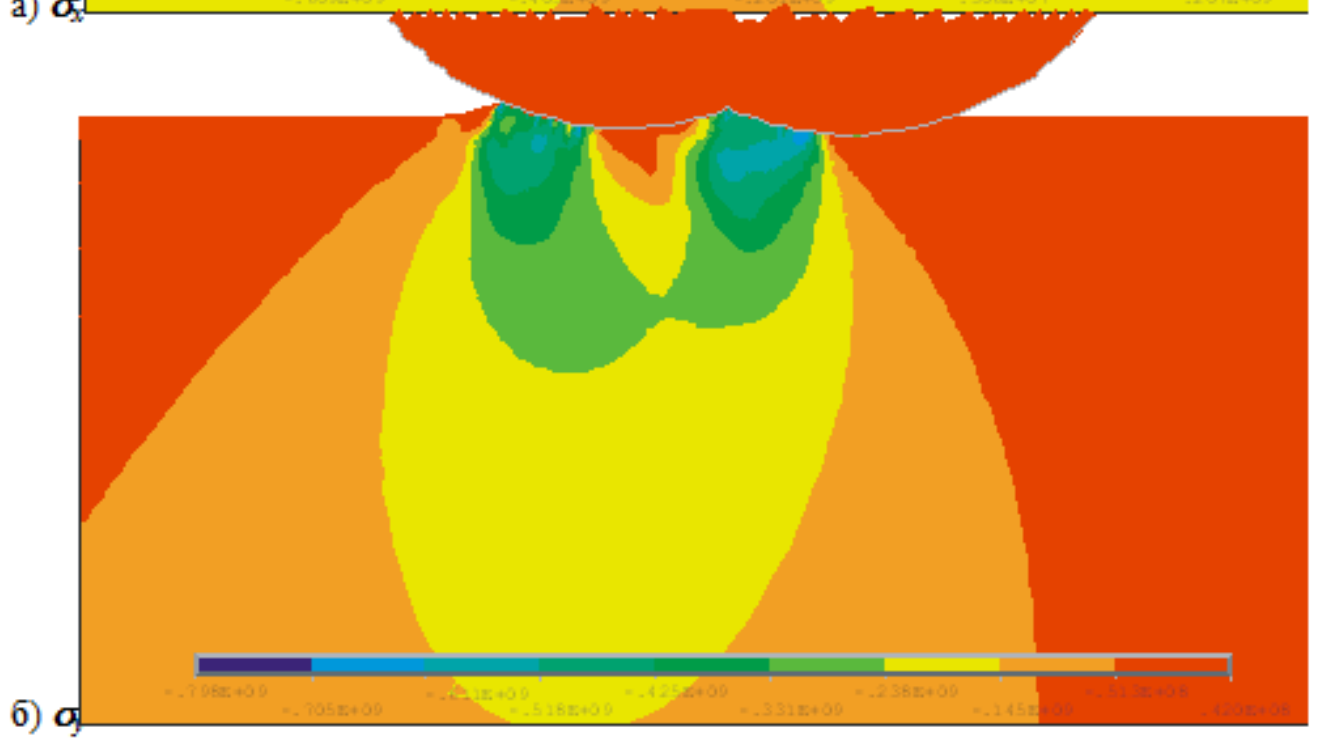
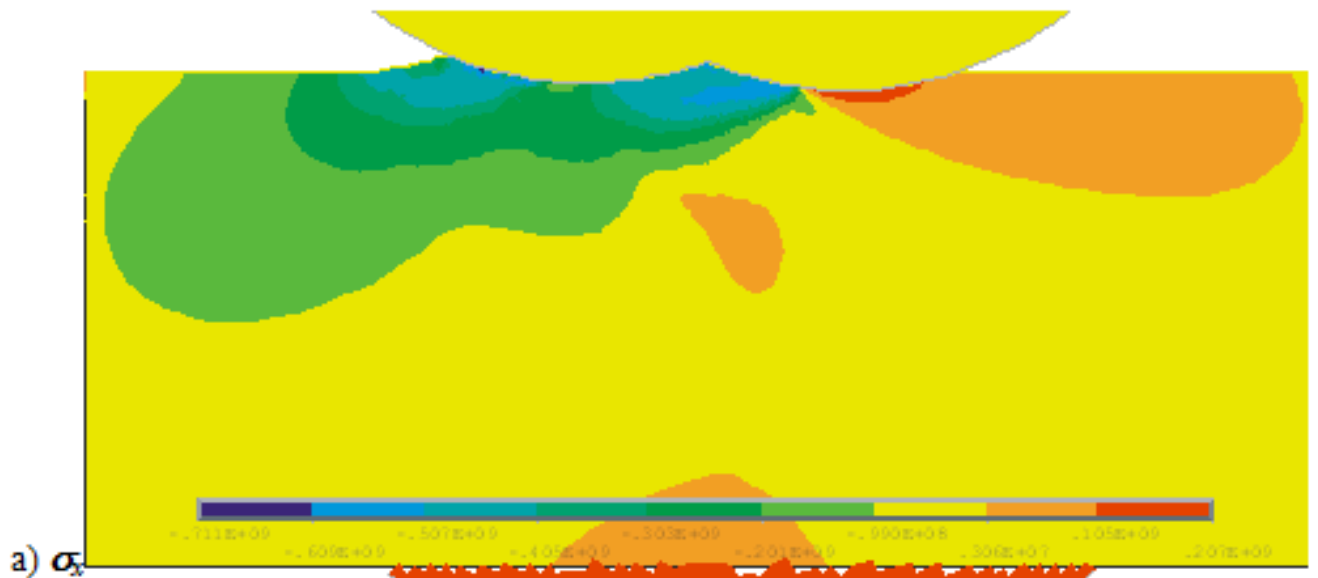
Наибольшие растягивающие напряжения величиной до 210 МПа возникают в осевом направлении в зоне задней контактной и внеконтактной поверхностей 2-го деформирующего элемента. Значительных, более 50 МПа , растягивающих напряжений в других направлениях не наблюдается.

Касательный компонент σ_{xy} в целом традиционно характеризуется меньшими значениями напряжений, лежащими в диапазоне $-210 \dots 150 \text{ МПа}$.

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

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

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



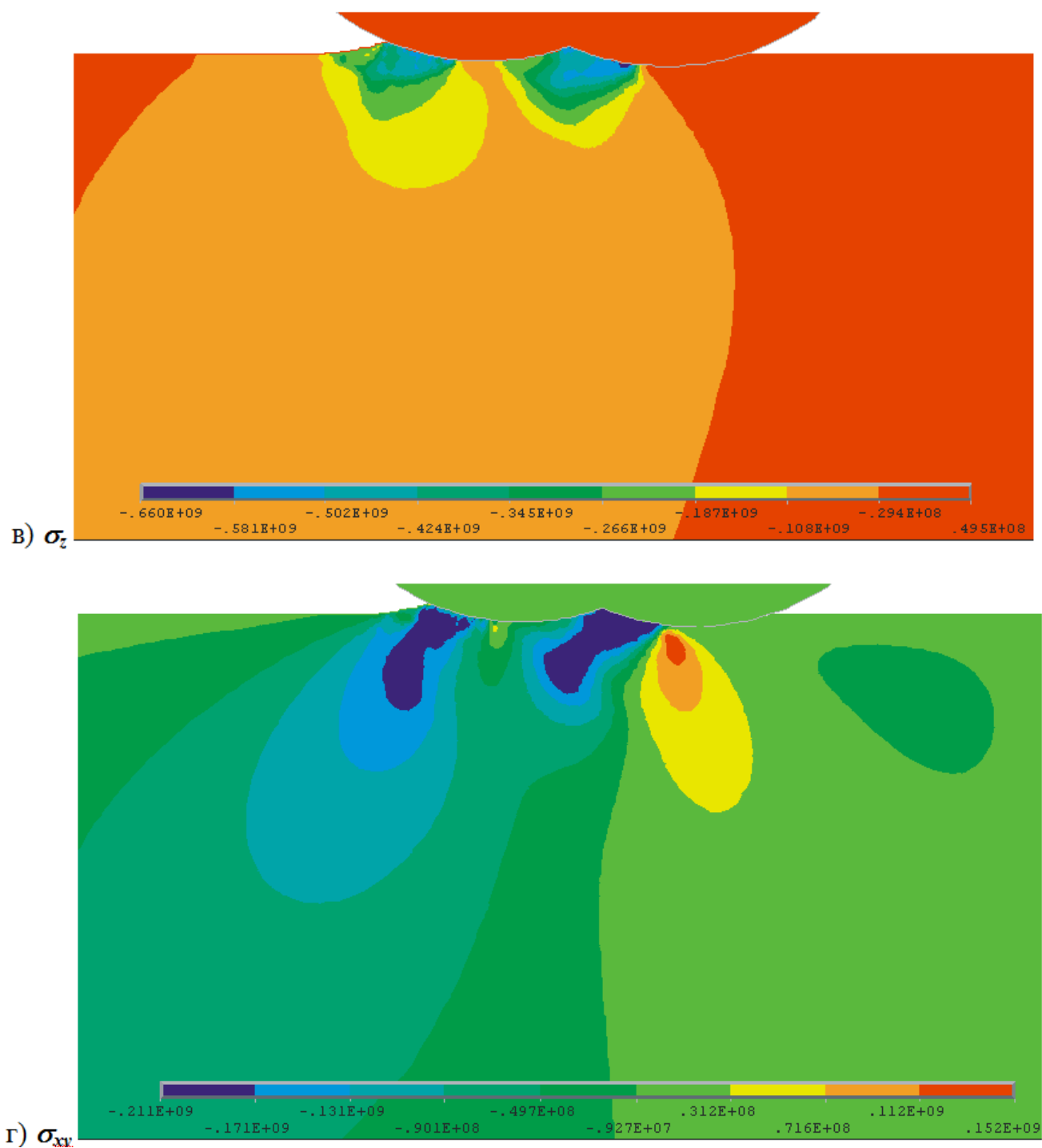


Рис. 4.35. Распределение компонент напряженного состояния (Па)

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

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

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

Относительная деформация в основном локализована в области передних контактных и внеконтактных поверхностей деформирующих элементов (рис. 4.36, а-в). Нормальный ε_x и касательный ε_{xy} компоненты в целом характеризуются отрицательными значениями, а компонент ε_y – положительными. Наибольшие абсолютные значения имеет относительная деформация сдвига ε_{xy} (рис. 4.36, в).

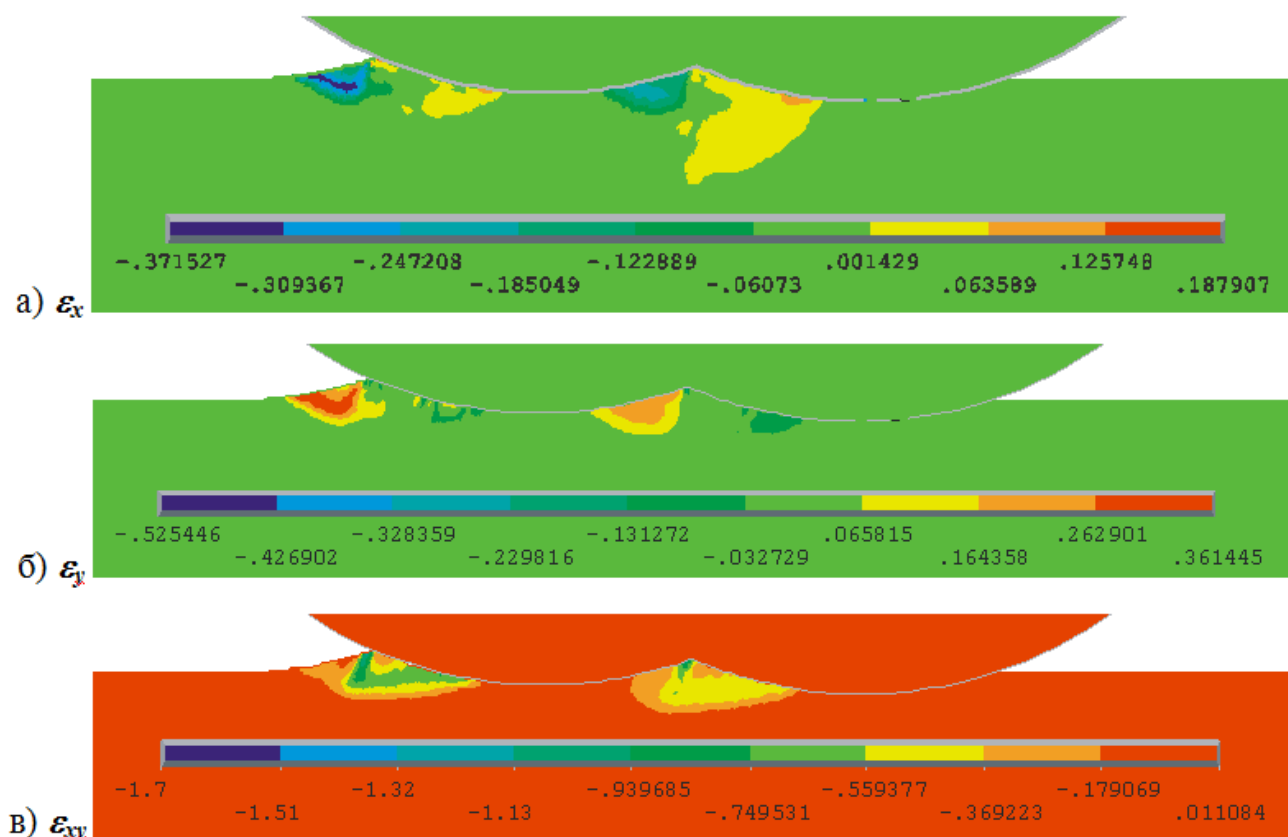


Рис. 4.36. Распределение компонент относительных деформаций

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

Анализ показал, что при обработке роликом специального профиля накопление деформации и исчерпание запаса пластичности носит двухступенчатый характер. При этом накапливаются сравнительно значительные степени деформации сдвига $\Lambda = 3..3,2$ при докритических значениях степени исчерпания запаса пластичности $\Psi = 0,6..0,7$ (рис. 4.37). Рост накопленных параметров практически прекращается в районе вершины 2-го деформирующего элемента.

Соотношение итоговых накопленных значений Λ/Ψ при обработке роликом, составляет 5, в то время как для традиционного ППД, как было отмечено, это соотношение не превышает $\Lambda/\Psi = 1,5$.

Установлено, что при обработке роликом специального профиля программа нагружения также имеет две выраженных ступени, обусловленные наличием 2-х деформирующих элементов (рис. 4.39).

Распределение накопленных значений параметров Λ и Ψ по глубине поверхностного слоя представлено на рис. 4.38. Градиенты степени деформации сдвига и СИЗП по глубине упрочненного слоя при этом, имеют весьма значительные значения:

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

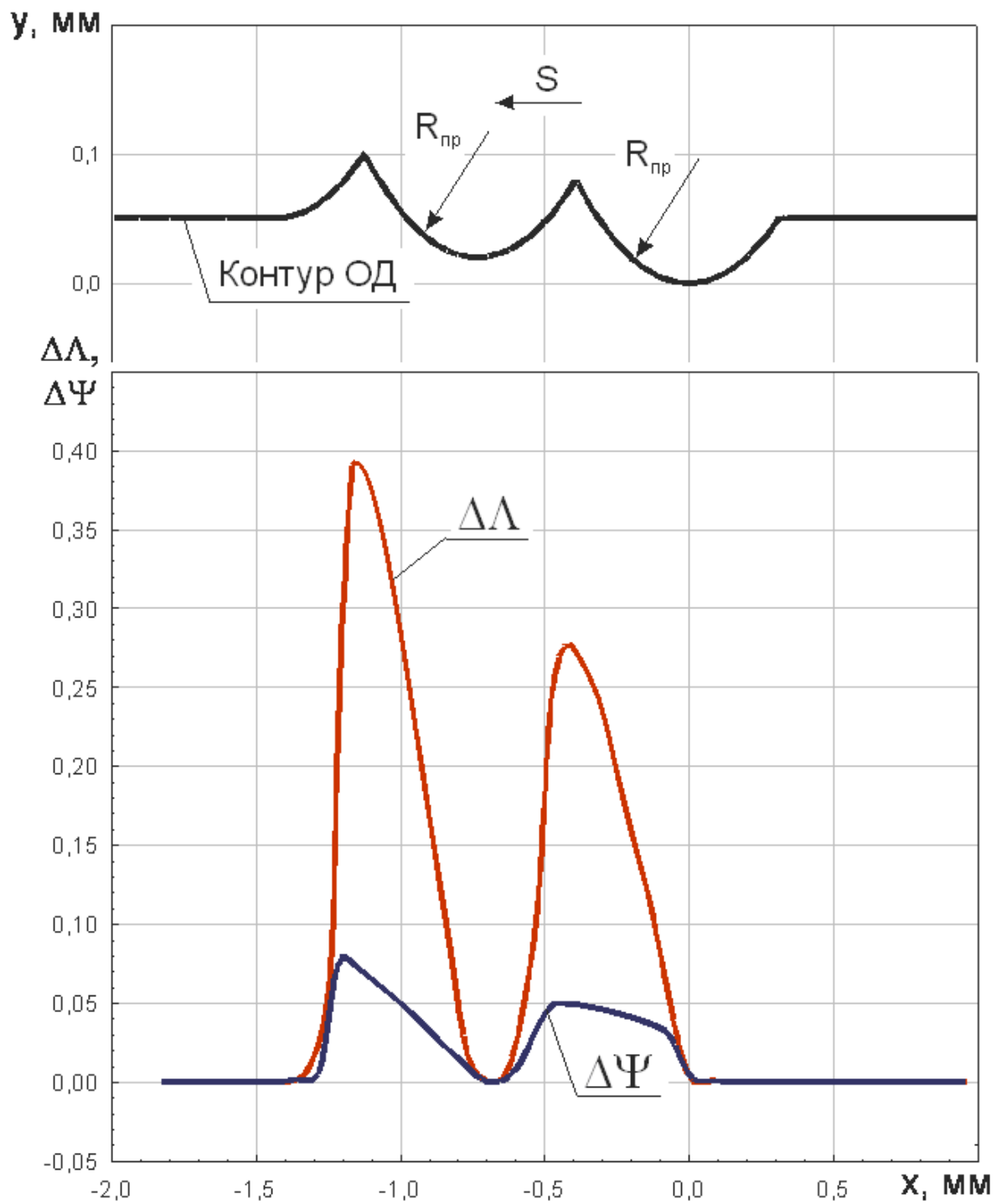


Рис. 4.37. Распределение мгновенных значений степени деформации сдвига $\Delta\Lambda$ и степени исчерпания запаса пластичности $\Delta\Psi$

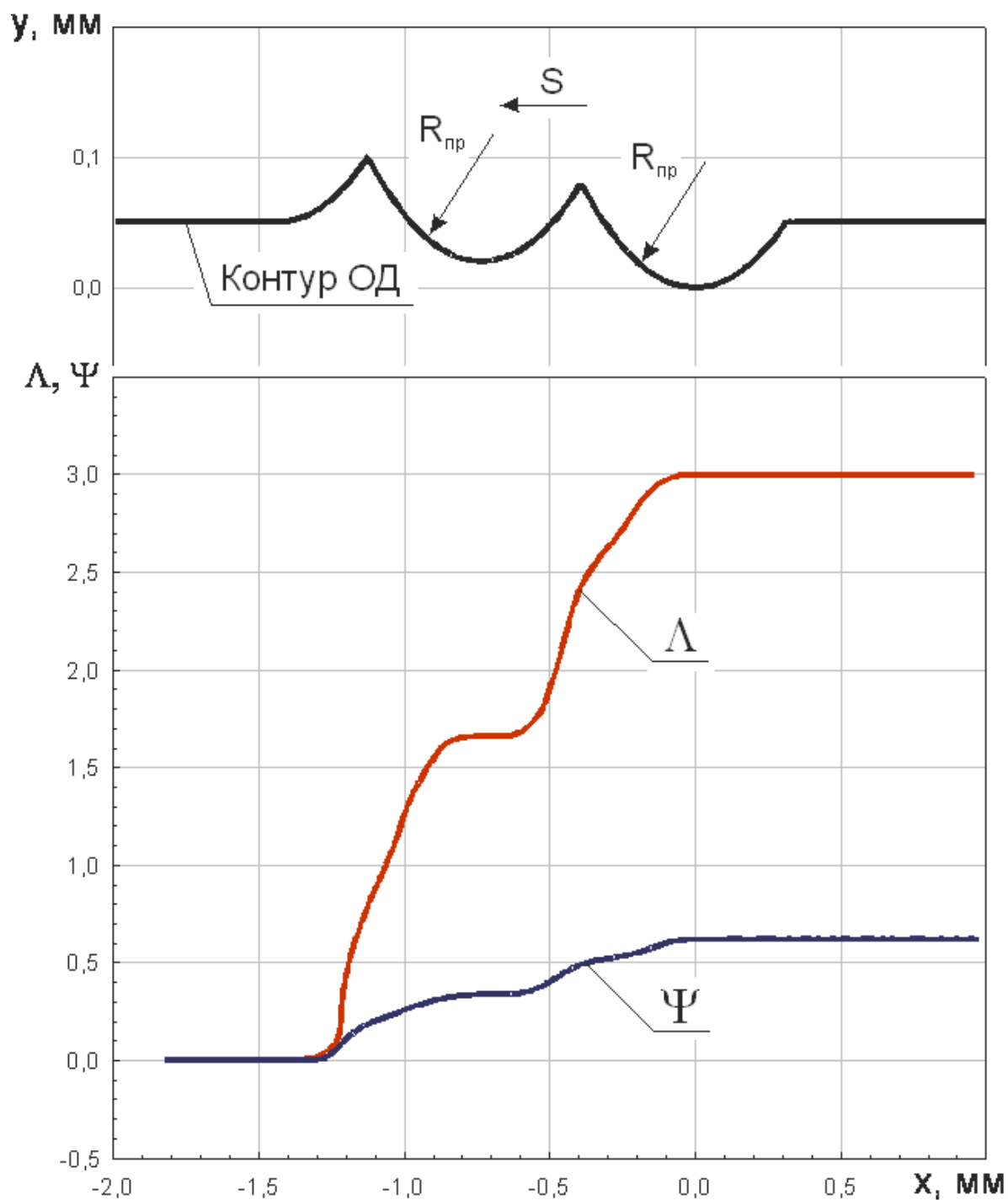


Рис. 4.38. Распределение накопленных значений степени деформации сдвига Λ и степени истощения запаса пластичности Ψ ($\Psi = 1$ - полное истощение запаса пластичности)

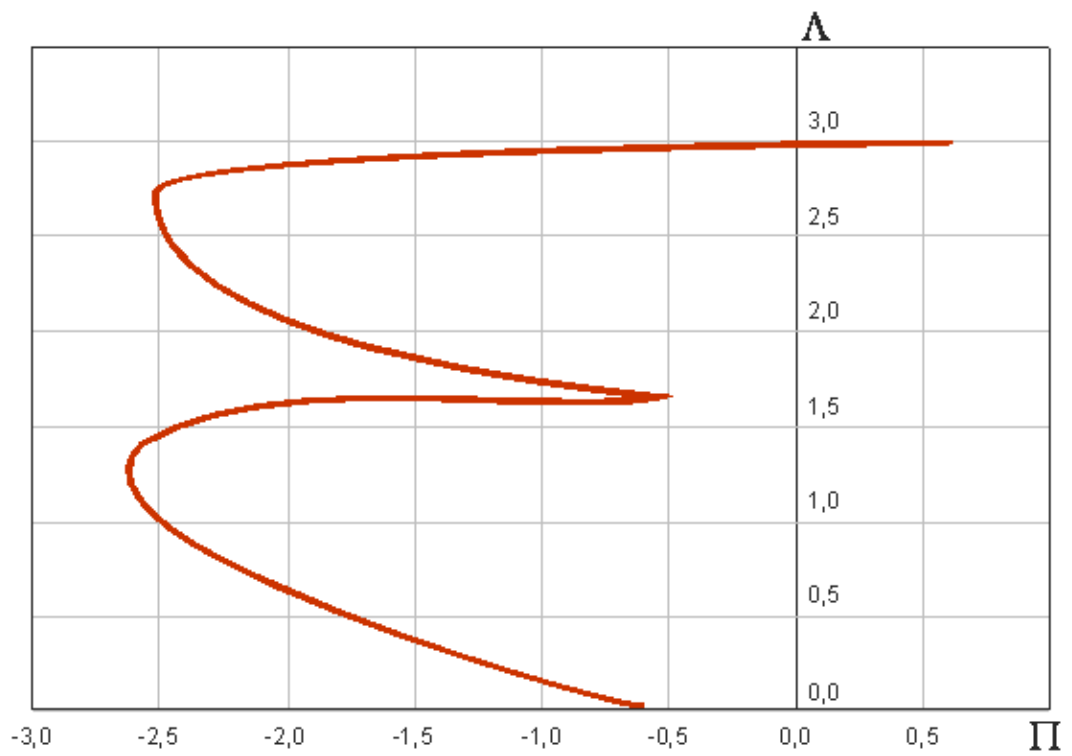


Рис. 4.39. Зависимости накопленной степени деформации Λ от показателя схемы напряженного состояния Π (программы нагружения)

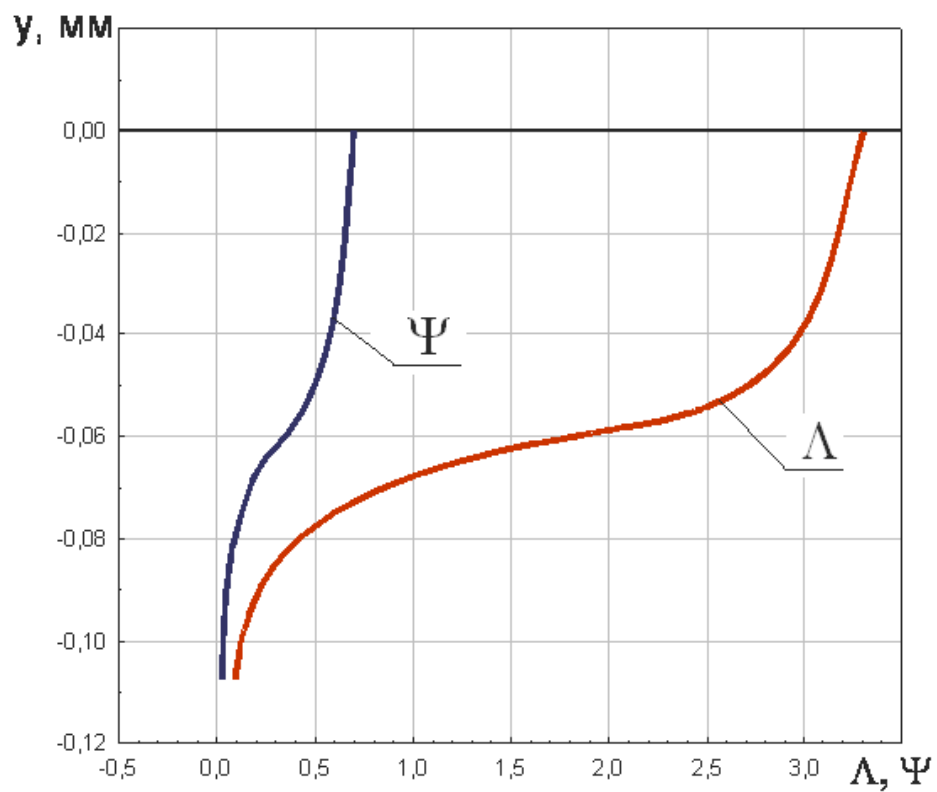


Рис. 4.540. Накопленные значения Λ и Ψ по глубине поверхностного слоя

Анализ показал, что при обработке роликом специального профиля 3-го типа накопление деформации и исчерпание запаса пластичности носит двухступенчатый характер. При этом накапливаются сравнительно большие значения степени деформации сдвига $\Lambda = 3..3,2$ при докритических значениях степени исчерпания запаса пластичности $\Psi = 0,6..0,7$. Данные результаты позволяют предположить, что применение поверхностно-пластического деформирования роликом специального профиля позволит восстановить утраченные при размерной обработке механические свойства УМЗ-материалов.

5. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

5.1. Разработка методики проектирования технологических процессов механической обработки наноструктурных конструкционных материалов

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

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

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

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

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

Целью моделирования является описание механизмов формирования параметров состояния изделия как основы для разработки методологии проектирования технологических процессов изготовления, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства.

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

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

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

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

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

Наследственные свойства отражают закономерности влияния истории нагружения на трансформацию параметров состояния в условиях текущего

нагружения под действием технологических или эксплуатационных факторов.

При декомпозиции контекстной функции (диаграмма A0, рис. 5.1) выделены подфункции "Оценка требуемого состояния наноструктурированных конструкционных материалов" (A1), "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое состояние наноструктурированных конструкционных материалов" (A2) и "Оценка достигнутых эксплуатационных свойств наноструктурированных конструкционных материалов" (A3).

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

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

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

В качестве управляющих воздействий рассматриваются базовые свойства материала и наследственные свойства, для реализации этой подфункции используются требуемые параметры состояния материала после каждой стадии обработки.

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

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

В процессе декомпозиции функции А1 – "Оценка требуемого состояния наноструктурированных конструкционных материалов " выделено три подфункции (диаграмма А1, рис. 5.2): "Оценка требуемого качества поверхности наноструктурированных конструкционных материалов " (А1.1), "Оценка требуемого механического состояния наноструктурированных конструкционных материалов " (А1.2) и "Оценка требуемого структурного состояния наноструктурированных конструкционных материалов" (А1.3).

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

Это преобразование осуществляется под управлением базовых и наследственных свойств материала, а также заданных эксплуатационных свойств изделия. Механизмом реализации подфункций являются эксплуатационные воздействия.

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

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

Как было отмечено выше, процесс изготовления изделия в модели представляется как совокупность стадий нагружения, соответствующих операциям обработки. В соответствии с этим функция А2 "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое состояние наноструктурированных конструкционных материалов" в процессе декомпозиции представлена как совокупность подфункций А2.1-А2.N "Реализация стадии процесса обработки" (диаграмма А2, рис. 5.3).

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

В качестве выходов каждая стадия обработки, помимо собственно достигнутого на данной стадии состояния материала, имеет историю нагружения на предшествующих стадиях и текущей стадии нагружения. Эта история нагружения совместно с наследственными свойствами является управляющим воздействием для последующих стадий обработки.

В рамках модели при реализации каждой стадии обработки необходимо выполнение подфункций "Определение диапазона варьирования технологических воздействий из условия обеспечения требуемых на данной стадии показателей качества" (A2.i.1), "Определение параметров программы нагружения для обеспечения требуемого на данной стадии состояния материала" (A2.i.2) и "Технологическая реализация обработки на данной стадии" (A2.i.3) (диаграмма A2.i, рис. 5.4).

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

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

Эта подфункция реализуется под управлением наследственных свойств и корректировки режимов обработки, а также базовых свойств материала. В качестве механизма выполнения подфункции рассматриваются требуемые на

данной стадии показатели механического состояния и структурного состояния материала поверхностного слоя.

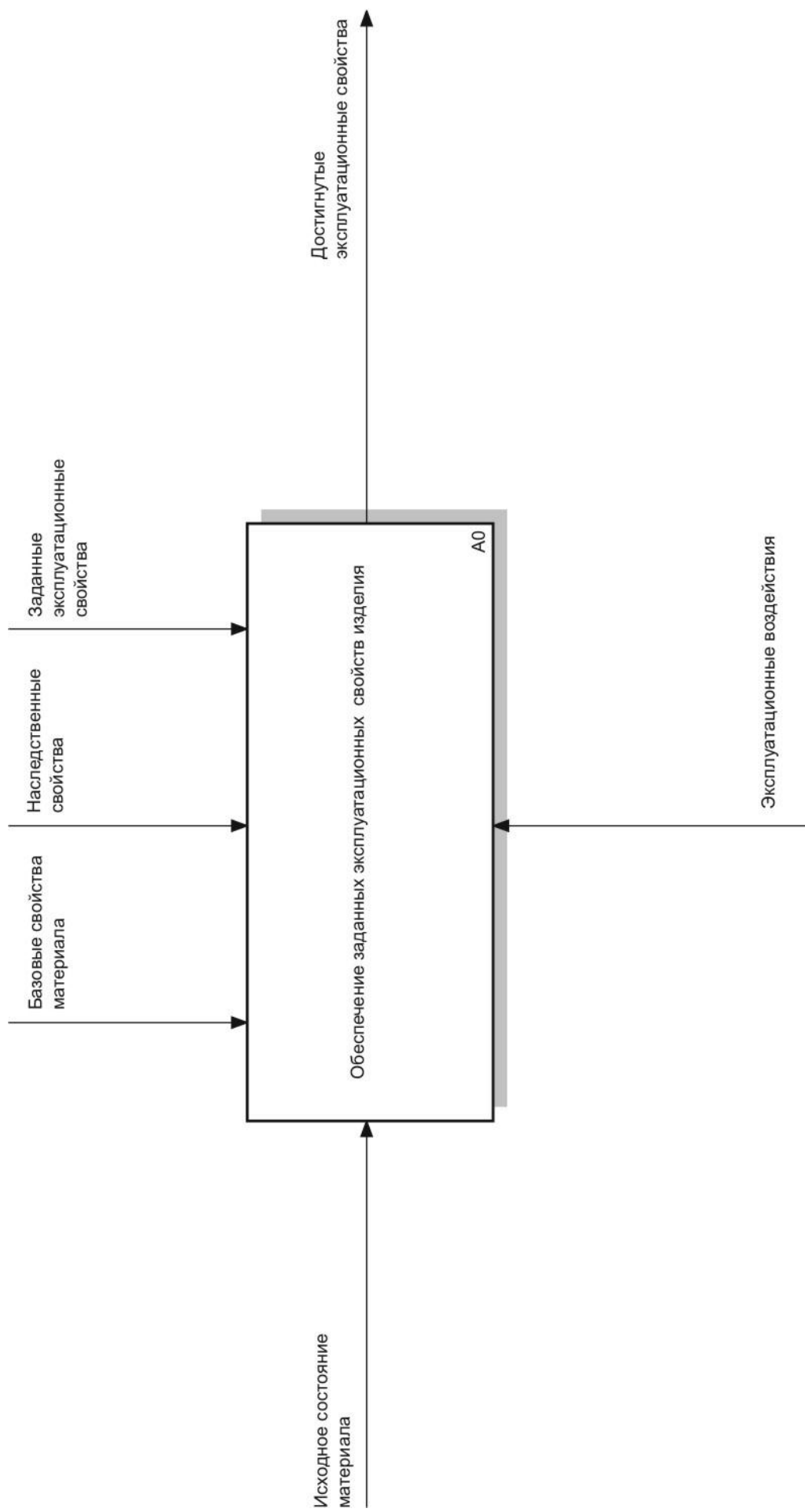


Рис. 5.1. Контекстная функция "Обеспечение заданных эксплуатационных свойств изделия" – диаграмма A-0

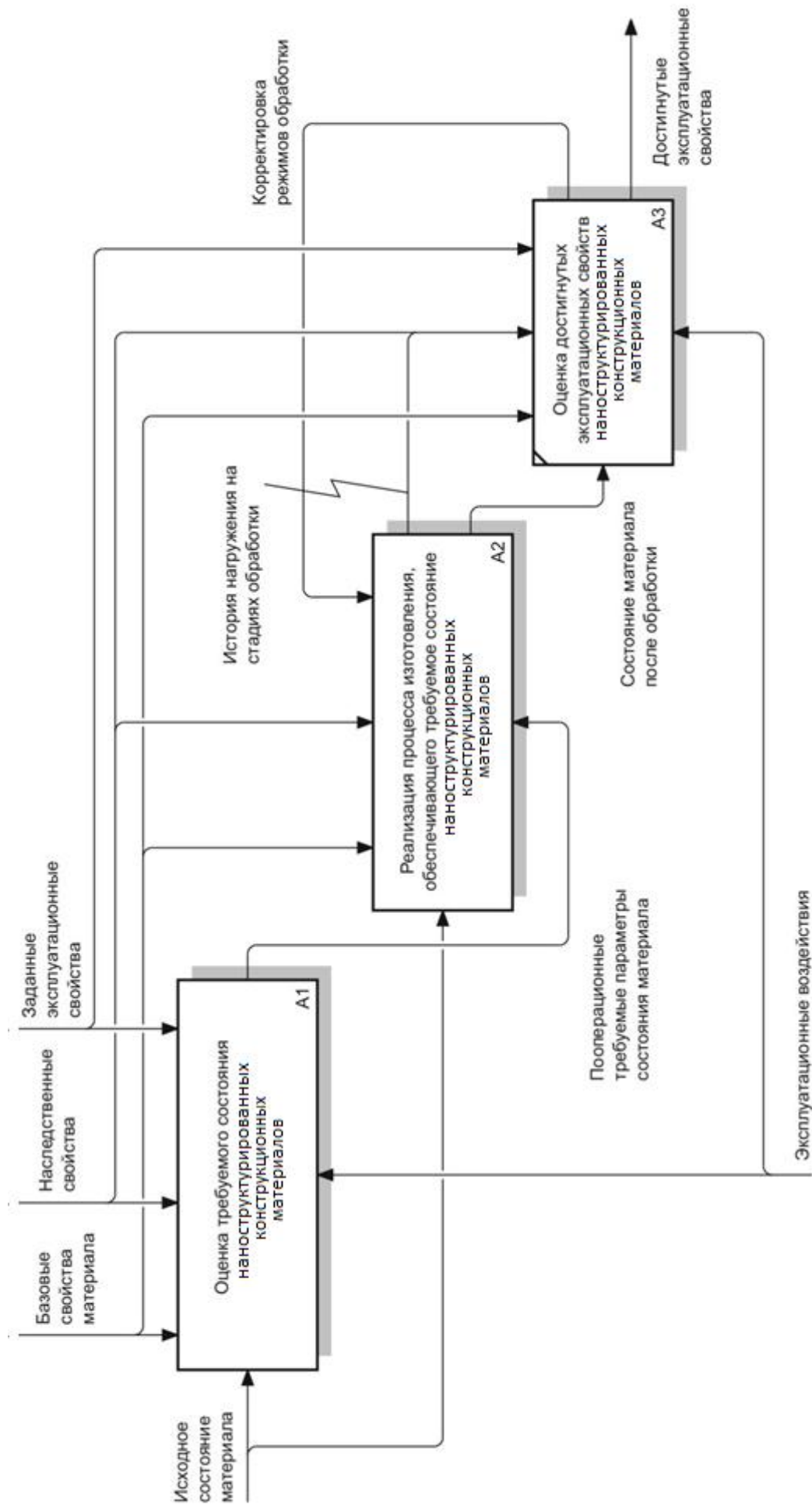


Рис. 5.1.1. Декомпозиция контекстной функции А-0 "Обеспечение эксплуатационных свойств изделия" – диаграмма

А0

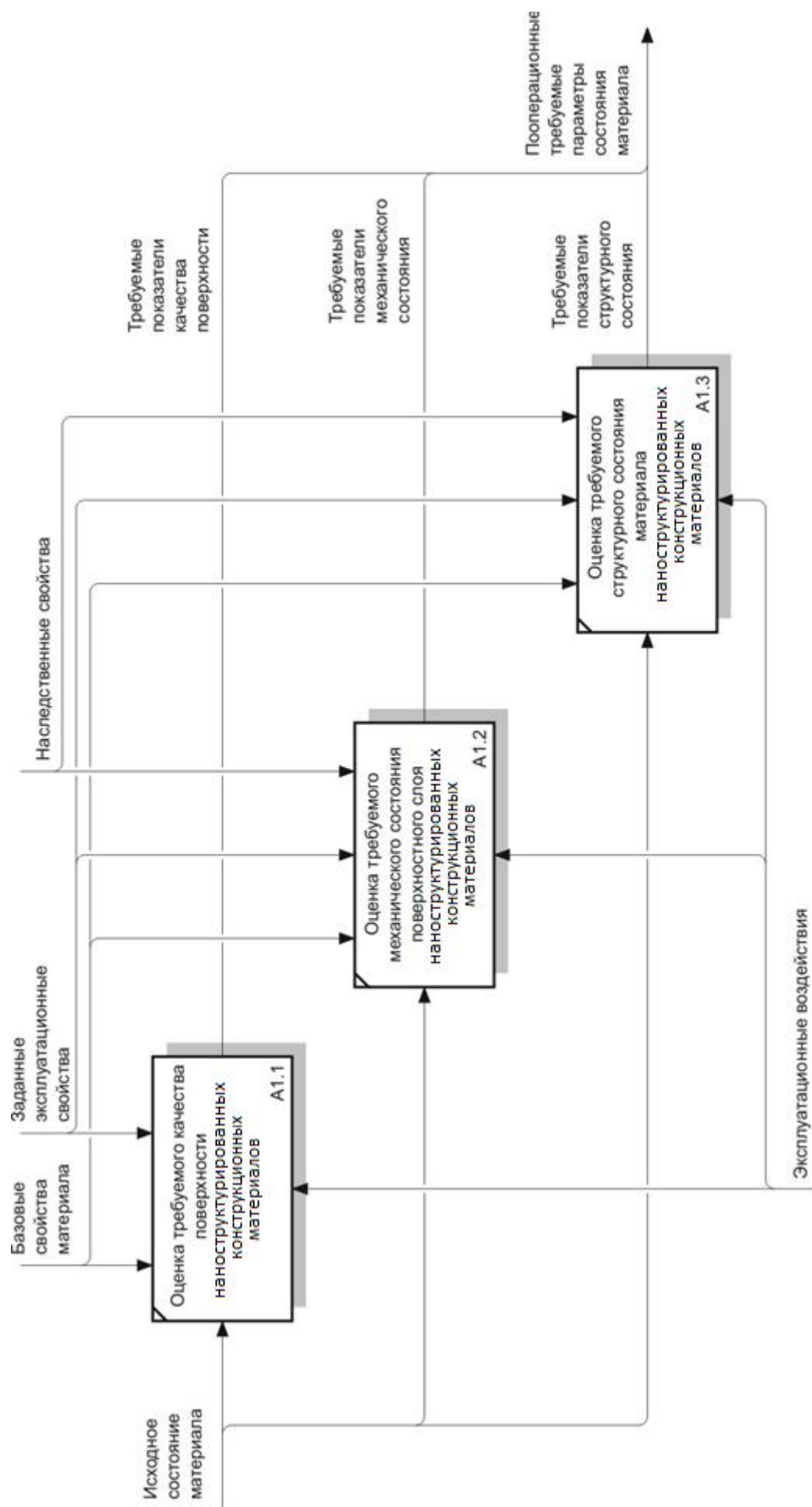


Рис. 5.2. Декомпозиция подфункции A1 "Оценка требуемого состояния материала" – диаграмма A1

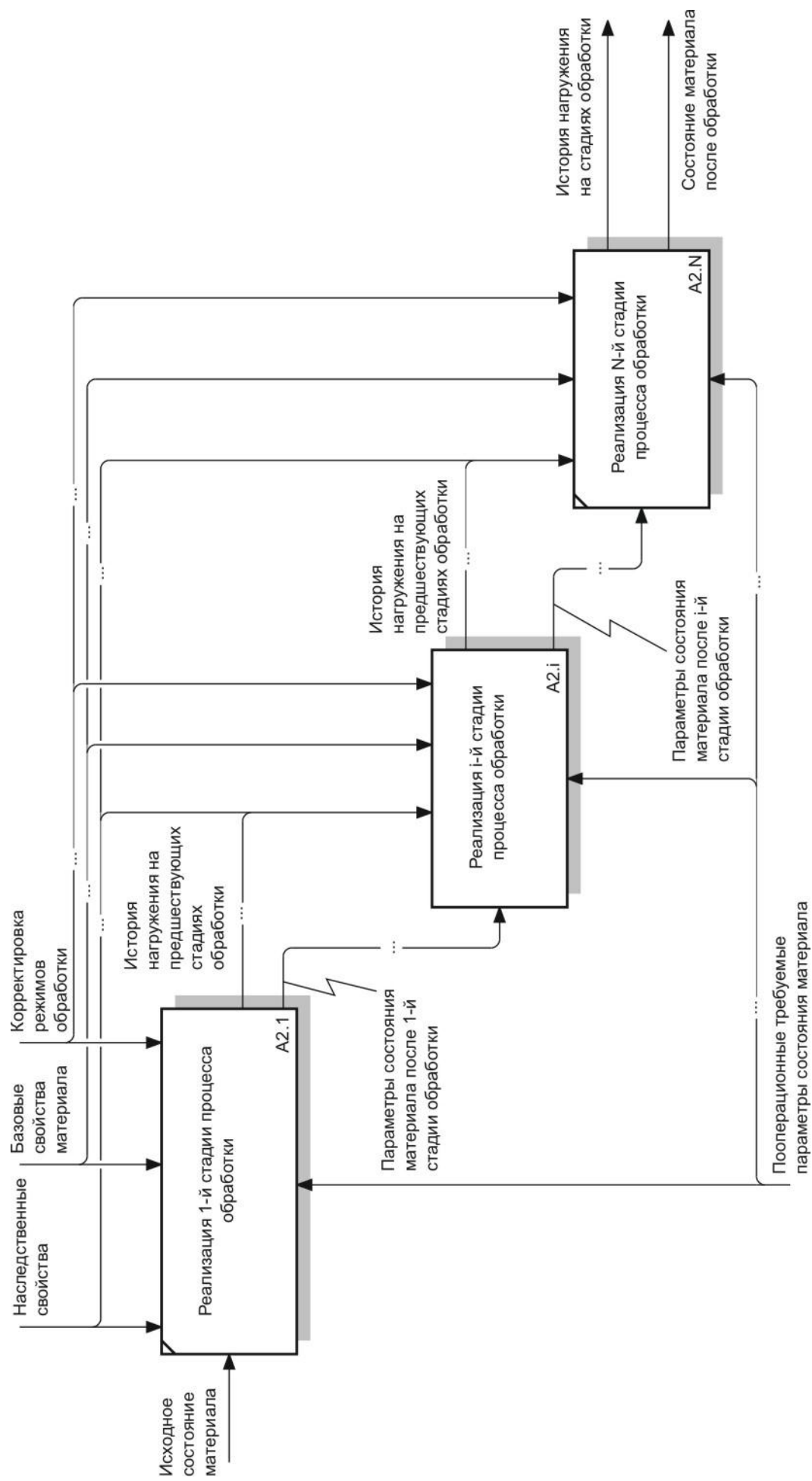


Рис. 5.3. Декомпозиция подфункции A2 "Реализация процесса изготовления, обеспечивающего требуемое состояние материала" – диаграмма A2

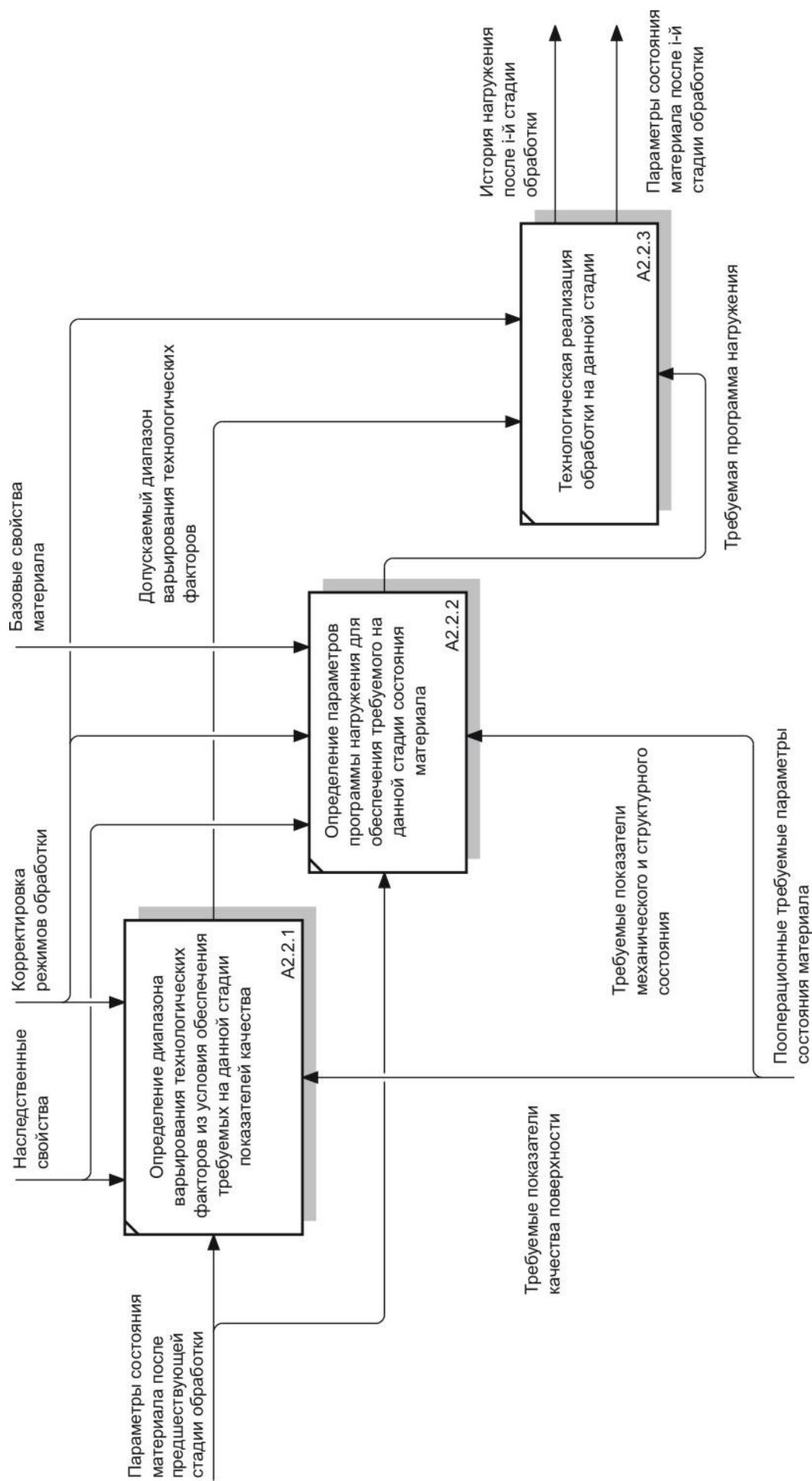


Рис. 5.4. Декомпозиция подфункции A2.i "Реализация i-й стадии процесса обработки" – диаграмма A.2.i

Спроектированная программа нагружения, обеспечивающая требуемые эксплуатационные свойства изделия, должна быть реализована на стадии обработки в рамках выполнения подфункции А2.і.3. Это означает, что в рамках этой подфункции должны быть определены такие режимы обработки, чтобы была реализована требуемая программа нагружения.

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

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

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

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

5.2. Рекомендации по возможности использования результатов НИР при создании научно-образовательных курсов

Результаты проекта будут положены в основу нового курса "Наноинженерия поверхностного слоя". Содержание этого курса полностью построено на научных результатах, полученных при выполнении проекта. Основными темами будут являться: формирование структурного состояния металла при ИПД, влияние деформационного структурообразования на

закономерности формирования покрытий, обеспечение требуемых параметров состояния поверхностного слоя пластическим деформированием деталей машин, методология проектирования комбинированных упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства деталей машин.

Отдельные результаты НИР в части функциональных и структурных моделей, позволяющих, в частности, строить автоматизированные средства проектирования технологических процессов, используются в дисциплине «CALS и CASE-технологии в машиностроении».

Результаты выполнения НИР были использованы при создании научно-образовательного курса "Восстановление и упрочнение деталей машин", который изучается студентами механико-машиностроительного факультета Кузбасского государственного технического университета специальностей 151001 "Технология машиностроения", 150202 "Оборудование и технология сварочного производства", 151002 "Металлообрабатывающие станки и комплексы", 220301 "Автоматизация технологических процессов и производств", а также направления 150900 "Технология, оборудование и автоматизация машиностроительного производства".

Заключение

По итогам работы:

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

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

3. Перспективными являются исследования по разработке методик проектирования технологических процессов механической обработки объемных наноструктурированных материалов с целью повышения эффективности их обработки и сохранению свойств, полученных на стадии наноструктурирования. Для разработки методики проектирования возможно применить аппарат механики технологического наследования. Данный подход позволит описать напряженно-деформированное состояние и структурное состояние наноструктурированных изделий на стадиях

получения, термической и механической обработки. Несмотря на достаточную известность и универсальность, аппарат механики технологического наследования к описанию процесса обработки наноструктурированных материалов не применялся. Научная новизна работы заключается в использовании аппарата механики технологического наследования. Где для количественной оценки истории нагружения используется программа нагружения. Программа нагружения представляет собой функцию степени деформации сдвига A , накопленной вдоль линии тока в очаге деформации, от показателя схемы напряженного состояния Π , т.е. зависимость вида $A=A(\Pi)$. Таким образом, программа нагружения описывает накопление деформаций в условиях изменяющейся схемы напряженного состояния металла поверхностного слоя в очаге пластической деформации, тем самым раскрывает физические закономерности формирования поверхностного слоя.

4. По полученным коллективом исполнителей результатам, необходимым условием для формирования наноструктурного состояния методами интенсивной пластической деформации является деформация сдвига в условиях сжатия (при описании с точки зрения механики технологического наследования программа нагружения имеет вертикальный участок на котором накапливается до 50% всей деформации).

5. Установлено что существующие методы как размерной обработки так и последующей упрочняющей не реализуют программу нагружения сходную с программой нагружения реализуемой при получении объёмных наноструктурированных материалов. Коллективом авторов предложен способ последующей обработки, позволяющий обеспечить программу нагружения соответствующую деформации сдвиги в условиях сжатия, что возможно позволит частично восстановить структурное состояние поверхностного слоя и как следствие уникальные свойства наноструктурных материалов.

Список источников:

1. Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. - М.: Логос, 2000. - 272 с
2. Лякишев Н.П. Наноматериалы конструкционного назначения // Российские нанотехнологии. Т. 1. № 1–2. 2006. С. 71-81.
3. Якушина Е.Б., Семенова И.П., Валиев Р.З. Наноструктурный титан для биомедицинских применений.
4. Нанотехнологии в республике Башкортостан. http://www.minpromrb.ru/innovation/nanotech/Katalog_nanotehnologii_RB.pdf
5. Кочанов Д.И. Наноматериалы и нанотехнологии для машиностроения: состояние и перспективы применения // РИТМ, № 8 (56), 2010. – с. 16-21.
6. Раков Э.Г. состояние производства углеродных нанотрубок и нановолокон // Российские нанотехнологии. Том 3, № 910, 2007. – с. 89-94.
7. Вerezub Н.В. Влияние механической обработки на микротвердость заготовок из титана с субмикроструктурной структурой, полученных интенсивной пластической деформацией / Н.В. Вerezub, Л.И. Пупань, А.А. Симонова // Високі технології в машинобудуванні: зб. наук. прац. – Харьков, 2011. – С. 214-221.
8. Gleiter H. //Progress Mater. Sci. 1989. V. 33. P. 223.
9. Морохов И. Д., Трусов Л. Д., Лаповок В. И. Физические явления в ультрадисперсных средах.—М.: Наука, 1984. 472 с.
10. Flagan R. C.—In: Proc. of the NATO ASI on NanoStructructured Materials: Science & Technology.—Dordrecht-Boston-London: Kluwer Acad. Publ., 1998. V. 50. P. 15.
11. Chow G.M.— In: Proc. of the NATO ASI on NanoStructructured Materials: Science & Technology.—Dordrecht-Boston-London: Kluwer Acad. Publ., 1998. V. 50. P. 31.

12. Koch C. C, Cho Y.S. //NanoStructured Materials. 1992. V. 1. P. 207.
13. Morris D.G. Mechanical behaviour of nanostructured materials. Switzerland: Trans. Tech. Publication LTD, 1998. P. 85.
14. Langford G., Cohen M. //Trans. ASM. 1969. V. 82. P. 623.
15. Павлов В. А. //ФММ. 1989. Т. 6. С 924.
16. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.—М.: Металлургия, 1986. 279 с.
17. Valiev R. Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. //Mater. Sci. Eng. 1993. V. A186. P. 141.
18. Valiev R.Z. //NanoStructured Materials. 1995. V. 6. P. 73.
19. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation /Ed. R.Z.Valiev //Annales de Chimie. Science des Materiaux. 1996. V. 21. P. 369.
20. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. - Новосибирск: Наука, 2001, 232 с.
21. http://www.valve-industry.ru/pdf_site/73/73-Kochanov.pdf
22. Новые материалы. Под научной редакцией профессора Ю.С. Карабасова.
23. Гусев А. И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998.
24. Андриевский Р. А. Порошковое материаловедение. М: Металлургия, 1991.
25. Matthews M. D., Pechenik A. //J. Amer. Ceram. Soc. 1991. V. 74, No. 7. P. 1547.
26. Chen D.-J., Maya M. J. //Nanostruct. Mater. 1992. V. 2, No. 3. P. 469.
27. Andrievski R. A., Kalinnikov G. V., Potafeev A. F. et al. // Nanostruct. Mater. 1995. V. 6, No. 1–4. P. 353.
28. Hoefler H. J., Hahn H., Averbach R. S. //Defect and Diffusion Forum. 1991. V. 75, No. 1.P. 99.

29. Okada S., Tany F., Tanumoto H. et al. // *J. Alloys and Compounds*. 1994. V. 211/212. P. 494.
30. Дудко Д. А., Алешин В. Г., Барг А. Е. и др. // *ДАН СССР*. 1985. Т. 285, № 1. С. 106.
31. Андриевский Р. А. // *Успехи химии*. 1997. Т. 66, № 1. С. 57.
32. Van Swygenhoven H., Beni P., Paschoud F. et al. // *Nanostruct. Mater.* 1995. V. 6, No. 5–8. P. 739.
33. Hotchandani S., Kamat P. V. // *J. Phys. Chem.* 1992. V. 96, No. 16. P. 6834.
34. Bedjia I., Hotchandani S., Kamat P. V. // *J. Phys. Chem.* 1993. V. 97, No. 42. P. 11064; 1994. V. 98, No. 15. P. 4133.
35. O'Regan B., Gratzel M., Fitzmaurice D. // *Chem. Phys. Letters*. 1991. V. 183, No. 1. P. 89.
36. Yoshiki H. K., Fujishima A. // *J. Electrochem. Soc.* 1995. V. 142, No. 2. P. 428.
37. Kavan L., Stoto T., Gratzel M. et al. // *J. Phys. Chem.* 1993. V. 97, No. 37. P. 9493.
38. Yamada K., Chow T. Y., Horihata T., Nagata M. // *J. Non-Cryst. Solids*. 1988. V. 100, No. 1–3. P. 316.
39. Teresiak A., Kubsch H. // *Nanostruct. Mater.* 1995. V. 6, No. 5–8. P. 671.
40. Lu K., Wang J. T., Wei W. D. // *Scripta Metal. Mater.* 1991. V. 25, No. 3. P. 619.
41. Cheng T. // *Nanostruct. Mater.* 1992. V. 2, No. 1. P. 19.
42. Hoffmann H. // *Thin Solid Films*. 1979. V. 58. P. 223.
43. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. // *J. Appl. Phys.* 1988. V. 64, No. 10, pt 2. P. 6044.
44. Быстрозакаленные металлические сплавы. (под ред. С. Штиба и Г. Варлимонта). - М.: Металлургия, 1989 - 373 с.

45. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232 с.
46. Корзников А.В., Идрисова СР., Димитров О. и др. //ФММ. - 1998. - Т. 85. - № 5.-С. 91-95.
47. Валиев Р.З. «Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации» Российские нанотехнологии том 1 №1–2 2006
48. Сегал В. М. Автореф. дис. . докт. техн. наук. Минск: Физико-техн. ин-т АН БССР, 1974.
49. Сегал В. М., Резников В. И., Дробышевский Ф. Е., Копылов В. И. //Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.
50. Копылов В. И., Резников В. И. Механика пластического деформирования металлов простым сдвигом. Деп. в ВИНТИ, № 4599-В89. М., 1989. 42 с.
51. 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.
52. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. и др. //ФММ.-1986.-Т. 61.-С. 1170-1177.
53. Nazarov A.A. and Mulyukov R.R. //Nanoscience, Engineering and Technology Handbook / Eds. S. Lys-hevski, D. Brenner, J. Iafrate, W. Goddard. - Boca Raton: CRC Press, 2002. - P. 22-1-22-41.
54. Degtyarov M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., et al. // Acta Mater. - 2007. -V. 55.-P. 6039-6050.
55. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. - М.: Наука, 2007. - 397 с.
56. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М: ИКЦ Академкнига, 2007.

57. Zhao Y.H., Liao X.Z., Zhu Y.T., et al. //Mater. Sci. Eng.-2005. - V. A 410 11.-P. 188-193.
58. 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.
59. 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
60. Валиахметов Р.О., Галеев Р.М., Салищев Г.А. // ФММ. - 1990. - Т. 72. -№ 10. - С. 204-206.
61. Imaev R.M. and Imaev V.M. // Scripta Met. Mater.- 1991. -V. 25. -P. 2041-2046.
62. Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., and Galeev R.M. //J. Mater. Sci- 1993. - V. 28.-P. 2898-2902.
63. Imaev R.M., Imaev V.M., and Salishchev G.A. //J. Mater. Sci. - 1992. - V. 97. - P. 4465-4471.
64. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeev R.M., et al. //Scripta Mater. - 2004. - V. 51. -P. 1147-1151.
65. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984. - 276 с.
66. Пуарье Ж.П. Высокотемпературная пластичность кристаллических тел. - М.: Металлургия, 1982. -272 с.
67. http://www.nbuu.gov.ua/portal/Natural/Vtvm/2011_1/articles/27.htm
68. http://www.nbuu.gov.ua/portal/natural/vcpi/TvM/2010_54/st017.pdf
69. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография М.: Металлургия, 1976, 270с.
70. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. – Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.:МИСИС, 2001.

71. Резников А.Н. Теплофизика резания – М.: Машиностроение. – 1969. – 102с.
72. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. – М.: Машиностроение, 1975, 153с.
73. Везуб Н.В. Особенности механической обработки титана с субмикроструктурной структурой / Н.В. Везуб, Л.И., В.А. Залого, Д.В.Криворучко, А.В. Локтик, А.Я. Мовшович, Пупань, А.А. Симонова // Нові технології в машинобудуванні // Вісник КДПУ імені Михайла Остроградського. 2009. Т. 6. № 59. Ч. 1. С. 70-75.
74. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов // ФТТ. 2007. - Т.49, № 6. - С. 961–982.
75. Трент Е.М. Резание металлов – М.: Машиностроение, 1980. – 263 с.
76. 18. Подураев В.Н. Резание труднообрабатываемых материалов. – М.: Высшая школа, 1974. – 590 с.
77. Kumpmann A., Guenther B., Kunze H.-D. /Mater. Sci. Eng. 1993. V. A168. P. 165.
78. Lian J., Valiev R.Z., Baudelet B.//ActaMetall. Mater. 1995.V. 43. P. 4165.
79. Котов Ю. А., Яворский Н. А. /Физическая химия материалов. 1978. № 4. С. 24.
80. Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М., Валиев Р.З., Салимоненко Д.А., Димитров О. /ФММ. 1997. Т. 84. Вып. 4. С. 133.
81. Mulyukov Kh.Ya., Valeev K. A., Akhmadeev N.A. //NanoStructured Materials. 1995. V. 5. P. 449.
82. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И., Кузнецов Р.И., Дегтярев М.В. //ФММ. 1986. Т. 62. С. 566.
83. Gertsman V.Y., Birringer R., Valiev R.Z., Gleiter H. // Scripta Metall. Mater. 1994. V. 30. P. 229.

84. Ahmadeev N.H., Kobelev N.P., Mulyukov R.R., Soifer Ya.M., Valiev R.Z. //Acta Metall. Mater. 1993. V. 41. P. 1041.
85. Александров И.В. Развитие и применение методов рентгеноструктурного анализа для исследования структуры и свойств наноструктурных материалов. Дис. на соискание ученой степени д.ф.-м.н — Уфа, 1997, 350с.
86. Иванисенко Ю.В. Формирование субмикроструктурной структуры в железе и сталях при интенсивной холодной пластической деформации. Дис. на соискание ученой степени к. ф.-м. н.— Уфа, 1997.
87. Abdulov R.Z., Valiev R.Z., Krasilnikov N.A. //Mater. Sci. Lett. 1990. № 9. P. 1445.
88. Valiev R.Z., Chmelik F., Bordeaux F., Kapelski G., Baudelet B. //Scripta Metall. Mater. 1992. V. 27. P. 855.
89. Korznikov A.V., Safarov I.M., Laptionok D.V., Valiev R. Z. //Acta Metal. Mater. 1991. V. 39. P. 3193.
90. Shen H., Li Z., Guenther B., Korznikov A.V., Valiev R.Z. / NanoStructured Materials. 1995. V. 6. P. 385.
91. Астафурова Е.Г. Влияние высокотемпературных отжигов на микроструктуру и механические свойства ферритоперлитной стали 10Г2ФТ, подвергнутой равноканальному угловому прессованию // Е. Г. Астафурова, Г. Г. Захарова, Е. В. Найденкин, Г. И. Рааб, С. В. Добаткин // Физика металлов и металловедение, 2011. Т. 111. № 1. С. 64-73.
92. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия,1973. 584 с.
93. Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С. Электронограммы и их интерпретация. М.: Мир, 1971. 256 с.
94. Панин А.В., Сон А.А., Иванов Ю.Ф., Копылов В.И. Особенности локализации и стадийности пластической деформации субмикроструктурного армко-железа с полосовой

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

95. Valiev R.Z., Krasilnikov N.A., Tsenev N.K. /Mater. Sci. Eng. 1991. V. A137. P. 35.

96. Валиев Р.З., Кайбышев О.А., Кузнецов Р.И., Мусалимов Р.Ш., Ценев Н.К. /ДАН СССР. 1988. Т. 301. С. 864.

97. Valiev R.Z. /Mater. Sci. Forum. 1997. V. 243-245. P. 207.

98. Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К. /ФММ. 1988. Т. 85, вып. 3. С. 161.

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

100. Gertsman V.Yu., Valiev R. Z., Akhmadeev N.A., Mishin O. /Mater. Sci. Forum. 1996. V. 233. P. 80.

101. Gray G.T., Lowe T.C., Cady CM., Valiev R.Z., Aleksandrov I. V. /NanoStructured Materials. 1997. V. 9. P. 477.

102. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys. Intermetallides and Ceramics.—Berlin: Springer, 1992.

103. Gray G.T., Lowe T.C., Cady CM., Valiev R.Z., Aleksandrov I. V. /NanoStructured Materials. 1997. V. 9. P. 477.

104. Popov A.A., Pyshmintsev I.Yu., Demakov S.L., Illarionov A. G., Lowe T. C, Sergeeva A.V., Valiev R. Z./Scr. Mater. 1997. V. 37. P. 1089.

105. Mishra R.S., Valiev R.Z., McFadden S.X., Mukherjee A.K. /Mater. Sci. Eng. A. 1998. V. A252. P. 174.

106. Mishra R.S., Valiev R.Z., McFadden S.X., Islamgaliev R.K., Mukherjee A.K. /Phil. Mag. (in press).

107. Valiev R.Z., Gayanov R.M., Yang H.S., Mukherjee A.K. //Scripta Metall. Mater. 1991. V. 25. P. 1945.

108. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Stolyarov V.V., Mishra R.S., Mukherjee A.K. //Mater. Sci. Forum 1998. V. 269-272. P. 969.

109. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K. /Mater. Sci. Forum. 1999. V. 304-306. P. 32.

110. Berbon P.B., Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Tsenev N.K., Valiev R.Z., Langdon T.G. //Phil. Mag. Lett. 1999. V. 78, № 4. P. 313.
111. Ball A., Hutchinson M.M. /Metal. Sci. J. 1969. V. 3. P. 1.
112. Mishra R., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. / NanoStructured Materials. 1997. V. 2. P. 430.
113. Furukawa M., Horita Z., Nemoto M., Valiev R.Z., Langdon T.G. I/3. Mater. Res. 1996. V. 11. P. 2128.
114. Valiev R.Z., Gertsman V.Yu., Kaibyshev O.A. //Phys. Stat. Sol. 1986. V. 97. P. 11.
115. Vinogradov A., Kaneko Y., Kitagawa K., Hashimoto S., Stolyarov V., Valiev R. /Scripta Mater. 1997. V. 36. P. 1345.
116. Mugrabi H. /Scripta Met. 1979. V. 13. P. 479.
117. Wang R., Mughrabi H. /Mat. Sci. Engin. 1984. V. 63. P. 147.
118. Polak J., Klesnil M. /Mat. Sci. Engin. 1984. V. 63. P. 189.
119. Laird C, Finney J.M., Schwartzman A., de la Veaux R. /Test. Eval. 1975. V. 3. P. 435.
120. Смелянский В. М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / В. М. Смелянский. - М.: Машиностроение, 2002. - 300 с.
121. Смелянский В. М. Механика формирования поверхностного слоя деталей машин в технологических процессах поверхностного пластического деформирования : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.08. - М., 1985. - 379 с.
122. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. – 688 с.
123. Колмогоров В.Л. Напряжения. Деформации. Разрушение. – М.: Металлургия, 1970. – 230 с.
124. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
125. Богатов А.А. О разрушении металлов при обработке давлением //

Кузнечно-штамповочное производство. – 1997. – № 8. – с. 2-7.

126. Смирнов С.В. Деформируемость и поврежденность металлов при обработке давлением: Автореферат дис. докт. техн. наук: 05.16.05. – Екатеринбург, 1998. – 38 с.

127. Огородников В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. – Киев: Вища школа, 1983. – 176 с.

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

129. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением : учебник для вузов / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. - М.: Машиностроение, 1977. - 423 с.

130. Кречетов А. А. Разработка методики проектирования технологических процессов обкатывания на основе раскрытия наследственных закономерностей влияния состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность деталей машин : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.08. - М., 2003. – 241 с.

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

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