Ф. З. Утяшев, Г. И. Рааб, В. А. Валитов

ДЕФОРМАЦИОННОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Монография

Санкт-Петербург Наукоемкие технологии 2020 УДК 669.1 ББК 34.2(я7) У84

Ответственный редактор:

Член-корреспондент РАН *Алымов Михаил Иванович*. Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН Рецензенты:

Столяров Владимир Владимирович. Институт машиноведения РАН; Лутфуллин Рамиль Яватович. Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

У84 Утяшев Ф. З., Рааб Г. И., Валитов В. А. Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов. Монография. СПб.: Наукоемкие технологии, 2020. – 185 с.

ISBN 978-5-6044793-9-1

Представлены теоретические и прикладные основы деформационных технологий получения и обработки конструкционных ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных (НС) металлических материалов с высоким комплексом физико-механических свойств.

На базе современных представлений о строении и пластической деформации металлов рассмотрены механизмы деформации и измельчения зерен. Показана связь между деформированным и структурным состоянием металлов, позволяющая прогнозировать формируемую структуру в УМЗ и НС материалах в зависимости от условий обработки.

Приведены рациональные подходы, схемы и режимы обработки различных металлов и сплавов с использованием разнообразных методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Даны примеры изготовления УМЗ и НС материалов и изделий, в том числе из суперсплавов на основе никеля и железа.

Книга предназначена для инженеров – металловедов и обработчиков металлов давлением, научных работников, разработчиков новых технологий, оборудования и инструмента для получения объемных наноматериалов конструкционного назначения, аспирантов, а также для магистрантов, бакалавров старших курсов металлургических И студентов И машиностроительных специальностей.

> УДК 669.1 ББК 34.2(я7)

Издание осуществлено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, Грант № 18-19-00685

> © Утяшев Ф. З., 2020
> © Рааб Г. И., 2020
> © Валитов В. А., 2020
> © Оформление. Издательство «Наукоемкие технологии», 2020

ISBN 978-5-6044793-9-1

Список основных сокращений и обозначений Введение	5 6
Часть 1. Теоретические основы деформационного	
наноструктурирования металлов	9
Глава 1.1. Этапы структурообразования и факторы, влияющие на	
измельчение зерен	9
1.1.1. Масштабные уровни и эволюция микроструктуры металлов при	1
пластической деформации	9
1.1.2. Влияние природы материала и условий деформации на	
измельчение зерен	
1.1.3. Термостабильность ультрамелкозернистой структуры	
Глава 1.2. Деформированное состояние поликристаллического	
материала при интенсивной пластической деформации	
1.2.1. Скалярные и векторные характеристики деформации и их роль	•
при интенсивной пластической деформации	
1.2.2. Новый подход определения компонент накопленной деформаци	ИМ
в материалах при интенсивной пластической деформации	50
Глава 1.3. Модель наноструктурирования металлов при интенсивн	юй
пластической деформации	61
1.3.1. Основные положения и допущения модели	
1.3.2. Кинетика фрагментации структуры и механизмов деформации .	68
1.3.3. Связь между параметрами структуры и деформации	74
1.3.4. Верификация модели	
Резюме по 1 части	
Список литературы к части 1	
Часть 2. Методы получения ультрамелкозернистых и	
наноструктурированных материалов и изделий	
Глава 2.1. Формирование мелких зерен как релаксационный проце	ecc 95
2.1.1. Внутренний и внешний каналы релаксации напряжений	
при пластической деформации	
2.1.2. Характер деформации и энергозатрат	

оглавление

Глава 2.2. Современные методы деформационного	
наноструктурирования	
2.2.1. Лабораторные методы	
2.2.2. Опытно промышленные методы	116
2.2.3. Комбинированные и совмещенные методы для получения	
длинномерных УМЗ полуфабрикатов	

Глава 2.3. Ультрамелкозернистые и наноструктурированные изделия

из металлов и сплавов	
2.3.1. Продукция из титана и его сплавов	
2.3.2. Огнестойкие строительные стали	
2.3.3. Стальной крепеж	
2.3.4. Метизы из алюминиевых сплавов	
2.3.5. Алюминиевые электропровода	141
2.3.6. Медные электропровода	
2.3.7. Детали газотурбинных двигателей из суперсплавов	145

Глава 2.4. Особенности наноструктурирования никелевых

суперсплавов	
2.4.1. Формирование нанокристаллической структуры кручением по	од
давлением	149
2.4.2. Дробная деформационно-термическая обработка	159
	174

гезюме по 2 части	•••••••••••••••••••••••••••••••••••••••	174
Список литературы к части	r 2	175

СПИСОК ОСНОВНЫХ СОКРАЩЕНИЙ И ОБОЗНАЧЕНИЙ

ВГД – высокое гидростатическое давление;

ВДС – внутризеренное дислокационное скольжение;

ГПУ – гексагональная плотноупакованная (решетка);

ГЦК – гранецентрированная (решетка);

ГЗ – границы зерен;

ДП – диффузионная ползучесть;

ИПД – интенсивная пластическая деформация;

ЗГД – зернограничные дислокации;

ЗГП – зернограничное проскальзывание;

КД – кручение под давлением;

КГД – квазигидростатическое давление;

КЗГП – кооперативное зернограничное проскальзывание;

МК – микрокристаллическая (структура);

НК – нанокристаллическая (структура);

НС – наноструктура;

РД – решеточные дислокации;

РКУ – равноканальное угловое;

РКУП – равноканальное угловое прессование;

СМК – субмикрокристаллическая структура;

СПД – сверхпластическая деформация;

СП – сверхпластичность;

УМЗ – ультрамелкозернистая (структура);

ε (е) –истинная степень деформации;

έ, (ξ) – скорость деформации;

Т – температура;

- р давление;
- σ-напряжение;
- σ_т напряжение течения;
- ρ скалярная плотность дислокаций;

ρ' – зарядовая плотность дислокаций;

β – тензорная плотность дислокаций;

А – площадь поверхности;

 $\hat{\alpha}, \alpha_{ii}$ – тензор дисторсии;

 $\hat{e}, \hat{\varepsilon}, e_{ij}, \varepsilon_{ij}$ – тензор деформации;

 $\hat{\omega}$ – тензор поворота;

ω – угол поворота;

 $\dot{\omega}$ – угловая скорость;

 V, \vec{v} – собственные вектора;

d – средний размер зерен;

*d*_{*f*} – средний размер фрагмента (области разориентации);

t – время;

 R_B – радиус-вектор;

- θ угол разориентировки границ;
- b вектор Бюргерса.

введение

Высокие эксплуатационные и технологические свойства металлических материалов, во многих случаях, достигаются путем формирования в них ультрамелкозернистой (YM3) структуры. Первоначально повышенное внимание исследователей к УМЗ структуре возникло в первой половине прошлого столетия после открытия эффекта сверхпластичности металлов [1]. Позднее было установлено, что этот эффект присущ практически всем поликристаллическим материалам со средним размером зерен, обычно не превышающим 10 мкм [2, 3]. Для формирования такой УМЗ структуры в металлических материалах чаще всего использовали горячей процесс деформации.

Относительно недавно особый интерес возник к предельно малому диапазону УМЗ структуры – нанокристаллическому. Для получения таких структур стали применять методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [4]¹, осуществляемые при температурах значительно ниже температуры динамической рекристаллизации, сопровождающей процесс горячей деформации. Методы ИПД позволили получать в металлах и сплавах нанокристаллическую (НК) структуру, обеспечивающую низкотемпературную сверхпластичность, упрощающую её технологическое применение. Однако более существенным оказалось то, что НК материалы показали ряд рекордно высоких физико-механических свойств, которые до недавнего времени считали структурнонезависимыми [5].

Вместе с тем, методы получения материалов с УМЗ и, особенно, с НК структурой, как в прошлом, так и настоящее время отличаются высокой трудоемкостью производительностью. И низкой Поэтому для ИХ совершенствования важно понимание процесса формирования ультрамелких зерен при пластической деформации. В настоящее время известен ряд научных представлений и соответствующих моделей [6–9], посвященных этому вопросу. В них формирование ультрамелких зерен описывают на микро- или на макроуровне. В первом случае полагают, что измельчение происходит вследствие прохождения, так называемой, «низкотемпературной» динамической рекристаллизации и/или в результате фазовых превращений [6, 7]. Во втором случае, измельчение не зависит от кристаллической структуры заготовки, а является результатом континуальных сдвигов в заготовке в детерминированных схемой простого направлении сдвига касательных

¹ На Западе эти методы получили название severe plastic defomation (SPD).

напряжений [8]. Необходимо отметить, что безупречных доказательств осуществления процессов, соответствующих отмеченным представлениям в указанных работах и других работах, развивающих эти представления, не приводятся.

Известны исследования [9, 10], в которых изучено влияние ротационных мод при больших монотонных деформациях на структурообразование. Показана роль этих мод в формировании мелких фрагментов в виде микрополос с ячейками внутри. В поперечном направлении такие полосы приобретают размеры порядка 0,1 мкм, а их границы, преимущественно, малоугловые ≤ 10–15°. В результате механические свойства материалов с такой уступают, структурой повышаются, но заметно тем же материалом, подвергнутым ИПД, поскольку немонотонный характер ИПД позволяет накапливать большие деформации и приводит к формированию не полосовой структуры, а структуру с мелкими равноосными зеренами, отличающиеся большеугловыми – 40÷60° разориентировками границ произвольного типа.

Необходимо отметить, что на мезоуровне большое внимание деформационному наноструктурированию уделяется в исследованиях Томской школы металлофизиков [11, 12]. В них важно значение уделяется кривизне и кручению, которые приобретает кристаллическая решетка металлических материалов деформации, построению физических моделей при И наноструктурообразования.

В целом вышеперечисленные работы рассматривают различные факторы, которые, по мнению их авторов, играют ключевую роль в формировании УМЗ структур. Однако основной недостаток этих работ заключается в том, что они описывают механизм измельчения зерен без учета связи между макро- и микроуровнями процесса деформации и структурными изменениями. Поэтому непосредственно использовать построенные на этих представления модели при разработке технологических процессов ИПД затруднительно.

Актуальна многоуровневая модель деформационного измельчения, позволяющая по заданным технологическим параметрам обработки, спрогнозировать основные характеристики наноструктуры в металлических материалах.

В этой связи первая часть книги посвящена теоретическим аспектам деформационного наноструктурирования материалов И описанию микроструктуры. многоуровневой модели деформационного измельчения Материал этой части базируется на ряде публикаций авторов, в которых представлен широкий спектр исследований, посвященных формированию УМЗ структуры в металлах и сплавах. В частности, в монографии [10] внимание читателя впервые было сфокусировано на ключевой особенности ИПД – деформировании, вследствие которого формируется немонотонном не полосовая, а равноосная нанозеренная структура. В последующей работе [13]

впервые изложены систематические представления о структурообразовании, связывающие макро- и микроуровни деформации и структуры при ИПД, и рассмотрены модельные представления, позволяющие определять размеры зерен в зависимости от степени накопленной сдвиговой деформации и масштабного фактора – размеров заготовки. Дальнейшее развитие этой модели, и методов получения УМЗ и НК материалов с учетом деформационного разогрева, описано в монографии [14].

В предлагаемой вниманию читателя монографии приведено обобщение модели деформационного измельчения. Показана необходимость учета не но распределения объеме только величины. В образца составляющих деформации. Особое накопленной внимание уделено ротационной составляющей деформации. Установлено, что ротационные повороты влияют на распределение сдвиговой составляющей и, следовательно, косвенно на размеры получаемых зерен. Однако непосредственная роль ротационной заключается в eë составляющей TOM, что величина определяет вил формирующихся в кристаллической решетке областей разориентации и угловые разориентировки их границ. При монотонной деформации из-за небольших величин знакопеременных поворотов формируются микрополосы, а при немонотонной деформации – равноосные субмикро- или нанозерна. Показан новый метод оценки указанных составляющих деформации и пример их расчета для одного из наиболее распространенных методов ИПД – РКУ Практическое значение модели, рассмотренной в данной прессования. монографии, заключается в возможности прогнозировать параметры НК структуры и на этой основе совершенствовать методы ИПД.

Bo второй части монографии рассмотрены наиболее широко используемые методы ИПД, а также их комбинации, обеспечивающие активное деформирование И интенсивное немонотонное нарастание величины накопленной деформации за ограниченное число проходов и переходов. В качестве конкретных материалов в работе рассмотрен широкий круг металлов и сплавов, включая малопластичные и труднообрабатываемые материалы.

Теоретические и прикладные основы деформационного измельчения зерен, изложенные в книге, базируются как на классических представлениях о процессах деформации и структурообразования, так и на результатах недавних исследований [10, 13–16]. Во многом, эти исследования проводились в рамках государственных заданий Министерства образования и Науки РФ, порученных федеральным учреждениям г. Уфы: ИПСМ РАН и УГАТУ. Кроме того, часть работ, в частности, по исследованию деформационного наноструктурирования суперсплавов, а также подготовка к изданию монографии выполнено при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

Часть 1.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Рассмотрены качественные и количественные характеристики структуры в зависимости от деформированного состояния материала. Определены ключевые параметры деформированного И структурного состояния кристаллического материала при больших деформациях. Построена модель деформационного наноструктурирования для металлов и однофазных сплавов, позволяющих прогнозировать размеры зерен в зависимости от накопленной деформации и масштабного фактора – размеров заготовки. Даны рекомендации повышения эффективности процесса измельчения для структуры В металлических материалах.

Глава 1.1. Этапы структурообразования и факторы, влияющие на измельчение зерен

В главе приведены краткая классификация УМЗ структур и основные этапы эволюции микроструктуры металлов в условиях большой деформации. Показано, что образование новых областей разориентации, в том числе ячеек, микрополос и мелких нанозерен, связано с явлением фрагментации, возникновение которой согласно [9] происходит, начиная со степеней деформации $\varepsilon \ge 0,2-0,3$. Рассмотрено влияние на измельчения структуры различных факторов: природы материала, схемы. степени, скорости деформации и других, включая деформационный разогрев.

1.1.1. Масштабные уровни и эволюция микроструктуры металлов при пластической деформации

Классификация. Первоначально интерес к УМЗ материалам, во многом, был вызван тем, что при температурах $T \ge (0,4\div0,5)$ $T_{пл.}$ они проявляют сверхпластичными свойствами – способностью к необычно большим удлинениям под воздействием небольшого напряжения течения. Это свойство важно в технологии обработки давлением при изготовлении полуфабрикатов и деталей. Кроме того, в обычных условиях жизнедеятельности человека УМЗ материалы по сравнению с крупнозернистыми материалами обладают более высоким комплексом механических свойств, в частности, большей прочностью в сочетании с удовлетворительной пластичностью. Эти качества они сохраняют вплоть до температур близких к температурам, при которых УМЗ материалы начинают проявлять сверхпластические свойства. При этом, чем меньше размер

зерен, тем выше их прочностные свойства, но ниже температура перехода от обычной пластичности к сверхпластичности.

В последние годы возрос интерес к наноструктурным материалам. В общем случае таким материалам, как уже К отмечалось, относят нанокристаллические материалы с размером зерен от нескольких нанометров до 100 нанометров, а также субмикрокристаллические материалы с размерами зерен от 100 до 1000 нм. Ключевым признаком таких наноматериалов принято считать наличие структурных элементов, у которых хотя бы в одном направлении размер не превышал 100 нм и, которые играли бы определяющую роль в формировании их уникальных свойств. В субмикрокристаллических материалах такими элементами могут быть неравновесные границы зерен, дисперсные выделения и сегрегации.

По величине среднего размера зерен ультрамелкозернистые материалы можно разделить на микрокристаллические, субмикрокристаллические, нанокристаллические материалы (рис. 1.1).



Рис. 1.1. Диапазон изменения среднего размера зерен в УМЗ материалах, включая микрокристаллическую, субмикрокристаллическую и нанокристаллическую градации

Такая классификация является формальной, т.к. десятичная система использованная исчисления, основе, совпадает с физически В eë не обоснованными скачкообразными изменениями некоторых физикомеханических свойств материалов зерен в нанометрическом диапазоне < 100нм этой классификации [17]. Вместе с тем В отметить определенную технологическую корреляцию между размерами зерен УМЗ структуры и методов их получения. Зерна микрометрического диапазона можно получить, используя динамическую рекристаллизацию при горячей деформации или путем фиксации начальной стадии развития первичной рекристаллизации холоднодеформированного материала. Субмикрокристаллическую структуру получают методами ИПД. Для получения нанокристаллической структуры также применяют методы ИПД, но по отношению к небольшим по масштабному фактору заготовкам, например, в порошках, подвергаемым шаровому размолу или тонким дискам после кручения под давлением [18, 19].

Необходимо отметить, что нанокристаллические и даже субмикрокристаллические материалы нередко называют наноструктурными материалами. В этой связи можно заметить, что наноструктурные материалы понятие более широкое, чем нанокристаллические материалы, потому, что таким могут быть не только кристаллические, но и аморфные материалы, содержащие определенные области нанометрических размеров.

Сравним Основные этапы эволюции структуры. структурные изменения монотонной и немонотонной деформации. Монотонная при деформация реализуется в таких процессах, как волочение, прессование, прокатка, приводящих к одноосному удлинению образца² или заготовки. В методах ИПД процессы деформации немонотонные. Во всех деформационных изменения кристаллических процессах структурные материалах В сопровождаются их упрочнением вплоть до их разрушения (в монотонных процессах) или до выхода кривой упрочнения на плато при ИПД. Поэтому эволюцию структуры в металлах сначала представим в виде схемы (рис. 1.2), предложенной авторами [10], для монотонных процессов. Кроме кривой упрочнения на этой схеме приведена также качественная кривая $D_{d} = f(e)$, среднего областей демонстрирующая изменение размера различных разориентаций, образующихся по мере нарастания степени деформации – е. Используем эту схему для подробного описания основных стадий эволюции микроструктуры, а ниже отметим отличия процесса измельчения в случае ИПД.



Рис. 1.2. Схема, демонстрирующая типичный характер изменения прочности материала σ_в при холодной деформации, среднего размера фрагмента D_φ и основные стадии эволюции структуры

² Строго говоря, большие многопроходные деформации вытяжки заготовок являются квазимонотонными, т.к. при повторных нагружениях происходит некоторые изменения траекторий деформации.

На первой стадии кривой упрочнения $\sigma_e = f(e)$, соответствующей началу пластического течения материала, деформация осуществляется вследствие скольжения единичных дислокаций по плотноупакованным плоскостям и направлениям кристаллической решетки.

Для такой деформация, как известно, необходимы небольшие напряжения сдвига, особенно при одноосной деформации монокристаллов с небольшими степенями < 1%. При степенях деформации ~ 2÷3% возрастает напряжение и число источников дислокаций, поэтому сдвиг осуществляется уже сериями дислокаций, движущихся по параллельным системам скольжения кристалла.

Дислокационные скопления. С повышением степени деформации ~ 5÷6% полосы скольжения уплотняются, разворачиваются по отношению к нагрузке, возникает множественное скольжения – движение дислокаций в непараллельных кристаллографических плоскостях. В результате происходит пересечение дислокаций, образование сидячих дислокаций и их скоплений.

В поликристаллах множественное скольжение практически возникает с началом деформации и при её нарастании быстро приводит к повышению плотности дислокаций в скоплениях. Вследствие этого кристаллическая решетка заметно искажается путем изгиба и кручения, материал упрочняется, и для развития деформации требуются повышенные напряжения. Дальнейшая эволюция дислокационной структуры зависит от энергии дефекта упаковки материала.

В материалах с низкой энергией дефектов упаковки (ЭДУ) плоские скопления дислокаций блокируют движение сильно растянутых частичных дислокаций, а создаваемые такими скоплениями упругие поля приводят к затуханию действующего в данной плоскости источника дислокации. Вместе с тем в результате возрастающих внутренних напряжений возникают новые источники дислокаций, и процесс образования новых скоплений повторяется в параллельных плоскостях до тех пор, пока возможность генерации и перемещения дислокаций не исчерпываются. При этом внутренние напряжения достигают значения, достаточного для продолжения деформации по механизму двойникования. Двойник поворачивает часть зерна так, что ориентация кристаллографических плоскостей в переориентированной части становится благоприятной для продолжения развития дислокационного скольжения.

Двойникование наблюдается в сильно деформированных материалах с разным типом кристаллической решетки, но особенно оно характерно для ГПУ металлов из-за ограниченного числа систем скольжения дислокаций, например, для титана. В таких материалах двойникование становиться дополнительной модой деформации. В принципе, формирование большого количества двойников приводит к измельчению зерен, поскольку двойниковые границы являются высокоугловыми. Вместе с тем такие границы большей частью являются специальными, когерентными, отличаются низким уровнем

запасенной энергии, отсутствием дислокаций и дальнодействующих полей напряжений, упрочняющих материалы.

Между тем как целью ИПД является формирование большеугловых не специальных границ, а общего типа, которые за счет накопления в них большой плотности адсорбированных решеточных дислокаций, способны аккумулировать повышенный уровень упругой энергии, и тем самым создавать дальнодействующие поля напряжений, упрочняющие материал. Одновременно такие границы допускают развитие зернограничного сдвига, что весьма важно для обеспечения УМЗ материалам конструкционного назначения необходимого и достаточного уровня пластических свойств.

В этой связи отметим, что мере измельчения зерен напряжения, необходимые для дальнейшего развития двойникования, возрастают и процесс двойникования прекращается. Меньшие напряжения требуются ДЛЯ образования полос с увеличенными угловыми разориентировками до ~15-20°. Многочисленные пересечения таких полос при немонотонной деформации, как показано ниже, приводят к формированию мелких субзерен и зерен. отметить, полосообразование свойственно различным Необходимо ЧТО металлам с различной энергией дефектов упаковки. Однако ниже подробно рассмотрим формирование ячеистой структуры характерное для металлов с повышенной ЭДУ, поскольку эти образования предопределяют толщины микрополос и, в конечном счете, размеры измельченных зерен.

Ячейки и субзерна. Ячейки начинают образовываться на второй стадии деформации в таких металлах как Al, Cu, Ni, Fe, в которых небольшие расстояния между частичными дислокациями позволяет им преодолевать барьеры путем поперечного скольжения. Это приводит к перестройке дислокаций в пространственные сетки, состоящие из сложных сплетений и клубков дислокаций, толщиной ~ 0,01 мкм. Такие дислокационные слои – стенки рассматривают как границы, разделяющие кристалл на области разориентации – ячейки, размером ~ (0,1÷2) мкм. При этом внутренний объем ячеек более или менее свободен от дислокаций.

Границы ячеек приводят к развороту кристаллических плоскостей соседних областей друг относительно друга на углы порядка 0,1°. Таким образом, под ячеистыми структурами понимают возникающие при деформации в кристаллической структуре области разориентации, обособленные границами-стенками, состоящими из плотных скоплений дислокаций конечной толщины. Плотность дислокаций в таких границах на порядки превосходит плотность дислокаций, наблюдаемых внутри ячеек.

Различают большое разнообразие ячеистых структур, отличающихся плотностью, типом и знаком дислокаций в стенках, а также угловыми разориентировками. Принципиальное отличие первоначально возникающих

ячеистых структур от последующих – блоков и субзерен, заключается в том, что их границы представляют собой слой конечной толщины, образованный плотными скоплениями дислокаций, в общем случае состоящих из сплетений дислокаций разных типов. Такие дислокационные границы-стенки называют несовершенными. Их нельзя назвать поверхностью, поскольку, как известно, последняя должна отвечать условию непрерывности. В отличие от таких границ совершенные границы, разделяющие ячейки-блоки и субзерна, образованные непрерывной дислокационной стенкой (дислокациями со слившимися ядрами), являются поверхностью.

Преобразование несовершенной границы совершенную ячеек В слаборазориентированную малоугловую границу субзерна происходит с соблюдением закона «сохранения угла разворота» [20]. При совершенствовании границ угол разориентировки между соседними областями практически не изменяется, но возрастает его относительная величина градиент нарастания угла по отношению к толщине границы. Иначе говоря, кривизна границы, поскольку ей толщина уменьшается возрастает OT нескольких десятков межатомных расстояний, присущих толстой стенке дислокаций, обособляющих несовершенные ячейки, до нескольких (1÷3) межатомных расстояний, характерных для совершенных ячеек-блоков и границ субзерен.

Малоугловые границы субзерен могут быть различных типов: границами наклона, образуемыми тонкой стенкой (иногда 2-х рядовой) краевых зарядов дислокаций; границами кручения, образуемыми двумя рядами винтовых дислокаций. Образование смешанных границ, т.е. состоящих из соседствующих дислокаций разных типов, не происходит. По этому поводу автор [20] отмечает, что отбор чисто краевых одинаковых дислокаций в плоские слои на первый взгляд представляется маловероятным. Тем не менее, именно так группируются дислокации: либо только в плоские субграницы наклона, либо в границы кручения. Это связано с тем, что, во-первых, криволинейная дислокация должна выпрямиться натяжением дислокаций; во – вторых, плоская граница – устойчивее рыхлого слоя, т.к. почти всякую дислокацию вне плоскости дислокации в границе либо втягивают, либо отдаляют. В-третьих, стенка из смешанных компонент менее устойчива из-за выталкивания винтовых компонент. Следует также отметить, что разнозначные дислокации, сближаясь, аннигилируют. К указанным выше доводам в отношении селекционной группировке дислокаций в стенках, можно добавить следующее. Образование решеточных дислокаций в виде петель предопределяет их избирательное перемещение в стационарном поле напряжений: краевые сегменты петли двигаются в направлении сдвига, а винтовые – в ортогональном направлении к сдвигу, что, собственно, и приводить к рассмотренным закономерностям образования ячеистых границ.

Продолжительность стадии образования и совершенствования ячеистой структуры в процессе деформации может быть различной. Она зависит от природы материала, исходной микроструктуры и других факторов, влияющих на механизмы деформации и скорость прохождения динамического возврата, в частности, полигонизации. У большинства металлов с высокой ЭДУ разделение кристалла на ячейки начинается при относительно небольших степенях деформации 5÷10%, но при больших деформациях вновь повторяется в меньших локальных объемах.

В пределе формирующиеся в металлах при ИПД зерна приобретают размеры равные размерам ячеек, если отсутствует условия для миграции границ. Поэтому ячейку можно рассматривать как геометрический прообраз измельченного зерна. Размеры ячеек зависят от скалярной плотности дислокаций р. Связь между этими величинами в первом приближении отражает эмпирическое соотношение Д.Л. Холта [21]:

$$d_f = C \,\rho^{-0.5},\tag{1.1}$$

где $C = 2 \div 16$ – постоянная, наибольшее значение которой характерно для чистых металлов, а наименьшее значение – для концентрированных твердых растворов.

Из этого соотношения следует, что для предельного измельчения структуры в деформируемом материале важно обеспечить достижение максимальной плотности дислокаций и однородного распределения этих плотностей³.

Границы ячеек разориентированы на доли градусов. В отличие от них границы субзерен имеют большие разориентировки. В недавнем прошлом к субзеренным малоугловым границам относили границы с углом ориентировки не более 8÷10°. В последнее время к ним стали относить также границы с углами разориентировки до 15°. Размеры субзерен в крупнозернистых металлах обычно составляют ~1÷10 мкм, но после ИПД они могут быть ~ 0,1 мкм и менее.

Общеизвестно, что образование субзеренной структуры, так же как и предшествующей ей ячеистой, наблюдается в широком интервале деформаций, начиная с относительно малых в среднем степеней деформации ~0,1 до весьма больших ~5÷8 единиц, например, как показано в [22 (глава10)] после прокатки с большой степенью. Такая периодичность обусловлена тем, что пластическая деформация в образце накапливается неравномерно. Вследствие этого в участках, где деформация была больше средней, процесс эволюции дефектов по схеме: скопление дислокаций \rightarrow ячейка \rightarrow субзерно (СД \rightarrow Я \rightarrow С) завершается. В то же время в других менее деформированных участках такое

³ Ниже показано, что размер зерен зависит от зарядовой плотности дислокаций, и как следствие, от накопления тензорной плотности дислокаций.

преобразование по мере накопления деформации продолжается, приводя сначала к повышению напряжений, затем к их релаксации. Если деформация не прерывается, то в участках, где субзерна возникли раньше, и уже произошло снижение локальных напряжений, эволюция дефектов структуры по указанной схеме вновь повторяется, но уже в меньшем размерном масштабе, приводя к делению кристаллической решетки на более мелкие малоугловые фрагменты. Однако активность этого процесса существенно замедляется после накопления в материале истинной степени деформации 2÷4 единицы. При дальнем нарастании деформации доля предельно измельченных малоугловых областей разориентации (ячеек И субзерен) уменьшается, а доля предельно измельченных зерен увеличивается.

Общепризнанного описания процесса преобразования малоугловых областей разориентации в зерна пока нет. Существует несколько представлений о возможных механизмах увеличения угловых разориентировок границ ячеек: вследствие их взаимодействия с решеточными дислокациями или с частичными дисклинациями.

Образование полос и зерен. В ранних работах по ИПД предполагали, что формирование зерен происходит путем поглощения несовершенными границами ячеек решеточных дислокаций. Для этого необходимо чтобы число дислокаций, входящих в границы ячеек, существенно превосходило число дислокаций, покидающих границы. По мере насыщения границ дислокациями в соответствие с релаксационным принципом Ле Шателье – Брауном они совершенствуются и ячейки преобразуются в субзерна.

Вместе с тем, известно, что дислокации легко преодолевают совершенные малоугловые границы, имеющие толщину (1-2) межатомных расстояний, практически не изменяя их разориентировок. Поэтому более реалистичным представляется преобразование ячеистых границ в большеугловые границы (≥15°) не путем насыщения их решеточными дислокациями, а вследствие перемещения по ним диполей частичных дисклинаций. Это согласуется с экспериментами при монотонных деформациях – с прокаткой [23] и волочением [24], В которых с нарастанием деформаций наблюдали значительное увеличение угловых разориентировок полосовых границ, а не малоугловых границ ячеек, расположенных в этих полосах.

Образование полосовых структур с большеугловыми границами легко ИПД. объясняет образование зерен при Деформационные полосы ориентируются в направлении вытяжки образца, поэтому смена направления вытяжки, что характерно для немонотонных процессов ИПД, приводит к появлению новой серии полос с преимущественно малоугловыми $\leq 15^{\circ}$ границами, пересекающих прежде образованную серию полос. В результате формируется сетка границ и, соответственно, множество ячеек такой сетки и составляет множество мелких зерен. Таким образом, немонотонное

деформирование, вследствие изменения направления полосообразования, приводит множественному пересечению полос и к образованию мелких зерен.

Рассматривая полосообразование, как важнейший этап эволюции структуры, ведущий к формированию мелких зерен, следует отметить, что в металлах существует ряд специфичных полос, таких как полоса Людерса, Бриллиантова-Обреимова и другие. Образование этих полос связано со сбросом локальных перенапряжений, и они не имеют прямого отношения к формированию мелких зерен во всем объеме материала.

Формирование зерен связано с иными полосами деформационного происхождения, возникающими в поперечном сечении материала, которые ориентированны, как уже отмечено, в направлении вытяжки материала. После заполнения наиболее тонкими из них – микрополосами, всего сечения образца, направление микрополос становится близким к направлению действия максимальных касательных напряжения сдвига. Изучению таких полос посвящено большое множество работ. Отметим исследования профессора Рыбина В.В. [9, 24], посвященные явлению фрагментации структуры при больших монотонных деформациях, и как следствие, образование микрополос, обособленных преимущественно малоугловыми границами. Систематическое описание типов полос приведен в [3] профессором Новиковым И.И. В соответствие с [3] при относительно небольших степенях деформации возникают полосы, получившие название деформационных полос, рис. 1.3.



Рис. 1.3. Схематичное представление полосовых структур. ДП – деформационные полосы; ПП – переходные полосы; ПС – полосы сдвига; *R* и *N* – соответственно направление вытяжки и редукции размеров образца при деформации [3]

Эти полосы отличаются достаточно большими поперечными размерами – толщиной. Внутри полос содержатся несколько рядов малоугловых ячеек. При сравнении ориентаций кристаллических решеток малоугловых ячеек, расположенных в соседних деформационных полосах, были определены большие углы, что было обусловлено тем, что между деформационными полосами располагаются более тонкие полосы, получившие название переходных полос. В свою очередь переходные полосы могли состоять из ряда (от 2 до 15) микрополос, имеющих весьма малую толщину 0,1÷0,3 мкм.

Микрополосы, как и толстые деформационные полосы, содержат внутри слегка разориентированых между собой на углы ≤ 1° малоугловые фрагментовячееки, но лишь один ряд. Между собой микрополосы разориентированы на углы, составляющие несколько градусов, обычно меньше 5°. В результате набора таких разворотов в пачках микро- и переходных полос между деформационными полосами разориентировка фрагментов может достигать значительных величин ~ 40° и более.

Выше представленное описание полосообразования хорошо дополняют результаты исследований полос в никеле после прокатки (рис. 1.4), полученные авторами [23].



Рис. 1.4. Микроструктура никеля высокой чистоты (99,99%), подвергнутого интенсивной монотонной деформации (холодная прокатка) [23]

На этом рисунке стрелкой с аббревиатурой GNB указаны границы, известные как геометрически необходимые границы, а также как границы

малоугловых фрагментов-ячеек, расположенные в полосах и обозначенные аббревиатурой IDB – случайные дислокационные границы. Очевидно, что по мере накопления деформации поперечные размеры полос и расположенных в областей них малоугловых разориентации (ячеек, блоков, субзерен) Необходимо отметить, уменьшаются. ЧТО малые размеры микрополос затрудняют возникновение и работу в них решеточных источников дислокаций. Поэтому с появлением такой полосы, как она, как известно, [9] перестает принимать активное участие в продолжающейся пластической деформации. Иными словами, ресурс «дислокационной» пластичности материала в зоне образования микрополос исчерпывается при заполнении ими всего объема очага деформации (поперечного сечения образца).

Последующее пластическое течение осуществляется иначе: посредством зарождения полос сдвига. Обычно образование полос сдвига в металлах и сплавах происходит при деформациях не менее 60÷70%. Полосы сдвига ориентированы под углом 20÷60° относительно направления течения материала и проходят сквозь ряд деформированных зерен, и даже через всю толщину образца. Толщина полос сдвига ~1 мкм и менее, они, как и переходные полосы, состоят из микрополос, разделенных малоугловыми границами.

Полосы сдвига пересекаются, иногда и проявляются в виде, так называемого, решетчатого, коврового или шахматного поля, рис. 1.5. Большое количество пересечений полосовых структур ведет к их же преобразованию: вместо полос возникает равноосная зеренно-субзеренная структура.



Рис. 1.5. Пересечения микрополос в жаропрочном железоникелевом сплаве Inconel 718 в результате кручения со степенью 3,5 при комнатной температуре

При использовании таких методов ИПД как кручение под давлением, РКУ прессование и всесторонняя ковка форма и размеры материала после

завершения деформации остаются примерно такими же, как и до её начала, т.е. близкими к исходным размерам. Такой характер деформирования, обусловлен изменением направления деформирования и вытяжки заготовки, что приводит к определенным отличиям от выше рассмотренных изменений прочностных свойств материала и эволюции структуры. Схема основных этапов эволюции структуры и изменения размеров фрагментов, а также прочностных свойств материала после ИПД, показанная на рис. 1.6, отличается от схемы, ранее приведенной на рис. 1.2 для больших монотонных деформаций.



Рис. 1.6. Основные стадии эволюции микроструктуры при интенсивной немонотонной деформации и зависимости изменения – прочности – σ₆ и размера фрагментов (зерен) *D*₃ от степени деформации – е; пунктиром обозначена условная граница, слева от которой преобладают малоугловые фрагменты, а справа зерна [10]

Основные отличия в структурообразовании и механическом поведении материалов при ИПД заключаются в том, что после определенной деформации, обычно $\varepsilon \ge 3-4$, прочностные свойства материалов приходят к насыщению, а измельченные фрагменты приобретают, преимущественно, большеугловые разориентировки, т.е. становятся зернами.

1.1.2. Влияние природы материала и условий деформации на измельчение зерен

Методы ИПД универсальны, они позволяют измельчать зерна в различных металлах, сплавах, интерметаллидах и композитах, отличающихся типом кристаллической решетки, природой межатомных связей, энергией

дефектов упаковки, фазовым составом, исходным структурным состоянием. Можно выделить следующие закономерности влияния природы материала на измельчение зерен:

– в материалах со сложным химическим и фазовым составом формируется более мелкозернистая структура;

– чем меньше отношение температуры деформации к температуре плавления (*гомологическая или сходственная температура*), тем меньший размер приобретают измельченные зерна;

– при прочих равных условиях меньшие размеры зерен получаются в материалах с низкой энергией дефектов упаковки и с ограниченным числом систем скольжения дислокаций в кристаллической решетке.

Перечисленные закономерности становятся понятными, если процесс деформационного измельчения рассматривать с точки зрения приращения множества границ в материале. Очевидно, что при прочих равных условиях в многофазных сплавах исходное множество границ больше, чем в однофазных материалах, поскольку кроме границ зерен в них существуют межфазные границы. В результате деформации в каждой из фаз возможно прохождение фрагментации. Если же фрагментация проходит лишь в матричной фазе, то другие (вторичные) фазы в результате интенсивной деформации подвергаются дроблению или растворению, а иногда и индуктированному деформацией выделению из матрицы.

наличие образом, второй фазы Таким приводит К увеличению протяженности границ, а также сдерживает рост зерен, так как миграция границ пересыщенных растворах И блокируется замедляется В дисперсными частицами. Сдерживает рост зерен повышение температуры возврата и рекристаллизации, обычно увеличивающихся при легировании материалов. Поэтому в однофазных сплавах измельчение зерен реализуется в большей мере, чем в металлах.

В материалах с низкой энергией дефектов упаковки подвижность дислокаций ограничена. В таких материалах ячеистая структура долго не развивается. Возникает двойникование И микродвойникование, а на заключительных стадиях - образование полосовых структур, пересечение которых приводит к измельчению зерен. Поэтому, чем меньше энергия дефекта упаковки, тем меньше скорость возврата, что при прочих равных условиях обеспечивает большую плотность дислокаций и, в конечном счете, большее измельчение зерен. Аналогично влияет на возврат двойникование И ограниченное число систем скольжения дислокаций в материалах, т.е. тип кристаллической решетки. Например, в α – титане, имеющим ГПУ решетку, дислокаций осуществляется, преимущественно, скольжение базовой ПО плоскости. По этой причине в данном металле уже после относительно деформаций образуются плотные скопления дислокаций, небольших И

внутренние напряжения возрастают значений, достаточных до ДЛЯ двойникования. С развитием деформации двойникование прекращается, возникают полосообразованию моды деформации, приводящие к И формированию зерен.

Влияние схемы и режимов деформации. К существенным факторам, характеризующим условия деформации и влияющим на структурообразование, относятся: температура, степень и скорость деформации, а также напряженнодеформации, деформированное состояние материала, геометрия очага зависящая от применяемой схемой деформирования и нагружения заготовки. Перечисленные факторы не являются совершенно независимыми друг от друга. Например, температура деформации определяется не только температурой нагрева заготовки перед деформацией, но также степенью и скоростью деформации, от которых зависит деформационный разогрев материала. Следует учитывать также теплопроводность и условия охлаждения материала при обработке. В свою очередь изменение температуры влияет на механические свойства материала и по этой причине изменяет заданные динамические и кинематические характеристики деформационного процесса. Многофакторное влияние условий деформации на размеры зерен не позволяет выявить для металлов сплавов соответствующую зависимость, удобную И для практического использования. Тем не менее. накопленные на базе многочисленных экспериментов данные дают возможность качественно, а в ряде случаев количественно, описать влияние перечисленных факторов на структурообразование. В данном параграфе рассматриваются лишь основные тенденции влияния изменения указанных факторов на измельчение зерен. Детальные рекомендации по выбору условий деформации материала с учетом его природы приводятся ниже, в главах, посвященных методам интенсивной деформации.

Температура. С точки зрения предельного измельчения зерен деформирование заготовки следует осуществлять при минимально возможных гомологических температурах, ПО меньшей мере, не превышающих температуру начала первичной T_{н.р.} и динамической рекристаллизации T_д. Более того, в ряде случаев с целью формирования заданных физикосвойств механических деформирование желательно осуществлять при температуре, ограничивающей скорость прохождения возврата, в том числе возврата в формирующихся границах зерен. С понижением температуры деформационные свойства у многих материалов ухудшаются, тем не менее, при прочих равных условиях они остаются более высокими у материалов с более мелкими зернами. Поэтому общий подход, применяемый в отношении выбора температуры при ИПД, можно представить в виде схемы дробной деформации, показанной на рис. 1.7.

Конкретный выбор температуры деформации при ИПД зависит от природы материала, его пластических свойств и технических возможностей.



Число переходов

Рис. 1.7. Схема дробной деформации за три перехода со снижением температуры в переходах

Чистые металлы отличаются невысокой гомологической температурой начала рекристаллизации Т_{н.р.} и, следовательно, предшествующего ей температурой возврата T_в, – процесса при котором осуществляется интенсивное перераспределение и упорядочение дислокаций, в результате которого обычно формируются дислокационные стенки. Как известно указанные температуры не являются физическими константами, т.к. зависят не только от химического состава металла, типа кристаллической решетки, энергии дефекта упаковки, но условий деформирования (степени, скорости, температуры И OT деформирования). Поэтому значения Т_{н.р.}, приводимые для металлов в разных источниках укладываются в достаточно широкий интервал гомологических температур (0,1÷0,4) Т_{пп}. Вследствие накопления при ИПД большой деформации и аккумулирования запасенной упругой энергии Т_{н.р.} снижается. Особенно значительно это происходит в сверхчистых металлах. Например, если в технически чистой меди Cu, температура плавления которой близка к 1100° C, а Т_{н.р.} ≈ 150°, то в особо чистой меди, размеры зерен в которой исходном состоянии составляли 150 нм, после ИПД при комнатной наблюдали [25] появление рекристаллизованных зерен размером ~ 500 нм. В металлах с более высокой температурой плавления, например, Ni и Fe после ИПД при комнатной температуре рекристаллизация не возникала, а при последующем нагреве проходила рекристаллизации при заметно меньшей температуре И инкубационной выдержке, чем этот процесс происходит после обычной умеренной холодной деформации. Причина таких отличий, несомненно, связана большим накоплением внутренней энергии в металлах после ИПД с большой степенью деформации.

Степень деформации. Качественное влияние этого фактора на размеры малоугловых фрагментов и зерен отражают зависимости, ранее представленные на рис. 1.2 и 1.6. Физическое объяснение асимптотического приближения

кривых к предельным размерам связано с тем, что плотность дислокаций с повышением степени деформации может увеличиваться лишь до некоторого предела. При использовании методов ИПД, не приводящих к результирующему изменению поперечного сечения материала, достижение предела измельчения связано с достижением плотности дислокаций стационарного уровня, обычно ~10¹⁵ м⁻². Соответственно, по вышеприведенному соотношению Д. Холта до определенных пределов при этом уменьшаются размеры фрагментов-ячеек, которые, В конечном счете, предопределяют размеры мелких зерен. Достижение стационарного уровня плотности дислокаций И предела измельчения зерен, как показано ниже, связано с изменением доминирующего механизма сдвига ОТ кристаллографического К зернограничному. С наступлением последнего измельчение зерен прекращается. Вместе с тем в тех когда поперечное сечение образца при деформации заметно случаях уменьшается, то это приводит к более глубокому измельчению зерен. Так в работе [26] приведены результаты волочения проволоки альфа-железа со степенью 99,95%, что привело к аморфизации структуры. По-видимому, малоугловых значительное уменьшение размеров фрагментов ЛО нанометрического уровня, приводит к накоплению в них критической плотности дислокаций достаточной для потери устойчивости кристаллической решетки и перехода металла в аморфное состояние.

Скорость деформации. Известно, что повышение скорости деформации дислокаций двойникование. активизирует скольжение И Поэтому повышением скорости процесс измельчения структуры интенсифицируется. повышением скорости деформации Вместе с тем с увеличивается деформационный разогрев. Кратковременное повышение температуры, в зонах локализации деформации – в полосе зернограничного сдвига становится существенным для миграции границ фрагментов, особенно в чистых металлах с невысокой температурой плавления.

Квазигидростатическое давление (КГД). Косвенное влияние этого фактора на измельчение зерен при ИПД связано с тем, что без достаточного значения КГД накопить большую деформацию при небольших температурах невозможно⁴ особенно в малопластичных материалах Высокое КГД повышает деформируемость материала.

При квазигидростатическом давлении близком к напряжению течения материала σ_т создаются условия, препятствующие развитию имеющихся в материале трещин и пор, а при давлении ~ 10σ_т не только не возникают новые, но и залечиваются несплошности, существовавшие до деформации [27–29].

Наряду с косвенным влиянием, обеспечивающим сохранение сплошности материала, повышение КГД также способствует определенному (рис. 1.8)

⁴ Исключение составляет весьма чистые металлы с ГЦК решеткой, например, медь и золото.

уменьшению размера зерен. Происходит это вследствие гомогенизации дефектной структуры, проявляющейся интенсификации В процесса дислокаций; размножения увеличении ИХ плотности, обусловленное проявлением эффектами анизотропии сжатия в упругонеоднородных средах; активизации новых систем скольжения; двойникования и фрагментации двойников.

При высоком давлении облегчается процесс формирования ячеистой структуры, известный, как «барополигонизация». Кроме того, КГД влияет на полиморфные фазовые превращения и диффузионные характеристики материала. В частности, вследствие замедления диффузии снижается скорость прохождения процесса возврата.



Рис. 1.8. Зависимость размера нанозерен от давления. Кривая – теоретический расчет. Точки О – экспериментальные данные для никеля [30]

Благоприятное влияние КГД на измельчение структуры проявляется также в том, что оно способствует генерации дислокаций поверхностными источниками. Такие источники рождают дислокации при меньших критических внутрифрагментными, по сравнению с особенно напряжениях, под воздействием больших контактных давлений, создаваемых инструментом. Тем активизируется самым дислокационное скольжение, необходимое для измельчения зерен.

Для анализа влияния давления на размер зерен используют термодинамический, синергетический и кинетический подходы. Известно выражение [30], учитывающие влияние давления на размер зерен:

$$d_{\vec{i}}(\delta) \cong d_{mn}\sqrt{\chi_p} , \qquad (1.2)$$

где d_{mn} – минимальный размер зерен, который можно получить при ИПД без применения давления, $\chi_p =$ параметр влияния давления, $\chi_p \cong 1-5p/\mu \prec 1$, $\mu =$ модуль сдвига.

Схема деформирования. Примерами монотонного деформирования являются прямое прессование, прокатка, волочение и другие процессы, в которых заготовка вытягивается в одном направлении – вдоль продольной оси. Вследствие постоянства направления вытяжки в этих процессах в материалах образуется ярко выраженная аксиальная текстура и полосовая структура, с вытянутыми вдоль продольной оси заготовки границами, имеющими, преимущественно, малоугловые разориентировки.

В подтверждение такой закономерности приведем результаты прокатки никеля с большими степенями. Авторы работы [23] определили распределение углов разориентировки границ в полосовой структуре. На рис. 1.9 приведены гистограммы распределений углов разориентировки для границ (*GNB_s*), разделяющих полосы и границ (*IDB_s*) фрагментов-ячеек в полосах. Видно, что деформации $\varepsilon = 70\%$ (истинная степень деформации $\varepsilon_{\mu} = 1,4$) большая часть границ полос имеет малоугловые разориентировки. С увеличением степени деформации до $\varepsilon = 90\%$ возникает небольшая часть границ с большеугловыми разориентировками. После деформации со степенью $\varepsilon = 98\%$ ($\varepsilon_{\mu} = 4,5$) доля границ с большими углами разориентировки заметно возрастает, но еще не достигает половины от всей совокупности границ.

В отличие от полосовых границ углы разориентировки ячеистых границ с нарастанием деформации увеличиваются слабо. Закономерность, проявляющаяся в относительной стабильности формирующейся структуры (текстуры и преимущественно малоугловых разориентировок фрагментов) при продолжающейся деформации получила в работе [10] название принципа кинетической устойчивости структурного состояния. Причина формирования преимущественно субзеренной структуры при монотонной деформации становится более понятной при рассмотрении особенностей изменения формы схемах деформирования образец образца. При этих вытягивается, соответственным образом возрастает площадь поверхность образца. Для того чтобы площадь поверхности увеличивалась, необходим направленный к ней поток дислокаций. В свою очередь для такого ориентированного потока необходима удобная ориентировка плотноупакованных кристаллографических плоскостей и, преимущественно, легко преодолеваемые малоугловые границы на пути следования дислокаций к поверхности.

Приведенные текстурные данные и данные углов разориентировки границ показывают, свидетельствуют об относительной устойчивости фрагментированной структуры. Вплоть до достаточно больших степеней монотонной деформации, $\varepsilon_{\mu} \leq 3 \div 4$, границы у таких фрагментов остаются, преимущественно, малоугловыми. Вместе с тем, при прокатке со степенью $\varepsilon_{\mu} = 4,5$ (98%) происходит заметное приращение доли границ с большими углами разориентировки. При такой степени деформации, как показано на

рис. 1.8, значительная часть полос в поперечном сечении материала уменьшается до микроразмеров, т.е. становится микрополосами. С увеличением доли микрополос затрудняется работа источников решеточных дислокаций типа Франка – Рида, т.к. уменьшается их база и возрастает критической напряжение, необходимое для генерации дислокаций. Как уже отмечалось, дальнейшее развитие деформации осуществляется по полосам и микрополосам сдвига, направленных под углом (40÷60°) к оси вытяжки и в тоже время близким к направлению действия максимальных напряжений сдвига.



Рис. 1.9. Распределение углов разориентировки продольных границ полос, обозначенных аббревиатурой *GNB*^s и слаборазориентированных границ фрагментов-ячеек, обозначенных *INB*^s (поперечных) в никеле по мере увеличения степени деформации [23]

Причины, по которым возникают полосы и микрополосы сдвига недостаточно изучены. По-видимому, такой сдвиг зарождается на поперечных границах фрагментов – микрополос и, проходя через всю толщину образца, пересекает пачки продольно ориентированных микрополос, что приводит к еще большему "делению" микрополос на короткие по длине части и, в конечном счете, на близкие к равноосным мелким зернам.

Если материал подвергать немонотонной деформации, т.е. активно изменять направление деформирования на угол, близкий к 90°, то этапе сформированная на каждом предыдущем деформирования фрагментированная структура в соответствие с принципом кинетической устойчивостью фрагментированной структуры [9] перестанет соответствовать новым направлениям сдвига (вытяжки) материала. Возникнет своя новая кристаллографическая текстура и металлографическая ориентация полос соответствующая новому направлению вытяжки образца, которая пересечет прежде сформированные полосы.

В таких методах ИПД, как РКУ прессование, кручение под высоким квазигидростатическим давлением, всесторонняя ковка и других немонотонных процессах деформирования, направление действия деформирующей силы активно меняется. Соответственно изменяется направление макросдвига материала. Однако из-за того, что дислокации способны перемещаться лишь по избранным кристаллографическим системам скольжения направление сдвига по отношению к деформирующей силе изменяется с некоторым запаздыванием, связанным со временем, необходимым для соответствующего изменения текстуры материала.

Когда направление деформирующей силы меняется достаточно часто, например, периодически в проходах при РКУ прессовании или непрерывно, при кручении, то соответственно возникает указанное запаздывание и образуется новая текстура, что ведет к образованию многочисленных новых полос и их пересечений с полосами, образованными прежде. Что касается темпа роста угловых разориентировок полосовых границ, то он при немонотонном (РКУ прессовании), так и монотонном деформировании (прокатка), по-видимому, примерно одинаков, рис. 1.10. Вместе с тем важно повторно отметить, что в немонотонных процессах по сравнению с монотонными процессами при прочих равных условиях деформирования образуется большее количество границ повышенными углами разориентировки (~15÷20°), что связано с множественным пересечением деформационных полос разного типа.

Активная перемена направления деформирования в этом случае ведет к более раннему формированию зерен, чем при монотонных деформациях, в которых пересечения полос и формирования зерен наступает позднее, после изменения механизма деформации, приводящего образованию микрополос сдвига. Поэтому при немонотонных деформациях формирующаяся структура приобретает меньший размер и равноосность зерен.



Рис. 1.10. Зависимости роста среднего угла разориентировки полосовых границ
 θ° от степени деформации в никеле при разных схемах деформирования:
 CR – холодная прокатка; CEC – циклическое растяжение сжатие;
 ECAP – РКУ прессование [14]

Напряженно-деформированное состояние (НДС). НДС характеризует такими параметрами, как показатель напряженного состояния k_{σ} равный отношению среднего нормального напряжения (квазигидростатического давления) σ_o к напряжению сдвига τ , т.е. $k_{\sigma} = \sigma_o/\tau$, и коэффициентом Лоде $\mu = 2[(\sigma_{22} - \sigma_{33})/(\sigma_{11} - \sigma_{33})] - 1$, характеризующего форму девиатора напряжений, меняющегося с изменением схемы деформирования. Поэтому влияние напряженно-деформированного влияния квазигидростатического давления и схемы деформирования. Чем больше по абсолютной величине отношение сжимающих напряжений к напряжению сдвига, тем эффективнее осуществляется процесс измельчения зерен. Кроме того простой сдвиг, для которого $\mu = 0$, согласно [8] эффективнее для измельчения, чем чистый сдвиг.

Масштабный фактор и поверхность очага деформации. Знакомство со многими работами показывает, что между размерами деформируемой заготовки и размерами предельно измельченных зерен в них существует прямая корреляция [14, 19, 31]. Чем меньше размеры деформируемой заготовки, тем более мелкозернистая структура формируется в таких образцах при ИПД. Экспериментальные данные, подтверждающие влияние масштабного фактора на структурообразование, представлены в табл. 1.1, где приведены две взаимосвязанные характеристики масштабного фактора: размеры образца в поперечном сечении и отношение площади поверхности заготовки к её объему, представляющее собой параметр кривизны тела (см. гл.1.3).

Таблица 1.1

Корреляция между размерами измельченных зерен после ИПД и размерами образца

5		1	1	r
	Размол в	Кручение	РКУ	Винтовая
Методы ИПД	шаровых	под	прессование	экструзия
	мельницах	давлением		
	Al, Cu, Ni,	Al, Cu, Ni,	Al, Cu, Ni	Технически
Корреляционные	Fe, Ti, Pd	Fe, Ti, Pd	Fe, Ti	чистый титан
величины				(BT1–00)
	Чешуйки –	Пластины	Пруток	Пруток с
Поперечные размеры	тонкие	толщиной	диаметром	диаметром
деформируемого	изогнутые	(0,1–0,2)	(10-20) мм и	(10-20) мм и
образца пластины		ММ И	длиной до 5	длиной до 5
	толщиной	диаметром	диаметров	диаметров
	20–200 нм	10–20 мм.		
Отношение площади				
поверхности очага	10 ⁸	10 ⁴ 10 ³		10 ²
деформации к его				
объему – A/V , в м ⁻¹				
Средний размер				
измельченных зерен, нм	7–25 [19]	≤100 [31]	200–300 [32]	≤1000 [33]

Приведённые данные свидетельствуют о наличии прямой корреляции между размерами образца и получаемыми зернами в разных методах ИПД. Такая закономерность наблюдается и в пределах одного метода ИПД. Так, например, чем тоньше диск, подвергаемый кручению, тем более мелкие зерна получаются в нем при прочих равных условиях деформирования. Факт влияния масштабного фактора на размеры зерен в образцах, подвергнутых при РКУ прессованию, демонстрирует диаграмма (рис. 1.11), показывающая, что в образцах с меньшим диаметром достигается большее измельчение зерен. Рассмотренная закономерность объясняется тем, что чем меньше размеры деформируемого тела, тем большая плотность дислокаций в нем достигается при деформации.

Для деления зерен и субзерен на более мелкие части необходима генерация дислокаций и образование из них неподвижных скоплений. Источники типа Франка–Рида способны производить дислокации, если выполняется соотношение

$$\tau_{\rm kp} \ge Gb/\Delta,\tag{1.3}$$

где Δ – база дислокационного источника во фрагменте.



Рис. 1.11. Зависимость среднего размера зерен в Ті (в нанометрах) от диаметра образцов после 8 циклов РКУ прессования; 1– ф16 мм; 2 – ф20 мм; 3 – ф40 мм [32]

Величина Δ составляет примерно 2/3 от диаметра ячейки, зерна или размере области разориентации в общем случае. Поэтому чем меньше размеры этих образований, тем большее напряжение требуется для генерации дислокаций. В табл. 1.2 показано, что в СМК и НК металлах для рождения устойчивых дислокаций необходимы критические напряжения, значения которых даже без учета фактора Шмида превышают напряжение течения, т.е. решеточные источники дислокаций в таких зернах не действуют.

Дислокации рождают внутренние зернограничные источники и внешняя поверхность. Однако в толстостенных (массивных) крупнозернистых образцах число таких источников, в сравнении с источниками типа Франка-Рида [9], небольшое, поскольку с одного места-ступеньки на границе зерен может испуститься только одна дислокация, при этом ступенька исчезает.

Таблица 1.2

Anestokudini b civite ii Tite matephasiak [11]						
	Напряжени	Критическое напряжение – $\tau_{\kappa p}$, в МПа,				
	в МПа, при	$\epsilon' = 10^{-3} c^{-1}$,	необход	имое для	зарождения	дислокаций
Металл	В скобках указан		В зернах с		Приповерхностными	
	размер зерен в нм		размерами		источниками	
			10 нм	100 нм	10 нм	100 нм
Cu	430	400	3600	360	1800	180
	(20)	(200)				
Ni	1050	990	6330	633	3165	316,5
	(80)	(100)				
Ti	1310 (40)	700 (300)	3760	376	1880	188
1			1	1		

Значения критических напряжений, необходимых для генерации дислокаций в СМК и НК материалах [14]

По мере уменьшения поперечных размеров образца и, следовательно, увеличения отношения площади поверхности к объему очага деформации, роль дислокаций таких поверхностных источников возрастает. Для работы требуется, по крайней мере, вдвое меньшее критическое источников, напряжение $\tau_{\kappa p}$, по сравнению с решеточными источниками дислокаций, т.к. необходимая база Δ у таких источников образуется в пределах полупетли дислокаций, поскольку её другая часть – зеркальное изображение [20]. Кроме того, поверхностный слой подвергается воздействию высокого давления инструмента (пики контактных напряжений, как известно, существенно превышают средний уровень давления), что способствует зарождению Облегчены дислокаций. условия работы И для двухконечных подповерхностных источников дислокаций: последние испытывают меньшее противодействие от скоплений полупетль по сравнению с внутризеренными источниками дислокаций.

Комплексное влияние факторов. В заключение главы приведем сводные данные влияния различных факторов на структурообразование при больших деформациях. На рис. 1.12 приведены данные, демонстрирующие различную степень измельчения зерен в ряде материалов после кручения под давлением.



Рис. 1.12. Зависимость минимального размера зерна, полученного в разных материалах методом кручения под давлением от нормализованной твердости (а) (G –модуль сдвига) и от температуры плавления (б) [6]

Видно, что снижения размеров зерен в металлических материалах коррелирует с увеличением температуры плавления материала, повышением твердости и с усложнением химического состава. В табл. 1.3 приведены данные показывающие, что практически все методы деформирования при накоплении в металлах больших деформаций приводят к образованию разориентированных областей – фрагментов.

Таблица 1.3

	1 1	15 51			
Фактор	Методы деформации	Параметры	Тип и размер d _c областей		
	Прокатка волочение	<u>деформации</u> 5_6	Mon d 20203 MKM		
Накопленная		<u> </u>	$M\Psi, u_{c} \sim 0, 2 - 0, 3 \text{ MRM}$		
истинная		8-9	AH Ψ , d _c ~0,02–0,03		
степеці			МКМ		
деформация	Гидроэкструзия	≥ 2	М $Φ ≥ 0,2–0,3$ мкм		
3	Кручение тонких (0,1мм)	90–151	НЗ d _c ~0,1мкм		
	дисков под давлением на				
	3-5 оборотов				
	РКУ прессование за 4–12	4–13	НЗ; d _с ≥0,2–0,3 мкм		
	проходов		, , , ,		
	Шаровой размол	4–10	H3 d _c ~0,05–0,07		
	порошков		МКМ		
Скорость,	Кручение под давлением,	Квазистатическая	НЗ; d _с ≥0,2–0,3 мкм		
деформации	РКУП	$10^{-2} \div 10^{2}$			
	Магнитоимпульсная	Скоростная	МΦ;		
ξ, c ⁻¹	штамповка	104	0,1 мкм ≤d _с ≤10 мкм		
	Штамповка взрывом	Высокоскоростная			
	-	$\xi \sim 10^{6} c^{-1}$			
Квазигидро-	(РКУ прессование)	1,5÷2	H3		
статическое	(Гидроэкструзия)	2÷6	МΦ		
давление,	(Кручение под	3÷10	H3		
p, 111a	давлением)				
	(Штамповка взрывом)	10÷70	МΦ		
Масштабный	Объемные образцы с попо	еречным сечением	НЗ и МФ		
фактор	>1мм		d _c > 0,1-мкм		
	Тонкостенные образць	ы с поперечным	НЗ и АНФ		
	сечением <<	<1 мм	d _c < 0,1-мкм		
Характер	Квазимонотонная Д				
деформации	Преимущественно				
	Существенно немонотон	МΦ			
	Немонотонная деформа	Преимущественно			
	силы деформации меня	H3			
	близким к	90°)			
МФ – малоугловые фрагменты; АНФ – аморфные нанофрагменты; НЗ – нанозерна					

Влияние деформационных факторов и методов обработки на тип и размеры измельченной структуры в металлах

После прокатки и волочения со степенью 5-6 в металлах формируется микрополосовая структура. Поперечный размер микрополос и содержащихся в них слаборазориентированных ячеек составляет 0,2÷0,3 мкм. В случае, когда такую деформацию доводят до еще больших степеней $\varepsilon \sim 8 \div 9$, то в получаемых тонкостенных фольгах и нитях возможно [26] образование сверхмелких аморфной структурой. В фрагментов с методах ИПД формируется преимущественно структура зеренного, а не субзеренного типа как в монотонных методах.

После кручения под давлением в тонких (~ 0,2÷0,5 мм) дисках получают более мелкие зерна ~ 100 нм, чем в прутках диаметром 10÷20 мм после РКУ прессования, где зерна приобретают размер свыше 100 нм, обычно ~ 200 ÷ 300 нм. При этом, чем меньше размеры поперечного сечения образца, тем меньше размеры формируемых фрагментов, границы которых при монотонных деформациях остаются, преимущественно, малоугловыми, а при немонотонных деформациях приобретают большегловые разориентировки.

Выше температура деформации представлена, как существенный фактор влияния на размер зерен, но без учета влияния на неё деформационного большой деформации разогрева. Дo тех пор, пока подвергается крупнозернистый материал деформационный разогрев при ИПД относительно небольшой. Ситуация изменяется по мере измельчения зерен, в этом том случае возникает локализация сдвига, из-за высоких напряжений, необходимых для рождения дислокаций в мелких зернах, сдвиг становится континуальным, поскольку осуществляется ПО тонким границам множества зерен, И деформационный разогрев становится значительным фактором, влияющим на стабильность ультрамелкозернистой структуры [34].

1.1.3. Термостабильность ультрамелкозернистой структуры

Деформационный разогрев [34]. При деформации большая часть механической энергии W_м превращается в тепло, которое можно оценить по уравнению теплопроводности:

$$W_{M} = c\rho \,\partial T \,/\,\partial t = \lambda(T_{i})_{i} + \sigma_{ij}\xi_{ij}, \qquad (1.4)$$

где T – температура; c – теплоемкость; ρ – плотность; λ – коэффициент теплопроводности; σ_{ij} и ξ_{ij} соответственно тензора напряжений и скорости деформации.

Если допустить, что при РКУ прессовании реализуется схема простого сдвига, и этот сдвиг согласно модельным представлениям о структурообразовании [8] локализуется в плоскости, содержащей биссектрису угла пересечения каналов, то интенсивность скорости сдвига составит $H = \lim (v_{\tau} / \delta) \rightarrow \infty$ при ($\delta \rightarrow 0$), где δ толщина линии (плоскости), по которой

происходит сдвиг. Соответственно до бесконечности возрастет скорость деформации $\xi = H/\sqrt{3} \rightarrow \infty$ и выделяемая тепловая энергия, что, по меньшей мере, приведет, к испарению металла. В реальности при РКУ прессовании реализуется более сложная схема деформирования в сравнении с простым сдвигом. Тепловая энергия выделяется в не плоскости, а очаге деформации определенных размеров. В поперечном направлении размер очага деформации совпадет с поперечным размером заготовки d, а в направлении течения материала ориентировочно определится размерами сектора, ограниченного соответственно минимальной и максимальной дугами $l \sim (0,01÷1) d$. Разогрев металла в очаге деформации будет зависеть от скорости деформации. При сравнительно не высокой скорости РКУ прессования в ортогональных каналах $v \sim 1$ мм/с средняя скорость деформации заготовки, толщиной d = 10 мм, составит $\xi =\Delta \epsilon/\Delta t \sim v/l = (1÷10^2) c^{-1}$.

При таких скоростях деформации можно принять, что W_{M} за короткий период разогревает материала по адиабатическому закону. Заменяя $\partial T/\partial t \approx \Delta T/\Delta t$ и $\xi \Delta t \approx \epsilon$, где ϵ – степень деформации, получим среднее приращение температуры в очаге деформации:

$$\Delta T \approx \sigma \varepsilon / c \rho \,, \tag{1.5}$$

где σ – интенсивность напряжений в очаге деформации (сопротивление материала).

Оценки показывают, что при равномерном распределении степени деформации во всем ее очаге разогрев металла составит от нескольких десятков градусов до 100° [29], что согласуется с экспериментальными замерами температуры в очаге посредством термопар.

По мере нарастания деформации после нескольких проходов при РКУ прессовании большая часть зерен измельчается дальнейшему И деформированию, по существу, подвергается субмикрокристаллический (СМК) далее почти нанокристаллический (HK) материал, отличающейся И склонностью к локализации деформации. В таких материалах наряду со дислокаций решеточных имеет место зернограничное скольжением проскальзывание (ЗГП). В этом случае степень деформации можно представать в виде суммы

$$\mathcal{E} = \mathcal{E}_{_3} + \mathcal{E}_{_{\Gamma}}, \qquad (1.6)$$

где ε_3 – деформация зерен за счет внутризеренного дислокационного скольжения, а ε_{Γ} – зернограничное проскальзывание (ЗГП). Доля ε_{Γ} согласно оценке, приведенной в [4], по меньшей мере, составляет 15–20%.

Границы зерен (ГЗ) у НК материалов вместе с приграничной зоной, вследствие особенностей строения можно рассматривать как зернограничную фазу (ЗГФ), отличающуюся повышенным энергетическим (неравновесным) состоянием. Перемещение решеточных дислокаций в ЗГФ требует больших напряжений, чем в кристаллической решетке зерен. В общем случае баланс между механической работы *А* и адиабатической теплотой *Q* для НК материалов примет вид:

$$A = Q = Q_3 + Q_{\Gamma}, \qquad (1.7)$$

где $A = P \times \Delta l = \sigma S \times l_o \varepsilon = \sigma \varepsilon \times S l_o = \Delta T c \rho \times V$, здесь P сила деформации, Δl – изменение характерного размера материала⁵ под действием P; а V, S, l_o – соответственно деформируемый объем, его площадь и исходный размер, связанные между собой $V = S l_o$.

В свою очередь:

$$Q_{3} = c_{3}m_{3}\Delta T_{3} = c_{3}V_{3}\rho_{3}\Delta T_{3} = c_{3}V_{3}\rho_{3}\sigma_{3}\varepsilon_{3}/c_{3}\rho_{3}; \qquad (1.8)$$

$$Q_r = c_r m_r \Delta T_r = c_r V_r \rho_r \Delta T_r = c_r V_r \rho_r \sigma_r \varepsilon_r / c_r \rho_r.$$
(1.9)

В этих соотношениях *m*-масса, и другие обозначения использовались ранее без индексов. Индексы «з» и «г» в данном случае указывают, что параметры относятся соответственно к зерну и к зернограничной фазе. Решение (1.9) относительно ΔT_c при $c_3 = c_c$ и $\rho_3 = \rho_r$, имеет вид:

$$\Delta T_{\Gamma} = \left[\Delta T - (\sigma_3 \varepsilon_3 / c_3 \rho_3) (V_3 / V)\right] / (V_{\Gamma} / V) . \qquad (1.10)$$

Результаты расчета приращений температуры ΔT и ΔT_{Γ} в НК меди и титане (ВТ1–00) приведены в таблице 1.4. При этом для материала с $d_c =100$ нм согласно [5] приняли $V_{\Gamma}/V=0,1$ и соответственно $V_{3}/V=0.9$, а также $\varepsilon_{3} = 0,8 \varepsilon$ и $\sigma_{3} \sim 0,5\sigma$. Кроме того, в таблице указаны отношения температур нагрева очага деформации $T_{H} = 293 + \Delta T_{\Gamma}$ к температуре начала рекристаллизации T_{Hp} и нагрева зернограничной фазы (границ) $T_{sr} = 293 + \Delta T_{\Gamma}$ к температуре плавления металла T_{nn} .

Таблица 1.4

Металл	С, Дж/кг·К;	ρ, кг/м ³	σ, МПа	3	ΔT , ^{o}K	$T_{\rm H}\!/T_{\rm Hp}$	$\Delta T_{3\varphi}$, ^{o}K	$T_{^{3}\varphi}/T_{^{\Pi\Pi}}$
Cu	400 9000	9000 400	1	110	~1	700	0,7	
Cu			400	0,2	20	~0,7	110	0,1
Ti	518	518 4500 7:	750	1	340	~0,5	2000	~1,2
11	510		750	0,2	70	~0,1	300	~0,4

Температура нагрева зернограничной фазы при локализации в ней сдвига

При є=1 локализованный очаг деформации НК меди, представляющий собой тонкие полосы сдвига, сформированные из границ мелких зерен, разогреваются до температуры начала рекристаллизации, которая по оценке

⁵ При РКУ прессовании зерна и «пруток» удлиняются– в узком очаге деформации, прилегающим к поперечной плоскости, содержащей биссектрису угла пересечения каналов
[19] составляет 448° К, а температура ЗГФ в НК титане становиться больше температуры плавления.

Для титана полученный результат качественно согласуется с экспериментальными и расчетными данными, представленными в ряде работ. Так авторы [35] осаживали образцы нанотитана с размером зерен 100 нм (средняя скорость деформации была 4×10^{-4} , степень деформации от $4 \div 33\%$ соответственно при температурах от 4,2 до 300° K).

В результате авторы наблюдали на разрушенных поверхностях образцов присутствие «венного» узора, который возникает на поверхности скола металлических стекол в результате локального деформационного разогрева до температуры плавления – Т_{пл}. Следы плавления, свидетельствующие о сильном локальном нагреве, наблюдали [36] также на поверхности разрушения у наноструктурного сплава Ni-20% Fe после его деформации при криогенных работе [37], используя температурах. В скоростную инфракрасную микроскопию, показали, что при больших степенях (≥1) в тонких полосах скольжения температура металла повышается на сотни градусов, вплоть до плавления. По оценке, выполненной в [34], за время остывания такой диффузионная миграция атомов разогретой полосы ускоренная может составить до 10 нм.

Поскольку НК медь деформируется при напряжениях вдвое ниже, чем НК титан и имеет высокую теплопроводность, $a \sim 10^3 \text{ нм}^2/\text{c}$, то это обеспечивает ей меньший разогрев и более быстрый отвод тепла от нагретых границ. Время t, необходимое для достижения наибольшей температуры на расстоянии Δr от мгновенного планарного источника тепла можно определить, как $t=(\Delta r)^2/2a$ [38]. Если в процессе при РКУ прессовании меди образуются зерна размером $d_o=2r_o=100$ нм, то наибольшая температура, спадающая от источника по закону $t^{-1/2}$, уже через время $t = (50 \text{ нм})^2/10^3 (\text{нм}^2/\text{c}) = 2,5 \text{ с достигнет точек, находящихся от разогретых границ на расстоянии, вдвое превышающем <math>d_o$. При низком температурном пороге рекристаллизации и большой скорости миграции границ в чистых металлах этого времени вполне достаточно для роста зерен до 200 нм и более.

В сравнении РКУ прессованием при кручении тонкого диска (~ 0,1 мм) плотно сжатого массивными наковальнями Бриджмена, рассеяние тепловой энергии идет, по-видимому, интенсивнее, что способствует получению более мелких зерен.

В недавно выполненном исследовании [39] ИПД меди при криогенной температуре выявили наличие в ней сильно деформированной зон с существенной аномалией размеров зерен. В этих зонах наряду измельченными зернами, размеры которых составляли порядка нескольких десятых долей микрона, присутствовали также отдельные зерна, размеры которых были на

порядок больше. Объяснение такой разнозернистости, по-видимому, обусловлено рекристаллизационным процессом, инициированным локальным деформационным разогревом и повышенной подвижностью отдельных неравновесных границ свободных от сегрегаций и других дефектов, например, избыточной концентрации стыковых дисклинаций, тормозящих её миграцию.

Глава 1.2. Деформированное состояние поликристаллического материала при интенсивной пластической деформации

Рассмотрены скалярные и векторные характеристики деформации и их влияние на структурообразование. Показано, что если о деформированном состоянии материала судить по степени деформации, определяемой по известным формулам, принятым в ОМД, то её значение для разных методов деформирования отличается на порядки, между тем как отличия в размерах измельченных зерен при этом не превышаю нескольких (~2÷3) раз. Причина указанного несоответствия обусловлена тем, что в основе формул для расчета степеней деформации используют разные оставляющие тензора дисторсии [14]. Даны примеры учета в накопленной деформации вклада поворотной ротационной моды, которая непосредственно влияет на структурообразование – разориентировки границ зерен, и косвенно на формоизменения материала.

На примере РКУП представлен новый подход к оценке накопленной деформации с учетом ротационной составляющей.

1.2.1. Скалярные и векторные характеристики деформации и их роль при интенсивной пластической деформации

Степень деформации. На практике деформированное состояние обычно оценивают по степени деформации. При этом для многопроходных и переходных процессов используют истинную степень деформации, которую в отличие относительной степени деформации можно суммировать. В общем случае истинную степень деформации определяют интегрированием интенсивности скорости деформации по времени деформации:

$$\varepsilon = \int_{0}^{t} \xi_{e} dt = \int_{0}^{t} \sqrt{2\xi_{ij}\xi_{ij} / 3} dt .$$
 (1.11)

где $\xi_{\rm e}$ – интенсивность скорости деформации, равная положительному значению корня квадратного из второго инварианта тензора скорости деформации.

Приведем примеры конкретных формул для ряда деформационных процессов, которые, как показано в работах [40÷49], нетрудно получить на основе вышеприведенного выражения.

При равномерном растяжении, прокатке, волочении:

$$\varepsilon = \ln \frac{L_k}{L_o} = 2\ln \frac{R_o}{R_k} \,. \tag{1.12}$$

При простом сдвиге и РКУ прессовании⁶:

$$\varepsilon = \frac{tg\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{2}{\sqrt{3}}ctg\frac{\phi}{2}.$$
(1.13)

При стесненном кручении:

$$\varepsilon = \frac{r\omega}{H\sqrt{3}},\tag{1.14}$$

где L_o и L_k , а R_o и R_k соответственно исходные и конечные длина и радиус образца; γ – угол сдвига, ϕ – угол пересечения каналов в оснастке для РКУ прессования; ω – угол закручивания диска, H_o = const – толщина диска.

При кручении под давлением:

$$\varepsilon = \frac{1}{H} \int_{0}^{0} \sqrt{V^{2} + \frac{R_{o}^{2} \dot{\omega}^{2}}{3}} dt, \qquad (1.15)$$

где V – скорость осадки, r – радиус диска, $\dot{\omega}$ – угловая скорость.

В свою очередь интегрирование выражения (1.15) приводит к формуле:

$$\varepsilon = \sqrt{1 + \frac{\theta^2}{3}} - \sqrt{1 + \frac{\theta^2}{3(1 + \varepsilon_a)}} + \ln\left(1 + \varepsilon_a\right) + \ln\left(\frac{1 + \frac{\theta^2}{6(1 + \varepsilon_a)}}{1 + \frac{\theta^2}{6}} + \sqrt{1 + \frac{\theta^2}{3(1 + \varepsilon_a)}}\right), \quad (1.16)$$

где $\varepsilon_a = Vt/H_o$ – аксиальная компонента деформации и $\theta = R_o \dot{\omega}/V$ – поворотная компонента деформации.

Таблица 1.5

Растяжение, прокатка,		РКУ прессование		Стесненное		КД	
волочение				кручение			
Относительное	3	Колич-во	3	Число	3	Число	3
удлинение-L _к / L _о		прох-дов		оборотов		оборотов	
2	0,7	5	5,75	0,25	4,5	<u>0,5</u>	<u>17,1</u>
5	1,6	10	11,5	<u>1</u>	<u>18,2</u>	1	30,2
10	2,3	12	13,9	2	36,4	2	60,3
1 000	6,9	<u>14</u>	<u>16,2</u>	3	54,6	3	90,4
1 000 000	13,9	16	18,5	4	72,8	4	121
<u>10 000 000</u>	<u>16,1</u>	18	20,8	5	91,0	5	151

Степень деформации в разных методах деформирования

Примечание: при кручениях вычисления выполнили для идентичных точек радиуса образца

⁶ При многопроходном РКУ прессовании степень деформации, вычисляемую по формуле (3), умножают на число проходов –N.

⁶ Расчеты выполнены для одного того же по геометрическим размерам образца.

В таблице 1.5 приведены вычисленные по приведенным формулам значения накопленной деформации, подчеркиванием снизу показаны примерно равные степени деформации. Видно, что эффективными методами накопления деформации являются кручение под давлением и стесненное кручение, поскольку всего за пол и один оборот даже в срединной области диска достигается значительная деформация (ε=17÷18). Чтобы накопить примерно такую же деформацию при РКУ прессовании, определяемую требуется большое количество проходов – 16, а при растяжении, прокатке, волочении для достижения такой степени деформации необходимо удлинить образец в 10 миллионов раз.

Степень деформации и структура. Сопоставим степень деформации и получаемую структуру в разных методах деформации.

После монотонных процессов прокатки и волочения со степенью 5–6 в металлах формируется микрополосовая структура (см. табл. 1.6). Поперечный размер микрополос и содержащихся в них слаборазориентированных ячеек составляет 0,2÷0,3 мкм. В случае, когда такую монотонную деформацию доводят до еще больших степеней є ~ 8÷9, в получаемых тонкостенных фольгах и нитях согласно [26] образуется сверхмелкие аморфные фрагменты.

Таблица 1.6

Метод Степень	Степень	Деформирующее	Формируе структур	Источник	
холоднои деформации	деформации	воздеиствие на образец	Тип области разориентации	Размер (мкм)	литерат.
Прокатка, Волочение Fe, Ni,	~5÷6	Вытяжка ~400 раз	Малоугловые фрагменты	≥ 0,1	[22, 24]
Прокатка, Волочение Fe, Ni,	~8÷9	Вытяжка ~50000 раз	Малоугловые фрагменты	~0,03	[26]
РКУП- Си, Fe, Ni	~12÷18	(3–5) проходов	Зерна	0,2÷0,3	[4, 48]
КД Cu, Fe, Ni	150÷600	5 оборотов	Зерна	~0,1	[4]

Тип и размеры области разориентации после больших деформаций

В методах ИПД (немонотонныве процессы) вследствие многочисленных пересечений полос толщиной 0,2÷0,5 мм формируется преимущественно структура зеренного, а не субзеренного типа, как при монотонном деформировании. При этом после кручения под давлением в тонких (~0,2÷0,5 мм) дисках получают более мелкие зерна ≤ 100 нм, чем в прутках

диаметром 10÷20 мм после РКУ прессования, где зерна приобретают размер свыше 100 нм, обычно ~200 ÷ 300 нм.

После КД на 5 оборотов степень деформации в диске на радиусе 2,5 мм достигает значения е ~ 150 (на радиусе 10 мм достигается е ~ 600), между тем как в пятипроходном РКУ прессовании накопленная степень деформации в прутке не превышает значения $\varepsilon < 6$. Необходимо также отметить, что если после 5 оборотов КД во всем диске формируется достаточно однородная структура, то при РКУ прессовании однородность достигается после 10÷15 проходов с изменением его ориентации между проходами. В результате степень деформации хотя и повышается до значения $\varepsilon ~ 12$ ÷18, но остается на порядок меньше, чем после кручения под давлением.

Таким образом, необходимая для предельного измельчения зерен степень деформации, вычисленная на основе одной и той же формулы (1.11), в случае кручения под давлением существенно отличаются от случая РКУ прессования. Между тем как физический эффект деформации – степень измельчения зерен, в этих методах отличается не столь значительно.

Немонотонность деформации и ротационная мода. Для объяснения несоответствия рассмотрим три примера пластического выявленного деформирования. Пусть в первом процессе цилиндрический образец диаметром d_o , длиной l_o подвергается равномерному удлинению на значительную величину $\Delta l \sim l_o$, а затем однородному сжатию на эту же величину. Во втором процессе этот же образец подвергается стесненному пластическому кручению на несколько оборотов. В обоих процессах размеры и форма образца в конечном итоге остаются такими же, как и до деформации. С точки зрения формоизменения деформация не произошла, т.к. сумма абсолютных деформаций с учетом знака – изменений линейных размеров образца, равна нулю. Однако опыт показывает, что при таких существенно немонотонных процессах изменяется микроструктура образца, в частности, при растяжении зерна необратимо удлиняются в направлении оси, а сжатии они удлиняются поперечном к оси направлении, при этом в итоге двух переходов зерна приобретают форму и размеры отличные от первоначальных. При кручении изменение формы зерен более сложное и происходит их измельчение.

Третий пример – гипотетический, умозрительный. Пусть при деформации некоторая мысленно выделенная сферическая область в монокристалле (в зерне), подверглась повороту, рис. 1.13. Очевидно, что такой «чистый» поворот не вызывает изменение макроскопических размеров образца, но преобразует монокристалл в бикристалл, поскольку в результате получается две области – зерна, отличающиеся с различной ориентацией кристаллографических осей, разделенные большеугловой границей. Очевидно, что если бы в

41

поликристаллическом металле осуществлялось множество таких поворотов, то они бы привели к измельчению зерен.

В реальности в металлах чистые повороты не реализуются, тем не менее, происходящие в кристаллографической решетке дислокационные сдвиги приводят к поворотам, которые носят аккомодационно-реактивный характер.



Рис. 1.13. Преобразование монокристалла в бикристалл в результате «чистого» поворота выделенной сферической области

Так происходит потому, что границы зерен препятствуют развитию дислокационных сдвигов (перемещению дислокаций из одного зерна в другое). В результате в зернах образуются серии плотных скоплений дислокаций. Часть этих скоплений непосредственно перестраивается в границы ячеек, блоков, субзерен, другая часть преобразуется в сильно взаимосвязанные ансамбли – дисклинации, перемещение которых тоже приводит к образованию границ фрагментов [9]. Образование новых границ, в сущности, и является итоговым результатом произошедших в металле поворотов, т.к. именно на них кристаллографические плоскости и оси приобретают резко выраженные углы поворота и изгиба, известные, как углы разориентировки границ ячеек, и других образований – полос, субзерен, зерен.

В целом, рассмотренные примеры показывают, что пластическая деформация, включая поворотную моду, может не приводить в конечном итоге к изменению формы и размеров кристаллического тела, но любом случае она приводит к изменению структуры.

Особенности поворотов. Формально факт возникновение поворотной деформации выявляется, когда в качестве тензора, описывающего деформированное состояние, берется не симметричный тензор деформации, а более общий тензор – тензор дисторсии $\hat{\alpha}(\textit{виндексном виде }\alpha_{ij})$. По определению тензор дисторсии это:

$\hat{\alpha} = grad \, \vec{u}$,

где \vec{u} – вектор смещения материальной точки при деформации. Поскольку тензор $\hat{\alpha}$ – несимметричный тензор, то его можно разложить на симметричную часть – тензор деформации $\hat{\varepsilon}$, и антисимметричную часть – тензор поворота $\hat{\omega}$, определяемые по формулам:

$$\hat{\alpha} = \hat{\varepsilon} + \hat{\omega} . \tag{1.17}$$

В матричном представлении разложение тензора дисторсии на составляющие имеет вид:

$$\hat{\alpha} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} 0 & \omega_{12} & \omega_{13} \\ -\omega_{12} & 0 & \omega_{23} \\ -\omega_{13} & -\omega_{23} & 0 \end{pmatrix}$$

Напомним, что отличные от нуля компоненты, расположенные на главной диагонали тензора, характеризуют относительные линейные координат. У деформации системы тензора поворота диагональные компоненты равны нулю, а не диагональные компоненты характеризуют повороты материальной точки, как жесткого целого, вокруг осей декартовой системы координат. Поэтому тензор деформации характеризует изменение размеров и формы тела, а тензор поворота – поворот материальной точки с окрестностями вокруг некоторой оси, совпадающей по направлению с вектором поворота – $\vec{\omega}$, к которому, в сущности, и сводится тензор поворота:

$$\vec{\omega} = \frac{1}{2} \langle \hat{\omega} \rangle. \tag{1.18}$$

В обработке металлов давлением обычно ставят задачу определения деформаций и напряжений, необходимых для заданного изменения формы и размеров тела. Поскольку тензор поворота не учитывает линейные деформации и скосы прямых углов и, следовательно, не учитывает формоизменение материала, то его не принимают во внимание. Деформированное состояние материала в ОМД оценивают лишь по тензору деформации, на базе которого и получают формулы для расчета степени деформации. Между тем из-за неоднородности деформирования материальные точки приобретают различное смещение, и соответственно отличаются, как тензорами деформации, так и тензорами поворотов.

Возникновение поворотов при пластической деформации легко выявляется из анализа условия совместности этого процесса (в основе этого принципа лежат фундаментальные законы сохранения массы и плотности материала). В тензорно-векторном представлении условие совместности пластической деформации можно представить в виде:

$$rot\hat{\alpha} = rot\,\hat{\varepsilon} + rot\,\hat{\omega} = 0,\tag{1.19}$$

поскольку оператор *rot grad* $\vec{u} = 0$; отсюда следует:

$$\operatorname{rot}\hat{\varepsilon} = -\operatorname{rot}\hat{\omega}.\tag{1.20}$$

Выражение (1.20) показывает, что при пластической деформации возникают два равных по величине, но противоположных по направлению поворота⁷. Первый поворот активный, он обусловлен остановкой скольжения дислокаций на препятствиях, приводящей к образованию изгибающих

⁷ Иное доказательство наличия двух поворотов приведено в работе [24]

кристаллическую решетку плотных скоплений дислокаций. Второй поворот – реактивный, он реализуется в результате релаксационных перемещений дисклинаций, которые преобразуют плотные скопления дислокаций в границы полос.

Следует отметить, ЧТО указанные повороты осуществляются не одновременно, а протекают во времени, обусловленным накоплением и эволюцией в деформируемом материале линейных дефектов. Напомним, что к поворотам в кристаллической решетке приводят образование ряда дефектов: 1) приводящих локальным изгибам (или дислокаций, к кручению) кристаллической решетки вокруг ядра; 2) частичных дисклинаций, характеризуемых вектором поворота Франка и 3) границами между областями разориентации, характеризуемых вектором поворота или наклона. Отметим также, ЧТО образование указанных дефектов приводит к равным И противоположно направленным поворотам кристаллической решетки, В частности, так получается и на более локальном уровне – при генерации петель дислокации, т.к. векторная сумма кривизн решеточных И кручений, создаваемых петлями дислокаций равна нулю.

Сдвиговая и поворотная деформации. Существование двух таких мод деформации, как сдвига, изменяющего форму и структуру материала и пластической ротации – поворота, влияющей преимущественно лишь на образование границ, а также использование при расчете степени деформации лишь на базе одного из соответствующих тензоров является причиной существенных отличий в степенях деформации для разных процессов деформирования [14]. Покажем это на примере вышерассмотренных схем деформирования. Для этого намеренно подробно приведем тривиальные выводы формул для определения степеней деформации, которые можно встретить в научной и учебной литературе.

Растяжение. При однородном растяжении деформирование цилиндрического образца с исходной длиной L_o осуществляют с постоянной скоростью V до необходимой длины L_{κ} . В результате интегрирования (1.11) с изменением переменных и пределов интегрирования получим формулу для расчета истинной степени деформации, ранее приведенную под номером (1.12).

$$\mathcal{E} = \int_0^t \xi_e dt = \int_0^t \frac{V}{L} dt = \int_{L_o}^{L_e} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_e}{L_o} \,.$$

Полученную величину называют также накопленной деформацией. В этой связи уместно отметить, что этот термин накопленная деформация не только подчеркивает её аддитивность, но и неодномоментность процесса накопления, что коррелирует с накоплением дефектов кристаллической структуры: дислокаций и дисклинаций – структурных «свидетелей» приобретенного материалом деформированного состояния.

44

длиной Кручение. При кручении цилиндрический образец L_{o} деформируется иначе, чем при растяжении. Деформация при кручении распределяется по сечению образца неравномерно. Кроме того, при свободном кручении образец немного удлиняется, но для упрощения выкладок будем считать, что исходная длина образца, как и его диаметр не изменяются, т.е. осуществляется стесненное кручение. В результате такого кручения образующая цилиндрической поверхности образца приобретает форму винтовой линии, которая по мере увеличения числа оборотов увеличивает длину, число витков и угол наклона к оси образца, рис. 1.14.



Рис. 1.14. Схема преобразования образующей цилиндрической поверхности образца в винтовую линию при стесненном кручении, \vec{V} – поле скоростей и ротор скорости $\vec{\omega}$

Скорость удлинения винтовой линии в каждой точке направлена по касательной к ней, поэтому в отличие от растяжения эта скорость во всех случаях величина переменная, даже тогда, когда угловая скорость кручения задается постоянной. Интенсивность скорости деформации при кручении определяется по известной формуле:

$$\xi_e = H\sqrt{3} = r\dot{\omega}/(L\sqrt{3}),$$
 (1.21)

где H – скорость деформации сдвига; $\dot{\omega}$ – угловая скорость вращения торцов цилиндрического образца друг относительно друга. Подставляя (2.21) в (1.11) и учитывая, что L = const, получим формулу (4):

$$\varepsilon = \int_{0}^{t} [r\dot{\omega}/(L\sqrt{3})]dt = r/(L\sqrt{3})\int_{0}^{t} \dot{\omega}dt = r\varphi/(L\sqrt{3}).$$
(1.22)

С другой стороны, стесненное кручение можно рассмотреть с позиций векторного поля линейных скоростей \vec{V} частиц сплошной среды.

В плоскости XOY, перпендикулярной оси вращения OZ цилиндрического образца, скорость и её ротор в координатной форме запишутся в виде:

$$\vec{V} = -\dot{\omega}y\vec{i} + \dot{\omega}x\vec{j}; \qquad (1.23)$$

$$rot \vec{V} = rot \ (\vec{\dot{\omega}} \times \vec{r}) = 2\dot{\omega}\vec{k} = 2\vec{\dot{\omega}}, \qquad (1.24)$$

где х и у координаты вектора, $\vec{i}, \vec{j}, \vec{k}$ – орты системы координат.

Следовательно, ротор равен удвоенной угловой скорости. Вектор угловой скорости, как известно, представляет собой производную по времени вектора угла поворота $\vec{\omega}$.

В свою очередь $\vec{\omega}$, является вектором, выражающим среднее значение ассиметричного тензора поворота $\langle \hat{\omega} \rangle$.

$$\vec{\dot{\omega}} = \frac{d}{2dt} \langle \hat{\omega} \rangle \,. \tag{1.25}$$

Из выражений (1.25) и (1.26) следует, что формула для кручения (1.22) по сути, получается на базе чистого тензора поворота, а не чистого тензора деформации.

Таким образом, выполненный анализ показывает двоякий подход к определению степени деформации. Один из них – это вычисление степени деформации на базе чистого тензора деформации. Этот подход оправданно применяют для монотонных процессов, в которых удлинение образца и вектор скорости деформирования не изменяют направление. К таким процессам относятся, как уже отмечалось, обычная прокатка (без уширения), прямое прессование и волочение. Не редко этот подход применяют для немонотонного деформирования, например, для РКУ прессования, но в этом случае этот процесс упрощенно представляют в виде простого сдвига.

Другой подход применяют для немонотонного процесса кручения, в котором изменяются вектор скорости деформирования и направление удлинения, т.к. угол между винтовой линией и образующей цилиндра тонкостенного образца, увеличиваясь, стремится к 90°. Для такого процесса степень деформации определяют на основе тензора кручения.

В итоге получается существенное различие в значениях накопленной деформации и в формируемой структуре, что объясняется зависимостью структурного и деформированного состояний не только от скалярных, но векторных характеристик деформационного процесса.

Кинематика и деформированное состояние Деформированное состояние образца зависит от кинематики движения материальных точек. В общем случае скорость материальной точки с окрестностью V_{M} , например, точки M, координатное положение которой задано радиус-вектором R, определяется суммой следующих в соответствие теоремой Коши-Гельмгольца частных составляющих [46]:

$$V_{\rm M} = V_{\rm \Pi} + V_{\rm B} + V^{*}, \qquad (1.26)$$

где $V_{\rm n}$ – поступательное движение центра тяжести материальной точки, $V_{\rm B}$ – скорость поворота материальной точки вокруг центра тяжести, V* – скорость Поступательное чистого деформирования. движение центра тяжести материальной точки не влияет на деформированное состояние, поэтому V_п деформируемой окрестности можно не учитывать И тогда скорость материальной точки определиться как:

$$V = V_{\rm B} + V^{*}. \tag{1.27}$$

Деформированное состояние в материальной точке в теории ОМД, как отмечалось выше, рассматривают в узком понимании, используя для этого тензор чистой деформации. Это связано с тем, что, как уже отмечалось, тензор поворота в монотонных процессах деформации мал и практически не влияет на размеры деформированного образца. Однако в широком понимании деформированное состояние в материальной точке описывается суммой указанных тензоров, а также их производных: тензоров скоростей чистой деформации и поворота.

Покажем это, используя выкладки, приведенные в [49]. Введем на расстоянии $d\mathbf{R}$ от точки M, имеющей скорость \mathbf{V} точку M^{l} . Соответственно скорость точки M^{l} обозначим как \mathbf{V}' , и она будет отличаться от скорости точки M на величину $d\mathbf{V}$. В координатной форме скорость точки M^{l} можно выразить посредством суммы линейных членов ряда Тейлора, т.е. с точностью до бесконечно малых высших порядков:

$$v'_{x} = v_{x} + \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial x}\right) dx + \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial y}\right) dy + \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial z}\right) dz$$

$$v'_{y} = v_{y} + \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial x}\right) dx + \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial y}\right) dy + \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial z}\right) dz$$

$$v'_{z} = v_{x} + \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial x}\right) dx + \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial y}\right) dy + \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial z}\right) dz$$
(1.28)

Разность dV = V - V'запишем в координатной форме:

$$dv'_{x} = \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial x}\right)dx + \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial y}\right)dy + \left(\frac{\partial v_{x}}{\partial z}\right)dz$$

$$dv'_{y} = \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial x}\right)dx + \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial y}\right)dy + \left(\frac{\partial v_{y}}{\partial z}\right)dz$$

$$dv'_{z} = \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial x}\right)dx + \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial y}\right)dy + \left(\frac{\partial v_{z}}{\partial z}\right)dz$$
(1.29)

Поскольку уравнение (1.29) является линейным преобразованием векторного пространства, т.е. векторной функцией векторного аргумента $d\vec{v} = \vec{A}(d\vec{R})$, записанного в координатной форме, то коэффициенты при координатах радиус-вектора представляют собой матрицу тензора абсолютной производной векторного поля.

$$(v_{i,j}) = \begin{pmatrix} \frac{\partial v_x}{\partial x} & \frac{\partial v_x}{\partial y} & \frac{\partial v_x}{\partial z} \\ \frac{\partial v_y}{\partial x} & \frac{\partial v_y}{\partial y} & \frac{\partial v_y}{\partial z} \\ \frac{\partial v_z}{\partial x} & \frac{\partial v_z}{\partial y} & \frac{\partial v_z}{\partial z} \end{pmatrix}.$$
 (1.30)

Этот тензор может быть представлен в виде суммы соответственно симметричной и антисимметричной частей, т.е. в виде тензора скорости деформации и тензора скорости поворота (вращения)

$$T_{\xi} = 0,5(v_{i,j} + v_{l,i})$$

$$T_{i0} = 0,5(v_{i,j} - v_{l,i})$$
(1.31)

Заменив переменные в первом тензоре v на ξ , и v на $\dot{\omega}$ во втором тензоре, получим выражение для тензора скорости дисторсии в аналогичным виде ранее приведенному тензору дисторсии, учитывая, что $\hat{\alpha} = \hat{\alpha} \times t$, где t время.

$$\hat{\alpha} = \begin{pmatrix} \xi_{11} & \xi_{12} & \xi_{13} \\ \xi_{21} & \xi_{22} & \xi_{23} \\ \xi_{31} & \xi_{32} & \xi_{33} \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} 0 & \dot{\omega}_{12} & \dot{\omega}_{13} \\ -\dot{\omega}_{12} & 0 & \dot{\omega}_{23} \\ -\dot{\omega}_{13} & -\dot{\omega}_{23} & 0 \end{pmatrix}.$$
(1.32)

Таким образом, кинематика материальной точки предопределяет возникновение в её окрестности дисторсии, описываемой тензором деформации и тензорам поворота (ротации).

Характеристики течения. Если деформированное состояние В материальной точке можно условно отнести «микроскопическому» К показателю деформационного процесса, «макроскопические» то характеристики деформационного процесса характеризуются средним значением степени деформации металла, траекторией деформации, а также такой характеристикой, как стационарный и нестационарный процесс, в общем случае не связанный со временем протекания.

Стационарные процессы деформации твердых тел. включая металлические материалы, характеризуется малыми степенями ε<<1, практически не влияющими на совокупность свойств этих тел. Большие же деформации ε≥1 являются нестационарными процессами, и они приводят к заметному изменению структуры и свойств деформируемого материала [42]. Все методы ИПД представляют собой не стационарные процессы. Однако начало большой деформации, как известно [9], наступает при накоплении средней по образцу деформации пороговой деформацией є ≥ 0,2÷0,3, при которой происходит образование первых фрагментов – областей разориентации в кристаллической решетке зерен в виде полос. Завершение этого процесса, приводящего к формированию фрагментов со средним размером ~0,2 мкм, происходит при накоплении деформации в пределах 2÷4 единиц.

Равноканальное угловое прессование (РКУП) – не стационарный процесс, поскольку даже один проход заготовки через ортогонально пересекающиеся каналы при температуре ниже температуры рекристаллизации приводит к накоплению в металлическом материале большой сдвиговой деформации ε =1,15 и к заметному изменению структуры и свойств материала [4].

При нестационарных процессах деформации различают линию тока [46] и физическую траекторию деформации – траекторию массопереноса [13]. Линия тока – это векторная линия, в каждой точке которой скорость материальной точки, находящейся в данный момент на линии направлена по касательной к этой линии. Линии тока отвечают концепции Эйлера на изучение движения сплошной среды. В соответствие с этой концепцией наблюдателя интересует скорость процесса, например, скорость деформирования или скорость деформации, в заданных точках системы координат. Иначе говоря, по Л. Эйлеру процесс изучают в определенных точках деформационного пространства. В частности, в точках, расположенных на линиях тока, которые изначально задаются наблюдателем путем нанесения на тело координатной сетки, а затем получивших при деформации тела определенное искажение, соответствующее форме ручья инструмента. В процессе деформирования на линии координатные сетки (линии тока) попадают и покидают разные материальные точки тела. В момент нахождения материальной точки на линии тока её скорость направлена по касательной к этой линии. Но это не значит, что и прежде материальная точка находилась на той же линии, и что она в последующий момент будет перемещаться вдоль этой линии тока. Каждая индивидуализированная материальная точка – это элемент, наделенный массой. Закон движения материальной точки определяется физической траекторией массопереноса, происходящего в теле при деформации. Физическая траектория перемещения индивидуальных материальных точек, т.е. перемещение точек обусловленных физической причиной, составляет точку зрения Ж. Лагранжа на описание движения сплошной среды и, соответственно на определение По траектории Ж. деформированного состояния материала. Лагранжа материальные точки перемещаются от положения, в котором они находилась до начала деформации, до конечной точки, в которую материальные точки приходят к моменту окончания деформации. Отметим также, что траектории материальных точек по Ж. Лагранжу не совпадают с линиями тока при большой деформации, но согласуется с траекториями перемещения линейных дефектов – дислокаций. Поскольку дислокации являются носителями пластической деформации в телах с кристаллической структурой, приобретают направленное перемещение в поле внешних напряжений, обеспечивая заданный массоперенос атомов.

1.2.2. Новый подход определения компонент накопленной деформации в материалах при интенсивной пластической деформации

Если материал рассматривают как континуум, то кососимметричный (антисимметричный) тензор не учитывают, поскольку он не влияет на свойства такой среды. Для кристаллических материалов игнорировать тензор поворота при анализе напряженно-деформированного состояния (НДС) нельзя. В кристаллических материалах к поворотам приводят ротационные моды деформации. Независимо от метода деформации ротационные моды согласно [9] возникают во всех кристаллических материалах при достижении истинной степени деформации ≥ 0,2÷0,3, и приводят к переориентации кристаллической решетки, проявляющейся в образовании фрагментов – микрополос, имеющих большеугловые границы. Однако выполнить анализ НДС кристаллического материала, используя учитывающий повороты тензор дисторсии – сложная задача, поскольку этот несимметричный тензор несоосен с симметричным тензором напряжений. Между тем как численные методы расчета НДС, обычно используют гипотезу соосности и пропорциональности компонент тензоров.

Основные положения расчета. Рассмотрим новый подход расчета накопленного значения истинной степени деформации для ИПД [50, 51], принимая во внимание следующее: 1) при пластической деформации изменение размеров и формы тела происходит вследствие массопереноса; 2) согласно Ж. Лагранжа материальные точки перемещаются по физическим траекториям, отличающимся от других наиболее коротки расстоянием и, следовательно, работой деформации.

С целью учета сдвиговой и поворотной (ротационной) составляющих накопленной деформации — зададим положение материальной частицы деформируемого тела, движущейся по физической траектории массопереноса, радиус-вектором R. По определению производная радиус-вектора по времени является скоростью перемещения частицы. За время деформации t частица пройдет путь равный L. Выразим вектор скорости материальной частицы через длину траектории:

$$\vec{V} = \frac{\mathrm{d}\mathbf{R}}{\mathrm{d}t} = \frac{\mathrm{d}\mathbf{R}}{\mathrm{d}L}\frac{\mathrm{d}L}{\mathrm{d}t} = \tau \frac{\mathrm{d}L}{\mathrm{d}t} = \tau |V|,$$

где τ – единичный вектор, направленный по касательной к траектории движения частицы, L – длина траектории, |V| – модуль вектора скорости.

При деформации в зависимости от формы и размеров ручья инструмента одни части заготовки подвергаются сжатию, а другие растяжению, в результате неизбежно возникает поток частиц из зоны сжатия в зону растяжения. В ряде процессов деформации форма и размеры ручья инструмента остаются постоянными, например, при РКУП, или незначительно изменяются, в частности, при кручении тонких дисков под давлением. В таких процессах частицы перемещаются по однотипному семейству физических траекторий, порождающих установившееся поле скоростей. В этом случае скорость перемещения частиц не зависит непосредственно от времени деформации, но зависит от положения материальной частицы на траектории, т.е. от координаты радиус-вектора, вычерчивающего годограф – физическую траекторию массопереноса. В результате перемещения частицы по физической траектории её длина прирастает на величину dL = V dt. Отношение этого приращения к исходной длине траектории определит дифференциал деформации $d\varepsilon = dL/L$, интегрирование которого по времени даст значение накопленной истинной (логарифмической) деформации.

$$\varepsilon = \int_{0}^{t} \frac{V}{L} \,\mathrm{d}t \,. \tag{1.33}$$

Отметим, что формула (1) отличается от похожих на неё формул Одквиста Ф.К.Г. [52] и Смирнова-Аляева Г.А. [53]. Принципиальное отличие предложенной формулы состоит в том, что известные формулы вычисляют накопленный сдвиг и степень деформации посредством интегрирования интенсивности скорости сдвига и деформации – величин, определяемых по соответствующим тензорам, без учета вклада ротационных мод. Между тем как предложенная формула (1) учитывает, как деформацию сдвига, так и деформацию поворота. Длина траектории в полярной системе координат на плоскости⁸ в общем случае зададим функцией двух переменных $L = R \varphi$, где φ – угол поворота радиус-вектора R. Отсюда следует, что степень деформации определится суммой интегралов:

$$\varepsilon = \varphi \int_{R_o}^{R} \frac{dR}{R} + R \int_{\varphi_o}^{\varphi} \frac{d\varphi}{\varphi} ,$$

учитывающих вклады сдвиговой и ротационной составляющих. Отметим также, что эта формула не требует сложного тензорного анализа в отличие от вышеприведенной, необходимо лишь установить характерное для стационарного семейства уравнение физической траектории перемещения материальной точки.

Покажем расчет накопленной степени деформации по предлагаемому подходу на примере РКУП

Степень деформации при РКУП. Ранее решение этой задачи в первом приближении было приведено в работах [14, 54], где проанализирован ряд вариантов осуществления РКУП в оснастке с различными формами очага деформации. В результате были установлены реальная форма очага деформации, семейство физических траекторий перемещения частиц в этом очаге и определена степень деформации заготовки за один проход РКУ

⁸ РКУП относят к плоской деформации [1], в пространственных сферических координатах длина траектории – функция изменения длины радиус вектора, зенитного и азимутального углов поворота

прессования. В случае ряда проходов накопленная деформация суммируется. Ниже приведем уточненное решение этой задачи.

Уравнение физической траектории перемещения материальной частицы получается из известной задачи – определения траекторий точек прямой при её перекатывании по окружности без скольжения. Точки касания этой прямой после их отрыва от окружности описывают семейство кривых, известных как эвольвенты [55]. При изгибе заготовки вокруг радиуса скругления угла каналов линии, изображающие кристаллографические пересечения оси материала принимают форму дуг. Из-за уменьшения расстояния (параметра решетки) между атомами при изгибе кристаллографической оси избыточные атомы сойдут с дуг по эвольвентным траекториям. Согласно Ж. Фриделя [56] при изгибе кристаллического материала атомы и вакансии перемещаются по эвольвентам не «самостоятельно», а посредством краевых дислокаций разных знаков. В нашем случае эвольвента – это физическая траектория перемещения материальных частиц при изгибе заготовки, поскольку она самая короткая траектория массопереноса. На рис. 1.15 показан пример эвольвенты DMB и поля скоростей материальной частицы на ней в точке М.



Рис. 1.15. Траектория и поле скоростей материальной частицы *M* в очаге деформации *ABCD* при РКУП; *DMB* – эвольвента; *R*_B – радиус-вектор текущего положения материальной точки; *R*_{min} – минимальный радиус изгиба заготовки; R_{max} – максимальный радиус изгиба заготовки; *r*_o – параметр эвольвенты; *R*_e – локальный радиус кривизны эвольвенты; *V*_n – переносная скорость перемещения заготовки; *V* – скорость движения материальной точки по эвольвенте; *V*_r и *V*_w – соответственно сдвиговая и ротационная компоненты скорости материальной частицы Отметим, что радиус базовой окружности r_0 и значение α_0 на этом рисунке выбраны из условия равенства нулю деформации материальной частицы при её входе в очаг деформации, т.е. в точке D. Значение α_{max} (на рис. 1.15 этот угол не показан) соответствует полярному углу эвольвенты в точке B — точке выхода материальной частицы на внешнюю границу деформируемой заготовки.

Таким образом, получен ряд зависимостей – формул (1.34), (1.35), связывающих степень сдвиговой и поворотной составляющих от поперечного сечения заготовки и угла пересечения каналов оснастки. Особенность расчета деформаций по этим формулам состоит в том, что пределы интегрирования в них выбираются с учетом влияния переносной скорости на длину и кривизну физических траекторий массопереноса – семейства эвольвент. Наличие переносной скорости приводит к образованию полосовой структуры, характерной для больших деформаций.

Натуральное уравнение эвольвенты имеет вид [55]:

$$L = r_o \cdot \alpha^2 / 2$$

Скорость перемещения материальной частицы по эвольвенте:

$$V = \frac{dL}{dt} = \frac{1}{2} \frac{d}{dt} (r_0 \alpha^2).$$

Учитывая, что $R_B = r_0 \sqrt{1 + \alpha^2}$, получим сдвиговую V_R и поворотную (ротационную) V_{ω} составляющие скорости деформирования:

$$V = \frac{1}{2} \frac{d}{dt} \left(R_B \frac{\alpha^2}{\sqrt{1 + \alpha^2}} \right) = \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial R_B} \left(R_B \frac{\alpha^2}{\sqrt{1 + \alpha^2}} \right) \frac{dR_B}{dt} + \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial \alpha} \left(R_B \frac{\alpha^2}{\sqrt{1 + \alpha^2}} \right) \frac{d\alpha}{dt} = V_R + V_{\omega}.$$

Соответственно накопленная деформация ε определится суммой сдвиговой ε_R и поворотной ε_{ω} составляющих:

$$\varepsilon = \int_0^t \frac{V}{L} dt = \int_0^t \frac{V_r}{L} dt + \int_0^t \frac{V_\omega}{L} dt \, .$$

В алгебраическом представлении получим:

$$\varepsilon_{R} = \int_{0}^{t} \frac{V_{r}}{L} dt = \ln \frac{R_{B}}{R_{\min}}; \quad \varepsilon_{\omega} = \int_{0}^{t} \frac{V_{\omega}}{L} dt = 2\ln \frac{\alpha}{\alpha_{0}} - \frac{1}{2}\ln \frac{1 + \alpha^{2}}{1 + \alpha_{0}^{2}}, \quad (1.34)$$

где $0 \le \omega \le \frac{\pi}{2}$ и $\omega = \alpha - \operatorname{arctg} \alpha - \alpha_0 + \operatorname{arctg} \alpha_0$.

Принимая во внимание, что $L = R_e \alpha / 2$ и $R_B^2 = r_0^2 + R_e^2$, получим также:

$$\varepsilon_{\omega} = 2 \cdot \ln \sqrt{\frac{R_B^2 - r_0^2}{R_{\min}^2 - r_0^2}} - \frac{1}{2} \ln \frac{R_B^2}{R_{\min}^2}; \qquad (1.35)$$

Распределение деформации в заготовке. Материальные точки наряду с перемещением по физическим траекториям одновременно вместе с заготовкой переносятся вдоль каналов, по линиям тока. В очаге деформации линии тока –

это дуги окружностей с центром, расположенным в вершине внутреннего угла. Перемещаясь по физическим траекториям, материальные точки пересекают множество линий тока. Переносная скорость в каждой точке пересечения определится известным уравнением Эйлера:

$$V_{\omega_i} = \dot{\omega}_i R_i, \qquad (1.36)$$

где $\dot{\omega}_i$ угловая скорость поворота частиц, R_l – радиус линии тока.

При постоянной скорости переносного движения угловая скорость материальных частиц изменяется от максимума на дуге минимального радиуса до минимума на дуге максимального радиуса. Однако для металлической заготовки, отличающейся от сплошной среды наличием кристаллического строения, движение атомов с неравными угловыми скоростями невозможно даже в пределах небольшой, измеряемой долями микрона, окрестности линии тока, поскольку из-за плотной упаковки атомов расстояние между ними перестало бы соответствовать параметру кристаллической решетки.

Возникшее противоречие разрешается образованием множества i = 1, 2, 3, ... N микрополос, ориентированные вдоль вытяжки металла. Каждая микрополоса в очаге деформации при РКУП поворачивается с определенной угловой скоростью, обеспечивающей необходимую величину переносной скорости и сохранение параметра кристаллической решетки в ней. На границе между соседними микрополосами возникают скачки угловых скоростей $\Delta \dot{\omega}$, приводящие к образованию угловой разориентировки $\Delta \dot{\omega}t$, где t – время прохождения микрополосы в очаге деформации.

Необходимо отметить, что полосообразование – явление универсальное, различных металлических материалах и методах наблюдаемое в ИХ деформирования, оно, как уже отмечалось выше, наступает при деформациях свыше 0,2–0,3 и известно, как фрагментация структуры. При фрагментации микрополосы подвергаются дроблению на части по длине, которые согласно [13], как и многие другие ламельные образования, возникают в местах локальных искривлений границ под воздействием поперечных возмущений. С позиций металлофизики к образованию фрагментов-микрополос приводит перемещение диполей частичных дисклинаций [9]. Перемещаются эти диполи в местах с сильным дислокационным возмущением кристаллической решетки. Таковыми местами являются несовершенные границы ячеистой структуры. Расстояние между границами микрополос, являющихся следом прохождения диполей частичных дисклинаций, определяется поперечным размером ячеек, ~0.1 минимальная величина составляет мкм. Особенностью которых РКУП является образования микрополос при то, что вследствие нестационарности и немонотонности деформации происходит изменение направления главных осей тензора деформации, что приводит к соответствующему изменению ориентации микрополос. По этой причине, если

54

после однопроходного РКУП микрополосы можно наблюдать рис. 1.16, то после многопроходного прессования они маскируются, становясь вследствие множества пересечений и поворотов их границ в мелкие зерна. Другие особенности эволюции микрополосовых структур при РКУП рассмотрены в работах [13÷15].



Рис. 1.16. Микрополосы в Аl после однопроходного РКУП [57]

На рис. 1.17. приведена качественная картина распределения микрополос с находящимися в ней ячейками по толщине в зависимости от радиуса поворота (вдоль векторной линии тока), без их дробления и изменения ориентации.



Рис. 1.17. Схема образования микрополос при РКУ прессовании

Основное внимание сфокусировано на том, что с увеличением расстояния полосы от центра поворота её толщина возрастает согласно зависимости, определенной в работе [13]:

$$\Delta R_i = R_{\min} \left[\left(\theta_b^2 \cos \theta_b \right) / 2 \right] \times \left[1 + \left(\theta_b^2 \cos \theta_b \right) \right]^{i-1},$$

где *i* – число полос, $\theta_{\rm B}$ – угол разориентировки между полосами, $R_{\rm min}$ – радиус изгиба первой полосы. График изменения толщин микрополос, построенный для средней части заготовки толщиной 20 мм и среднем значении $\theta_{\rm b} = 0,02$ рад (1,2°), взятом согласно экспериментальным данным [13], показан на рис. 1.18.



Рис. 1.18. Зависимость толщины микрополос Δ*R*_{*i*} от радиуса изгиба-поворота *R*

Увеличение поперечных размеров микрополос по мере роста радиуса изгиба-поворота, обусловлено уменьшением величины их изгиба вследствие того, что увеличивается радиус поверхности предшествующей полосы, вокруг которой изгибается последующая полоса.

Графики распределения суммарной деформации и её составляющих в микрополосах, построенные по формулам (1.34) и (1.35), показаны на рис. 1.19, а на рис. 1.20 в зависимости от угла пересечения каналов. Отметим, что вклад сдвиговой составляющей деформации практически не зависит от толщины полос, что совпадает с данными эксперимента. Действительно на рис. 1.21 показано, что поперечные линии ортогональной сетки, нанесенные в плоскости оси образца Си, после однопроходного РКУП приобретают равный наклон, что свидетельствует практически об однородном распределении сдвиговой составляющей деформации. Исключение составляет небольшая зона приконтактного трения со стороны внешнего угла. Также отметим, ЧТО макроструктура поперечного сечения образца неоднородна, её строение приобретает более грубое строение с увеличением радиуса изгиба образца в очаге деформации, что коррелирует с уменьшением вклада поворотной составляющей деформации с увеличением толщины полос и уменьшением кривизны эвольвентных траекторий в них.



Рис. 1.19. Распределение накопленной деформации \mathcal{E} (кривая 3) и ее составляющих: ротационной \mathcal{E}_{ω} (кривая 2) и сдвиговой \mathcal{E}_{R} (кривая 1) по толщине деформируемой заготовки.

Заштрихована область тонких ~(0,1÷0,2) мкм микрополос



Рис. 1.20. Зависимости общей деформации ε (кривая 3) и её ротационной ε_ω (кривая 2) и сдвиговой ε_R (кривая 1) составляющих. Для сравнения приведена пунктирная линия (кривая 1'), построенная по формуле Сегала (3)

Судя по зависимости 2 на рис. 1.19, большеугловые границы микрополос (0,4÷0,5 рад) образуются при РКУП на глубине не более (5,5÷6) мм от поверхности заготовки, подвергаемой максимальному изгибу в проходе. Это согласуется с экспериментальными измерениями средних угловых разориентировок зерен после РКУП в таких металлах как никель ~45° (~0,4 рад) [31] и медь ~50° (~0,45 рад) [58]. Поэтому для формирования однородной УМЗ структуры важно выполнять несколько проходов РКУП с определенной сменой

ориентации заготовки – по маршруту B_c [1] между проходами для её многостороннего изгиба.



Рис. 1.21. Изменение координатной сетки в плоскости оси образца Си и макроструктуры при РКУ прессовании. Верхняя часть образца отрезана с целью его извлечения из оснастки

Возвращаясь к рис. 1.20 отметим, что наибольшие значения суммарной и составляющих деформации достигаются в случае прессования в оснастке с ортогональным пересечением каналов. При этом значение сдвиговой составляющей деформации близко к значениям, определенным по формуле (4), а значение поворотной составляющей и суммы деформации соответственно примерно в 2 и 3 раза больше.

Обсуждение результатов. Традиционно в ОМД для описания деформированного состояния используют симметричный тензор деформации второго ранга. Это оправдано для стационарных и практически монотонных процессов, таких как многопроходная прокатка и волочение. В таких процессах повороты в проходах сравнительно малы, чередуются сменой знаков и вследствие этого слабо влияют на формоизменение заготовки, которая удлиняясь, низменной сохраняет форму цилиндра. Тем не менее, после большого количества проходов образуются микрополосы – фрагменты, на границах которых возникают сдвиги. Величину этих сдвигов в случае одноосного растяжения можно определить по формуле, приведенной в [12], в зависимости от числа сформировавших их диполей частичных дисклинаций, а также коэффициента – аналога фактора Шмида, и от величины угловой разориентировки сформировавшихся границ.

При больших немонотонных и нестационарных деформациях, каковыми являются методы ИПД повороты значительные даже в случае одного прохода при РКУП в ортогональных каналах и тем более после одного оборота при КД.

Деформированное состояние материальной частицы в этих методах описывается тензором дисторсии, учитывающим линейные, угловые и поворотные компоненты деформации. Принято считать, что повороты не влияют на формоизменение, поскольку у кососимметричного тензора на главной диагонали стоят нули. Однако при больших немонотонных деформациях, характерных для методов ИПД, при смене направления вытяжки неизбежно возрастает угол между ориентацией эквивалентных векторов напряжения и деформации. Важное для релаксации сближение направлений этих векторов, согласно принципу запаздывания [59] достигается со временем в результате эволюции кристаллографической текстуры материала. Поскольку в различных областях материала величина и ориентация вектора поворота отличаются, то поворот становится фактором, влияющим на формоизменение, т.к. он по-разному ориентирует тензор деформации. Действительно, если воспользоваться известными геометрическими образами тензоров, то тензор деформации – это эллипсоид, в который преобразуется исходная форма материальной частицы в виде шара, а тензор поворота – это вектор, проходящий через центр тяжести эллипсоида и показывающий направление и величину поворота эллипсоида в пространстве деформаций. При неоднородном распределении деформации в заготовке тензор поворота становится фактором влияния на ее форму, так как он по-разному поворачивает эллипсоиды в объеме заготовки. Этот вывод находится также в согласии и с физическими представлениями [9] о влиянии частичных дисклинаций – носителей ротационных мод, на формоизменение материала при деформации.

Тензорная оценка деформированного состояния материала при ИПД сложна и неудобна. Очевидно, что новый подход для расчета накопленной истинной степени деформации, основанный на деформационном массопереносе достаточно простой. Производится интегрирование отношения линейной скорости перемещения материальных частиц (или краевых дислокаций) к текущей длине физической траектории массопереноса. При изгибе заготовки в очаге деформации РКУП такой траекторией становится эвольвента. В других методах ИПД возможно более сложное искривление деформируемого тела и формы траектории массопереноса, например, при кручении под давлением, повидимому, траектория массопереноса будет представлять собой винтовую линию с переменным шагом. Разработанный подход определения деформации по массопереносу материальных точек при деформации позволяет в первом приближении вычислять сдвиговую и поворотную компоненты деформации, а также их сумму с учетом влияния переносной скорости. Следует отметить, что разработанный подход определяет логарифмические деформации, обладающих свойством аддитивности, что позволяет их складывать с увеличением числа проходов заготовки при РКУП.

Верификация расчета. Степень деформации при РКУП, вычисленная по предложенному методу, находится в хорошем согласии с величиной сдвиговой составляющей деформации, определенной по формулам (24) и (25). Если в качестве критерия для оценки сдвиговой составляющей деформации использовать принцип Поляни-Тейлора, согласно которому изменение формы и размеров зерен при холодной деформации в среднем соответствует изменению формы заготовки, то полученные выше оценки сдвиговой составляющей деформации С физической точностью соответствуют значениям этой деформации, приведенным в ряде работ. Так, в [24] установлено, что при альфа-железа образование предельно тонких (0,1–0,3 мкм) волочении микрополос происходит при деформации со степенью 2-4 единицы. Также и в никеле при прокатке аналогичные микрополосы образуются при деформации со степенями 3-4 единицы [22]. В работе [57] показано, что при РКУ прессовании никеля в оснастке с ортогональным углом пересечения каналов тонкие микрополосы возникают в заготовке после первого прохода. Суммарная деформация в этом случае, как показано на графике рис. 5, в зоне максимального изгиба достигает значения ~3.

В отношении величины поворотной составляющей деформации, влияющей на углы разориентировки границ, установлено, что после РКУП в оснастке с ортогонально пересекающимися каналами максимальное значение поворотной составляющей деформации близко к 2 радианам, что соответствует ~114° для тупого угла и 66° для острого угла, дополняющего тупой угол до 180°. Физически угол между берегами границы зерен и микрополос может быть только острым и, например, для металлов с кубической сингонией быть не более 63° [14]. Полученный результат расчета поворотной деформации близок к этой величине, и он характерен для зоны с максимальным значением поворотной составляющей деформации b согласуется с экспериментальными данными [58].

Расчеты показали (рис. 1.19), что тонкие микрополосы ~0,2 мкм с большугловыми разориентировками границ, соответствующими средним значениям границ зерен в УМЗ структурах металлов, получаемых после РКУП, формируются на глубине не более 5,5÷6 мм от поверхности, подвергающейся максимальной кривизне изгиба заготовки. Число таких полос во всем сечении заготовки толщиной 20 мм составляет около 20×1000/0.2 = 100000. За один проход большеугловые границы формируются лишь у 25000 микрополос на глубине до 5÷5,5 мм от поверхности, подвергнутой максимальному изгибу. Поэтому для формирования УМЗ зерен во всем объеме заготовки необходимо осуществить не менее 4-х проходов прессования с изменением ориентации образца. Схема формирования мелких пересечений зерен вследствие микрополос показана на рис. 1.22.

Неоднородное распределение суммарной и поворотной деформации по сечению заготовки с максимальным значением в зоне максимального изгиба заготовки приводит к возникновению трещин при прессовании в оснастке с ортогонально пересекающимися каналами [14].

60



Рис. 1.22. Схема формирования нанозерен вследствие образования и пересечения микрополос при РКУП по маршруту В_с

На практике для получения однородной УМЗ структуры в образцах с поперечным размером 20÷25 мм число проходов увеличивают в 3–4 раза, но при этом используют оснастку с большими углами пересечения каналов 120÷135°. Это связано с тем, что в такой оснастке накапливается меньшая деформация в каждом проходе, но осуществляется более «мягкий» режим прессования, обеспечивающий релаксацию напряжений, важную для предотвращения трещинообразования.

Рекомендации. Для повышения интенсивности накопления деформации и степени измельчения зерен целесообразно использовать комбинированную деформацию, повышающую нестационарность и немонотонность процесса, например, при РКУП совмещать в очаге деформации изгиб и локализованное кручение заготовки. Действительно мелкие зерна при РКУП формируются в результате пересечений микрополос с большеугловыми границами при прессовании по маршруту B_c [4].

Однако, чем больше поперечное сечение образца, тем больше требуется проходов. Вместе с тем даже при весьма большом числе проходов измельчить зерна в массивных металлических образцах в той же степени, как в тонкостенных образцах, не удается, что связано с влиянием масштабного фактора [13]. Для повышения эффективного измельчения зерен необходимо ужесточить размеры очага деформации. Для образцов с большим сечением это можно достичь, если РКУП совместить с кручением образца в очаге деформации. Примером такого решения задачи является схема комбинированной деформации, описанные в ниже во второй части монографии.

Глава 1.3. Модель наноструктурирования металлов при интенсивной пластической деформации

В сравнении с традиционными процессами обработки металлов давлением ОМД методы ИПД позволяют существенно повысить физикомеханические свойства металлов и сплавов, но отличаются недостаточной производительностью, а также имеют ограничения по размерам и массе заготовок, в которых возможно получить однородную наноструктуру. Известные теоретические представления, посвященные деформационному наноструктурированию металлических материалов, рассматривают ЭТОТ процесс либо с позиций механики [8], либо с позиций физики пластической изменений [2–7, деформации, фазовых и текстурных 9]. Отсутствие непосредственных уравнений связи между параметрами деформированного состояния и структуры в таких моделях затрудняет их использование при разработке техпроцессов получения наноматериалов.

Для разработки технологии изготовления объемных наноматериалов важно знать не только необходимую и достаточную степень деформации, но и распределение её в сечении матерниала, которые обеспечат формирование предельно мелких зерен в заготовке, с учетом её размеров. Построению модели, направленной на решение этой задачи, посвящена данная работа.

Принятые в модели положения модели базируются на известных принципах пластической деформации и их следствий, а также на экспериментальных данных эволюции структуры при больших холодных деформациях.

Основные этапы построения модели включают: обоснование основных положений и допущений; выбор ключевых характеристик деформированного и структурного состояний материалов и установление связи между ними; вывод уравнений, определяющих кинетику фрагментации и изменения механизмов деформации; определение зависимости размера измельченных зерен от степени деформации и масштабного фактора. В заключение выполнена верификация модели, показавшая хорошее соответствие с физической точностью расчетных и экспериментальных величин, что позволило предложить ряд рекомендаций для повышения эффективности методов ИПД.

1.3.1. Основные положения и допущения модели

1. Структурные изменения. Во всех металлах, в целом, принимается идентичная картина эволюции крупнозернистой структуры при холодной деформации в отношении завершающих этапов структурообразования. При монотонной деформации во всем сечении в направлении вытяжки образуются микрополосы, дальнейшее образование микрополос сдвига и их пересечения с микрополосами в рамках данной модели не детализируется. При немонотонной деформации, характерной для методов ИПД, завершающим этапом структурообразования является пересечение деформационных полос, В частности, микрополос, обусловленное периодическим или непрерывноциклическим изменением направления вытяжки материала. В результате пересечений полосовых границ формируются мелкие зерна.

Отметим, что определенные отличия эволюции структуры металлов, обусловленные энергией дефектов упаковки, которые важны на

структурообразования, промежуточных этапах В данной модели не учитываются. Действительно, в ГЦК металлах с высокой энергией дефектов упаковки сначала образуются ячейки, затем по мере накопления деформации с последовательным уменьшением ИХ толщин полосы И размеров, расположенных в них ячеек до значений ~0,1-0,3 мкм. Для металлов с низкой энергией упаковки и с ГПУ решеткой образование плоских скоплений дислокаций затрудняет образование ячеек, происходит двойникование, которое сменяется также полосообразованием с последовательным уменьшением их толщин и размеров малоугловых блоков, расположенных в них. В том и другом случае для модели принято во внимание основное – это образование полосовых структур с границами деформационного происхождения, как результат перемещений частичных дисклинаций по плотным скоплениям дислокаций. Формирование мелких зерен рассматривается, как результат многочисленных пересечений микрополосовой структуры при немонотонной деформации.

2. Совместности деформации и структурообразования при ИПД. Условие совместности для монотонных процессов деформации записывают в виде равенств тензоров деформации (принцип Поляни-Тейлора). Для этого в зернах должно быть не менее 5 – независимых⁹ систем скольжения дислокаций.

Деформации, используемые при ИПД, являются большими, немонотонными и, следовательно, нестационарными, т.е. отличающиеся от монотонных значительным поворотом осей тензора деформации. Вследствие этого количество активных систем скольжения в зернах становится меньше 5, поэтому условие совместности пластической деформации в этом случае дополним вкладом тензора ротации и его производной по времени и имеет вид:

$$\hat{\varepsilon}_{1} + \hat{\omega}_{1} \cong \hat{\varepsilon}_{2} + \hat{\omega}_{2} \cong ..\hat{\varepsilon}_{i} + \hat{\omega}_{i} .. \cong \hat{\varepsilon}_{N} + \hat{\omega}_{N};$$

$$\hat{\varepsilon}_{1} + \hat{\omega}_{1} \cong \hat{\varepsilon}_{2} + \hat{\omega}_{2} \cong ..\hat{\varepsilon}_{i} + \hat{\omega}_{i} .. \cong \hat{\varepsilon}_{N} + \hat{\omega}_{N};$$
(1.37)

где $\hat{\varepsilon}$ и $\hat{\dot{\varepsilon}}$ – соответственно симметричные тензора деформации и скорости деформации; $\hat{\omega}$ и $\hat{\omega}$ – кососиметричный тензор ротации (поворота) и скорости ротации; *i* = 1, 2, ..., *N* число зерен или материальных точек-частиц.

Отметим следующее. Во-первых, соотношения (1.37) представляют собой обобщенную форму условия совместности, в котором учитывается не только деформации, но И скорость eë нарастания. величина Во-вторых, В представлении (1.37) принцип совместности менее детерминирован по сравнению с принципом Поляни-Тейлора, т.к. позволяет скомпенсировать возникающие градиенты тензоров деформации градиентами тензоров поворота и наоборот.

В-третьих, из условия совместности, записанного в отношении тензора дисторсии α [60]:

$$rot\,\hat{\alpha} = rot\,(\hat{\varepsilon} + \hat{\omega}) = 0, \qquad (1.38)$$

⁹ По числу независимых компонент тензора деформации

следует равенство двух противоположных по знаку поворотов: активного и реактивного:

$$\operatorname{rot}\hat{\varepsilon} = -\operatorname{rot}\hat{\omega},\qquad(1.39)$$

В отличие от сплошной среды в кристаллическом материале выполнение уравнения (1.39) имеет свои особенности, поскольку поворот любого зерна, как единого целого образования, относительно соседних зерен в поликристалле невозможен¹⁰. Для понимания особенностей механизма поворота в поликристалле запишем выражение (1.38) в диадной записи:

$$rot\left(\sum_{k=1}^{M}\rho_{k}\lambda_{k}\hat{T}_{k}+\sum_{k=1}^{M}\rho_{k}\lambda_{k}\hat{R}_{k}\right)=0,$$
(1.40)

где ρ_k – плотность дислокаций; λ_k – средняя длина пробега дислокаций; $\hat{T}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b}+\vec{b}\vec{n})_k$ и $\hat{R}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b}-\vec{b}\vec{n})_k$, соответственно, симметричная и антисимметричная части тензора, характеризующего *k*-ю систему скольжения дислокаций, **n** и **b** – соответственно нормаль к плоскости скольжения и вектор Бюргерса для *k*-й системы скольжения в зерне; М – число систем скольжения.

Выражение (1.40) выполнится, в том случае, если повороты кристаллической решетки, обусловленные возникающими при деформации множеством скоплений зарядовых дислокаций, будут компенсироваться их перестройками. В результате коллективных форм движения ансамблей сильно взаимодействующих дислокаций – частичных дисклинаций. образуется адекватное множество малоугловых границ.

Сравним траектории макросдвига для двух структурных состояний полиокристалла: одно крупнозернистое с большеугловыми границами зерен, другое содержащее множество мелких субзеренн с малоугловыми границами, сформировавшихся в результате релаксационных перестроек дислокаций и их коллективных форм (см. схему на рис. 1.23). До тех пор, пока релаксационные перестройки в крупнозернистом состоянии поликристалла не завершились, макротраектория скольжения дислокаций примет вид ломанной (зигзагообразной) линии относительно направления макросдвига, составленной из отрезков, совпадающих с плотноупакованным системами скольжения дислокаций в каждом зерне.

При этом вследствие чинимых большеугловыми границами препятствий перемещению дислокаций из одного зерна в другое, в зернах возникло бы большие множества плотных скоплений дислокаций. Во втором случае, поскольку малоугловые границы не являются для дислокаций препятствиями, то они легко преодолевают субграницы, траектория их перемещений практически совпадала с направлением макросдвига.

¹⁰ Исключением возможно являются зерна нанокристаллическом материале



Рис. 1.23. Схема траекторий скольжения дислокаций в направлении макросдвига в крупнозернистом (а) и в фрагментированном (б) состоянии металла [33]

Для пластической деформации важен принцип или условие совместности, которое выполняется если $rot(\vec{n_i}\vec{b_1}) = 0$. Для состояния 2 с множеством малоугловых областей разориентации – субзерен, это условие выполняется, поскольку линия скольжения дислокаций близка к направлению сдвига и практически принадлежит к одной системе скольжения дислокаций, т.е. $\vec{n_i}\vec{b_1} = const$. В работе [13] оценили во сколько раз плотность дислокаций в состоянии больше, чем в состоянии. Оказалось, на три порядка, что согласуется с экспериментальной оценкой повышения плотности при больших деформациях [10].

Наряду с малоугловыми фрагментами – ячеек, блоков и субзерен, образование полосовых структур также является следствием принципа совместности пластической деформации. Во всех кристаллических материалах независимо от их природы и метода деформации на определенной стадии деформации образуются фрагменты-микрополосы, как результат перемещений частичных дисклинаций. Причина образования полос – кинематическое условие совместности, заключающееся в обеспечении постоянства линейной скорости пластического течения кристаллического материала образца, которое диктуется законами сохранения сплошности и плотности материала, на атомном уровне это означает постоянство параметра кристаллической решетки.

Выше было рассмотрено разделение потока металла на полосы в изогнутом канале при РКУП, в результате которого в каждой полосе обеспечиваются постоянство линейной скорости течения всех материальных точек – «атомов» вдоль канала и вместе с тем возникновение скачков угловой скорости поворот полос, на границах между ними. Аналогичная причина полосообразования возникает и других процессах деформации, например, при прокатке. В этом случае линейная скорость поворота частиц в очаге деформации зависит от её расстояния до центра валков (радиуса) и для её выравнивания во всем сечении поток материала разбивается на полосы, каждая

65

из которых поворачивается собственной угловой скоростью, что приводит к возникновению угловых разориентировок между полосами.

Источники и распределение дислокаций. 3. Принимается, что основными источниками решеточных дислокаций являются источники типа Франка Рида, генерирующие петли дислокаций, вклад зернограничных источников не учитывается. На стадии измельчения зерен их немного, поскольку, немного ступенек на их границах, которые исчезая, испускают такие дислокации [20]. Часть сегментов петель решеточных дислокаций расходуется на реализацию сдвига с выходом на внешнюю поверхность образца и образование на ней ступенек площадью N b l, где N – число сегментов петель дислокаций, вышедших на поверхность, *b* – вектор Бюргерса, *l* – длина сегмента петли дислокации, вышедшей на поверхность. Другая часть сегментов петель, оставшаяся в зернах в процессе эволюции, преобразуется в границы разориентации кристаллической решетки. новых областей Выход на поверхность частичных дисклинаций, в отличие от решеточных дислокаций, не приводит к приращению её площади. Действительно, записав уравнение Гаусса-Остроградского в отношении компонент тензора дисторсии, получим:

$$\iiint_{V} div \,\hat{\varepsilon} \, dV + \iiint_{V} div \,\hat{\omega} \, dV = \iint_{A} \vec{n}_{o} \hat{\varepsilon} \, dA + \iint_{A} \vec{n}_{o} \hat{\omega} \, dA, \tag{1.41}$$

где \vec{n}_o – нормаль к поверхности образца, A и V – соответственно площадь поверхности и объем образца.

Замечание 1. Если в уравнении (1.41) кососимметричный тензор заменить его эквивалентом – аксиальным вектором:

$$\vec{\omega} = \frac{1}{2} \langle \hat{\omega} \rangle$$
 ИЛИ $\vec{\omega} = \frac{1}{2} \operatorname{rot} \vec{u}$.

Принимая во внимание, что div rot $\vec{u} = 0$ (где u – вектор смещения материальной точки) получим, что значение второго интеграла по объему равно нулю. Следовательно, и второй поверхностный интеграл тоже равен нулю, поскольку, в отсутствие «производства вектора Франка в объеме» отсутствует его поток на поверхность, а значит и приращение площади. Такой результат согласуется с уравнением (1.39) показывающим, что ротационные моды скомпенсированы, существуют активная и реактивная составляющие поворотов, равные по величине и противоположные по направлению.

С учетом замечания 1, запишем:

$$\iiint\limits_V div\,\hat{\varepsilon}\,dV = \iint\limits_A \vec{n}\,\hat{\varepsilon}\,dA$$

Из этого уравнения следует, что причиной приращения площади внешней поверхности является сдвиг, завершающийся выходом на внешнюю

поверхность решеточных дислокаций¹¹. Далее, запишем закон сохранения вектора Бюргерса в виде уравнения Остроградского-Гаусса:

$$k_{s} \iiint_{V} div \, \vec{\mathbf{b}} \, dV = \iint_{A} b_{n} \, dA \,, \tag{1.42}$$

здесь введен k_{e} – коэффициент, учитывающий, что на поверхность выходит только часть сегментов петель решеточных дислокаций, b_{n} – проекция вектора Бюргерса на нормаль к внешней поверхности образца.

Замечание 2. Значение k_{e} находиться в интервале $0 < k_{e} < 1$, т.к. если принять, что $k_{e} = 0$, то это бы означало отсутствие деформации вовсе, а если принять, что $k_{e} = 1$, то это не согласуется с опытом, поскольку не все решеточные дислокации при холодной деформации выходят на поверхность. значение k_{e} с одной стороны должно удовлетворять Вместе с тем, максимальной плотности дислокаций, а с другой принципу Бишопа – Хилла – о максимальной работе пластических сдвигов при заданных внешних напряжениях и, следовательно, максимальному количеству дислокаций, вышедших на поверхность. Одновременно двум максимумам удовлетворяет лишь одно значение из выше указанного интервала: $k_{e} = 0.5$, которое и принято в данной модели, и означает разделение каждой петли дислокаций две равные части, одна из которых половина послужит материалом для "строительства" границ новых областей разориентации кристаллической решетки, а другая для выхода на внешнюю поверхность и приращения её площади.

4. *Механизмы сдвиговой деформации при ИПД*. В случае деформации крупнозернистого металла сдвиг, как обычно, осуществляется внутри зерен по плотноупакованным системам скольжения дислокаций, т.е. контролируется кристаллографическим скольжением дислокаций. По мере измельчения зерен доля внутризеренного сдвига уменьшается, а по границам зерен увеличивается. К моменту завершения процесса измельчения зерен, сдвиг по границам зерен становится доминирующим. Вследствие формирования большого множества границ зерен (сетки) сдвиг становится практически континуальным и реализуется в направлении действия максимальных касательных напряжений по череде сегментов границ зерен, ориентированных в направлении действия максимальных касательных напряжений.

Причиной изменения механизма сдвиговой деформации является то, что с областей разориентации снижается размеров активность уменьшением решеточных источников дислокаций типа Франка-Рида. Так как уменьшается база источника и возрастает напряжение, необходимое для генерации дислокаций, а также упругие поля OT скоплений дислокаций противодействующие их генерации. Число и активность зернограничных

¹¹ Приращение площади поверхности дает также рождение её источников краевых дислокаций. Однако число таких дислокаций ничтожно мало, а объемных материалах сравнении с внутризеренными источниками дислокаций и их можно не учитывать.

источников решеточных дислокаций мала, т.к. испускание таких дислокаций связано и исчезновением ступенек на границах и уменьшении их кривизны, контролируемой стыковыми дисклинациями.

5. Температура и скорость деформации. Деформация при ИПД холодная, т.е. осуществляется при температуре существенно ниже температуры рекристаллизации. Скорость деформации небольшая, гидропрессовая ~ 10⁻² с⁻¹. Деформационный разогрев в среднем по образцу небольшой, поэтому тотальной рекристаллизации и обусловленного ей разупрочнение материала не происходит, напротив материал упрочняется. Исключением является возможная кратковременная миграция вследствие границ зерен, ИХ деформационного разогрева при изменении механизма деформации OT внутризеренного сдвига на зернограничному сдвигу на заключительной стадии измельчения. Последний, по существу, является континуальным сдвигом, толщину образца проходящим через всю ПО тонким поверхностям, образованным большеугловыми границами мелких зерен. Такой сдвиг, как выше в подразделе 1.1.3, способен вызвать, показано определенный деформационный разогрев поверхности сдвига, т.е. границ зерен, достаточный для кратковременной их миграции и роста зерен, тем самым способным несколько увеличить их размер и угловые разориентировки. С таким представлением согласуется бимодальный вид угловых разориентировок: первый пик ~15-20° обусловлен дисклинационным происхождением границ, пик ~40-60° миграцией границ второй зерен вследствие развития зернограничных сдвигов мекозернистой структуры на завершающем этапе её формирования. Отмеченные особенности фрагментации и деформации ниже рассмотрены более детально.

1.3.2. Кинетика фрагментации структуры и механизмов деформации

Для вывода кинетического уравнения фрагментации качестве её конечного элемента выберем микрополосу, к которой приводит эволюция структуры при холодной монотонной деформации. Во-первых, образование микрополос, наблюдается при различных процессах деформации: прокатке, волочении, растяжении, РКУ прессовании, кручении под давлением и в различных по природе металлах. Во-вторых, образовавшись микрополоса не делиться на более тонкие части, расстояние между её большеугловыми (θ ~15–20°) границами по мере продолжения деформации остается практически неизменным [9], а угловые разориентировки их границ могут увеличиваться.

Следует отметить, что при немонотонных (многопроходных и многопереходных) процессах деформации проследить за эволюцией полосообразования трудно, поскольку на начальных этапах формируется серия различных по толщине полос. Из-за их пересечений, происходящих из-за

изменений направления вытяжки материала при немонотонном деформировании, невозможно кинетику нарастания микрополос. Закономерность накопления микрополос по мере увеличения деформации удобно изучить на примере монотонной деформации, в которой отсутствуют пересечения полос.

Качественная картина фрагментации – образование микрополос, во многих металлах при монотонной деформации рассмотрена во многих работах. Как уже отмечалось, процесс фрагментации начинается при деформациях $\varepsilon \sim 0.2 \div 0.3$. Далее по мере нарастания деформации поперечные по отношению к направлению вытяжки размеры полос и ячеек в них уменьшаются. Продольные размеры полос увеличиваются, но не адекватно удлинению образца из-за их разбиения на части вследствие локальных искривлений. Такие искривления характеры для многих образований ламельного типа в результате воздействия поперечных возмущений [61]. Неравномерное распределение на них деформации по сечению материала уже на ранней стадии деформирования приводит к формированию различных модификаций полосовых структур: деформационных, переходных и микрополос, отличающихся поперечными размерами [10]. Наибольшие поперечные размеры имеют деформационные полосы, заполненные несколькими рядами укрупненных ячеек, Наименьшие размеры – микрополосы, в которых присутствует один ряд минимальных по размеру ячеек. При этом поперечные размеры микрополос совпадают с поперечными размерами содержащихся в них ячеек, вследствие этого продольные границы ячеек, совпадающие с границами полос, приобретают в отличие от поперечных границ ячеек увеличенные угловые разориентировки.

Деформация, как известно, – процесс сугубо неоднородный. Поэтому при выводе кинетического уравнения учтем, что первые микрополосы, как отмечено в работе [9] возникают в зоне сильной локализации деформации даже при небольшой средней деформации образца (см. наличие отдельных микрополос в никеле, расположенных деформационными полосами, на рис. 1.4 после прокатки на 37%). В микрополосах, как уже отмечено, малоугловые ячейки приобретают минимальный поперечный размер d_c равный толщине полосы и далее этот размер остается неизменным до окончания фрагментации, т.е. до 100% образования микрополос во всем сечении материала.

Принимая во внимание отмеченные особенности фрагментации, т.е. полосооразования, отметим аналогию этого процесса с закономерностями формальной кинетической теории превращения [62]. В частности:

а) фрагменты-микрополосы, как и продукт фазового превращения этой теории, имеет тот же химический состав, что и деформированная матрица;

 б) с увеличением степени деформации ε (в данном случае ε – аналог времени) происходит непрерывное увеличение объема продукта превращения – фрагментов (микрополос и содержащих в них ячеек);

69

в) поперечные размеры продуктов превращения – фрагментовмикрополос не изменяются до конца превращения, т.е. до заполнения ими всего сечения образца.

Отмеченные сходства позволяют использовать классическое уравнение кинетической теории превращения для выражения зависимости изменения относительной доли Н получаемых фрагментов – микрополос от степени деформации в виде:

$$H = \frac{V_c}{V} = \left[1 - \exp(-k\varepsilon)\right], \qquad (1.43)$$

где V_c – объем материала, в котором образовались минимальные по толщине микрополосы и по диаметру ячейки, находящиеся в них; V – весь объем деформированного материала, k – коэффициент, характеризующий скорость фрагментации.

Для определения значения k используем принцип Поляни – Тейлора. Применить этот принцип, как обычно исключительно по изменению размеров зерен при деформации невозможно, т.к. при больших вытяжках зерна существенно изменяют форму, размеры, теряют очертания исходных границ, разбиваются на серии деформационных полос. Однако этот принцип вполне применим для монотонных деформаций, по отношению к поперечным размерам полос – их толщинам. В каждый момент времени деформации в сумме толщины различных полос равны толщине однородно удлиняющегося образца. Поскольку в полосах располагаются близкие к равноосным образованиям фрагменты – ячейки, то примем, что поперечные размеры ячеек (примем их форму кубической) в среднем d_c изменяются в соответствии с указанным принципом Поляни- Тейлора, тогда справедливо соотношение:

$$\left(d_o^2 / d_c^2\right) = \lambda = \exp \varepsilon, \qquad (1.44)$$

где λ – коэффициент вытяжки, *d*_o – средний размер исходных зерен.

Отсюда получим:

$$\left(d_o^3 / d_c^3\right) = \exp\left(\frac{3}{2}\varepsilon\right). \tag{1.45}$$

Выражение (1.45) определяет относительную скорость уменьшения объема среднего размера формирующегося фрагмента в сравнении с исходным размером зерен. Согласно представлениям формальной кинетической теории превращения [62], в том случае, когда превращение протекает без изменения химического состава продуктов, то объем, в котором происходит превращение в короткий промежуток времени пропорционален объему, в котором к началу рассматриваемого промежутка времени превращение не произошло. Учитывая, что параметр кристаллической решетки материала при образовании фрагментов вместо исходных зерен не изменяется, объем нового продукта равен объему исходного продукта, поэтому скорость образования нового и исчезновения прежнего продуктов будут одинаковы. Поэтому коэффициент в уравнении (1.43) будет таким же, как в уравнении (1.45), т.е. k = 3/2. В итоге, получим следующее кинетическое уравнение фрагментации:

$$H = \left[1 - \exp\left(\frac{-3\varepsilon}{2}\right)\right].$$
(1.46)

График, построенный по зависимости (1.46) приведен на рис. 1.24а, а экспериментальный график на рис. 1.24б. Оба графика показывают, что при деформации со степенью 3–4 единицы во всем поперечном сечении образуются практически 100% конечного продукта фрагментации – микрополос. При этом толщина микрополос составляет 0,1–0,2 мкм.

Следует отметить несущественное отличие между расчетной И экспериментальной зависимостями с точки зрения завершения фрагментации. В расчетной зависимости не учтено относительно малое значение пороговой деформации єп ~0,2÷0,3, с которой начинается фрагментация, что привело к небольшому смещению график на эту величину к началу координат. Вместе с 1.25 на следующем рис. показаны экспериментальные тем. кривые распределения фрагментов при волочении железа, демонстрирующие нарастание доли фрагментов-микрополос толщиной ~(0,1-0,2) мкм по мере нарастания деформации от 1 до 4 единиц.



Рис. 1.24. Зависимости относительной доли металла, охваченного фрагментацией, от степени деформации, *a* – график, рассчитанный по формуле (1.46), *б* – экспериментальная кривая, полученная после волочения армко-железа при T= 300° К [13]

Следует отметить несущественное отличие между расчетной И экспериментальной зависимостями с точки зрения завершения фрагментации. В расчетной зависимости не учтено относительно малое значение пороговой деформации $\varepsilon_{\pi} \sim 0.2 \div 0.3$, с которой начинается фрагментация, что привело к небольшому смещению график на эту величину к началу координат. Вместе с следующем рис. 1.25 показаны экспериментальные тем, на кривые распределения фрагментов при волочении железа, демонстрирующие нарастание доли фрагментов-микрополос толщиной ~(0,1-0,2) мкм по мере нарастания деформации от 1 до 4 единиц. Близкие по доле превращения с экспериментальными данными показывает расчетная кривая, при ε =1 конечный размер приобретают примерно 75% от всех фрагментов, при ε =2, около 85%, а при ε = 3–4, как и на рис. 1.24, практически 100% фрагментов.



Рис. 1.25. Кривые распределения по поперечным размерам фрагментов для случая волочения армко-железа при *T*= 300 °К. Цифрами указаны степени деформации [63]

Важно подчеркнуть некоторые отличия фрагментации при немонотонной деформации от монотонной деформации. В первом случае, в частности, при РКУП, даже после одного прохода в зоне заготовки в ортогональных каналах максимальное значение накопленной деформации достигает значение равное 3. При этом, вклад сдвиговой составляющей равен единице, а ротационной двум. [50]. В остальной части образца вклад сдвиговой остается постоянным, а ротационной заметно уменьшается. В результате в зоне максимального изгиба формируются тонкие микрополосы с большеугловыми разориентировками границ около 60°, а в остальной части более толстые деформационные полосы с меньшими, преимущественно, малоугловыми разориентировками границ.

После 3÷4 проходов по маршруту B_{c} , во многих металлических образцах (*Cu, Al, Ni*), вследствие пересечений микрополос, формируется микроструктура с мелкими зернами порядка 0,2 мкм, но в центральной зоне образца размеры зерен больше, а их угловые разориентировки меньше, чем в поверхностных слоях. Однородная наноструктура формируется с увеличением проходов до 8–12 и более по маршруту B_c , при этом, чем больше поперечное сечение, тем больше требуется проходов для выравнивания накопленной деформации по всему сечению заготовки, необходимое для формирования однородной
наноструктуры во всем объеме образца [51]. Вместе с тем дальнейшее увеличение числа проходов и, следовательно, степени накопленной деформации обычно не приводит к измельчению зерен, если не происходит уменьшение площади поперечного сечения образца в методах ИПД. Такое поведение связано с изменением механизма деформации, зависящего от достигнутой степени измельчения зерен и масштабного фактора – размера образца.

Кинетика изменения механизмов деформации. К измельчению зерен приводит внутризеренная сдвиговая деформация, поскольку она порождает решеточные дислокации, эволюция которых приводит к образованию границ различных областей разориентации кристаллической структуры. Однако по мере измельчения зерен возрастают напряжения, необходимые для генерации решеточных источников дислокаций, поэтому интенсивность снижается. кристаллографического сдвига Соответственно повышается активность зернограничного сдвига, приводящего к образованию полос и микрополос сдвига. Определим кинетику изменения этих механизмов деформации, для этого представим деформацию в виде суммы:

$$\varepsilon = \varepsilon_c + \varepsilon_{nc}, \qquad (1.47)$$

где ε_c – деформация, обусловленная кристаллографическим скольжением решеточных дислокаций; ε_{nc} – деформация, обусловленная некристаллографическим перемещением зернограничных дислокаций по скооперированным поперечным границам измельченных зерен. Преобразуем уравнение (1.47) в виде:

$$\tilde{n}_c + \tilde{n}_{nc} = 1, \qquad (1.48)$$

где $n_c = \varepsilon_c/\varepsilon$ и $n_{nc} = \varepsilon_{cn}/\varepsilon$ – относительные компоненты кристаллографической и некристаллографической деформации.

Поскольку образование микрополос и измельчение зерен прекращается с уменьшением вклада кристаллографической компоненты и с соответствующим возрастанием вклада некристаллографической компоненты, то очевидно, что изменения указанных вкладов должно находиться в согласии с кинетическим уравнением фрагментации (1.46) и отвечать условию (1.48). Отсюда вклады относительных компонент запишем в виде:

$$\tilde{n}_c = \exp(-3\varepsilon/2), \qquad (1.49)$$

$$c_{nc} = 1 - \exp(-3\varepsilon/2). \tag{1.50}$$

По изменениям графиков этих зависимостей (рис. 1.26) видно, что после деформации со степенью $\varepsilon \approx 3.4$ активность кристаллографических сдвигов становиться малой, а зернограничных (континуальных) высокой, вследствие чего прекращается измельчение структуры.



Рис. 1.26. Изменение относительных вкладов кристаллографической (точечная линия) и некристаллогрифической (сплошная линия) компонент деформации

Такой результат подтверждается рядом экспериментов, полученных на примере армко-железа и никеля [23, 24]. В частности, для случая фрагментации армко-железа при волочении со степенью деформации 3÷4 было показано, что практически все микрополосы приобретают толщины в интервале 0,1÷0,2 мкм. Аналогично и при РКУП после указанных деформаций (3–4 проходов) часть зерен приобретает минимальные размеры, и такие зерна с нарастанием деформации не изменяют размеры, измельчение охватывает остальные зерна, не достигшие минимальных размеров.

1.3.3. Связь между параметрами структуры и деформации

С увеличением степени холодной пластической деформации происходит изменение размеров образца, сопровождающееся приращением площади его внешней и внутренней поверхности. Приращение внешней поверхности материала является результатом выхода *N*-го числа дислокаций на внешнюю поверхность и образования ступенек площадью $\Delta A = Nbl$, где b – вектор Бюргерса, *l* – средняя длина дислокации. Приращение внутренней поверхности происходит вследствие образования границ деформационного происхождения: общем случае это границы различных областей разориентации В кристаллической решетки: ячеек, субзерен, полос, зерен.

В нормировке на объем V относительное приращение площади внешней поверхности материала имеет вид:

$$\frac{\Delta A}{V} = \frac{Nl}{V}b. \qquad (1.51)$$

Отметим, что в силу принятого для построения модели положения 3 – о равенстве числа зарядовых дислокаций, вышедших на внешнюю поверхность образца и оставшихся в объеме материала при холодной деформации, правая часть соотношения (1.51) определяет не только величину относительного

приращения площади поверхности, но и тензорную плотность зарядовых дислокаций, равную $\alpha = \rho' b$.

Из условия непрерывности тензора плотности дислокаций: $div \hat{\alpha} = 0$ [14], следует, что изменение тензорной плотности в объеме возможно в результате входа дислокаций в него, либо при их выходе за его пределы. По этой причине тензорная плотность определяется не общим количеством дислокаций в скоплениях, а плотностью зарядовых дислокаций ρ' .

Введем соотношение:

$$A = kV \,. \tag{1.52}$$

где коэффициенту *k* дадим название – параметр кривизны тела¹² (образца).

Отсюда получим равенство между приращением параметра кривизны тела и кривизной кручением кристаллической решетки материала, средняя величина которой определяет тензорная плотность зарядовых дислокаций:

$$\frac{\Delta A}{V} = \Delta k \cong \rho' b = \beta . \tag{1.53}$$

Как уже отмечалось, приращение параметра кривизны материала происходит вследствие выхода на его поверхность дислокаций, а приращение кручения кристаллической решетки кривизны И является результатом накопления в материале зарядовых дислокаций. Поскольку плотность зарядовых дислокаций при большой деформации увеличивается на порядки в сравнении с недеформированным состоянием материала, то приращении кристаллической решетки практически собственному кривизны равно значению тензорной дислокаций деформированного материала.

Отметим, что при больших деформациях, стенки границ ячеек, содержащие дислокации одного знака и одного типа, в результате прохождения частичных дисклинаций преобразуются в границы полос, в которых дислокации становятся неразличимыми вследствие слияния их ядер. Тем не менее, тензорная плотность дислокаций, как средняя мера кривизны-кручения кристаллической решетки, не только "сохраняется" [14], но по мере нарастания деформации увеличивается вместе с протяженностью границ областей разориентации. При этом размеры этих областей уменьшаются, а градиент изгиба и поворота кристаллических решеток на их границах, т.е. их угловые увеличиваются.

Таким образом, уравнение (17) связывает макропараметр материала – каковым является введенный выше параметр – кривизна тела, с мезоскопическим параметром структуры – средней кривизной и кручением кристаллической решетки, численно равным тензорной плотности зарядовых дислокаций.

¹² Поверхность тела- своеобразный макродефект, нарушающий строение кристаллической решетки и вносящий в нее искривление. Параметр *k* – скаляр, отличающийся от вектора – кривизны поверхности тела.

Далее для получения уравнения, определяющего зависимость размера измельченных зерен от накопленной деформации, необходимо определить зависимость параметра кривизны тела и средней кривизны и кручения кристаллической решетки – тензорной плотности дислокаций, от степени деформации.

Степень деформации и параметр кривизны тела. Приращение площади внешней поверхности не зависит от исходной формы тела и вида деформации, а зависит лишь от величины сдвиговой деформации. Поэтому для нахождения зависимости приращения параметра кривизны тела от степени деформации рассмотрим равномерное растяжение цилиндрического образца, для которого нетрудно установить связь между степенью деформации и приращением площади его поверхности [13]. Для такого образца можно записать:

$$\frac{\Delta A}{V} = \frac{A_f - A_o}{V} = k_f - k_o = \Delta k ;$$
где $k_o = \frac{A_o}{V} = 2(R_o + L_o) / R_o L_o$, a $k_f = \frac{A}{V} = 2(R + L) / RL$. (1.54)

Здесь A_f и A_i – соответственно площадь поверхности цилиндрического образца после и до деформации; k_i и k_f – соответственно параметр кривизны тела до и после деформации; R_0 , L_0 и R, L соответственно радиус и длина образца до и после деформации.

Используя закон постоянства объема и формулу для определения истинной (логарифмической) деформации при растяжении $\varepsilon = \ln(L_f / L_o) = 2(\ln R_o / R)$, а также вводя коэффициент отношение длины исходного цилиндрического образца к её диаметру – $m = L_o/R_o$, получим:

$$\Delta k = k_f - k_o = (2/R_o) \left\{ \exp(\varepsilon/2) - \left\langle \left\{ \left[\exp(-\varepsilon) - 1 \right] / m \right\} - 1 \right\rangle \right\}.$$
(1.55)

Принимая во внимание, что *m* >>1 выражение (19) можно упростить:

$$\Delta k \cong k_o \left[(\exp(\varepsilon/2) - 1) \right]. \tag{1.56}$$

Далее, записав это уравнение в виде:

$$k_f / k_o \cong \exp(\varepsilon / 2), \qquad (1.57)$$

и решив его относительно степени деформации, получим формулу, которая с инженерной точностью (ошибка менее 5%) соответствует известной формуле для определения истинной деформации при растяжении цилиндрического образца

$$\varepsilon = 2\ln\frac{k_f}{k_o} \cong 2\ln\frac{R_o}{R}.$$
 (1.58)

Таким образом, логарифм отношения кривизны тела после деформации к его кривизне до деформации с достаточно высокой точностью соответствует

истинной деформации, определяемой по логарифму отношения характерных размеров тела после и до деформации.

Зависимость тензорной плотности от степени деформации. Запишем уравнение (20) в виде:

$$\Delta k_d + \Delta k_{gb} \approx k_o \left\{ \exp[(\varepsilon_c + \varepsilon_{nc})/2] - 1 \right\}.$$
(1.59)

где Δk_d – вклад в кривизну тела за счет приращения площади поверхности вследствие выхода на неё решеточных дислокаций, Δk_{gb} – вклад в кривизну тела за счет приращения площади поверхности вследствие выхода на неё зернограничных дислокаций. ε_c – составляющая сдвиговой деформации, обусловленной кристаллографическим скольжением решеточных дислокаций, ε_{nc} – составляющая сдвиговой деформации, обусловленной некристаллографическим перемещением зернограничных дислокаций по границам зерен.

Для получения зависимости тензорной плотности от степени деформации из левой части уравнения (1.59) исключим вклад Δk_{gb} , а из правой части степень зернограничной деформации – ε_{nc} .

Выразив кристаллографическую компоненту в явном виде: $\varepsilon_c = \varepsilon \exp(-3\varepsilon/2)$ и, принимая во внимание, что $\Delta k_d = \beta$ получим уравнение изменения тензорной плотности дислокаций в зависимости от степени деформации и масштабного фактора образца k_o :

$$\beta \approx k_o \left\{ \exp\left[0, 5\varepsilon \exp\left(-3\varepsilon/2\right)\right] - 1 \right\}, \qquad (1.60)$$

где масштабный фактор численно равен параметру кривизны исходного образца, определенного как $k_o \approx 1/R_o$, где R_o – характерный размер образца. Для цилиндрического образца R_o – это радиус поперечного сечения.

Учитывая, что $\beta = b\rho'$, и $k_o \approx 1/R_o$ получим зависимость зарядовой плотности дислокаций от указанных факторов:

$$\rho' \approx (1/bR) \left\{ \exp\left[0, 5\varepsilon \exp\left(-3\varepsilon/2\right)\right] - 1 \right\}.$$
(1.61)

На рис. 1.27 представлена зависимость (1.61), построенная на примере никеля, для которого $b\approx0,25$ нм. Немонотонное изменение зарядовой плотности дислокаций, соответственно и аналогичное изменение тензорной плотности показывают, что достижение локальных максимумов этих параметров наблюдается при степенях деформации 0,8÷1. При этом, чем меньше толщина образца, тем большее достигается степень измельчения. Далее с нарастанием деформации происходит снижение значений указанных характеристик и, в частности, при деформации $\varepsilon \geq 3\div4$ плотности зарядовых дислокаций уменьшается до уровня ~10¹⁵м⁻².



Рис. 1.27. Изменение зарядовой плотности дислокаций в Ni от степени деформации и поперечного сечения образца R

Отметим, что поведение расчетной зависимости плотности зарядовых дислокаций от степени деформации (при постоянном значении масштабного фактора – R) качественно согласуется аналогичной зависимостью для скалярной и зернограничной плотности дислокаций (рис. 1.28), приведенных в [9].

Максимальные значения плотностей в этих графиках, как и расчетные значения достигаются при степенях деформации ~0,8÷1, однако экспериментальные значения меньше расчетного, что возможно связано с влиянием масштабного фактора. В нашем случае расчет производился для весьма тонкостенного образца с поперечным размером $R = 2 \cdot 10^{-5}$ м. В нем плотность зарядовых дислокаций на порядок больше, чем на рис. 1.28. В более толстых образах она примерно такая же, как в работе [9].



Рис. 1.28. Зависимость решеточной ρ и зернограничной ρ_{гр.} плотности дислокации в Ni от степени деформации [9]

В этой связи отметим следующее. В научной литературе редко приводят данные, касающиеся зависимости плотности дислокаций от масштабного

фактора. Обычно приводят значения скалярной плотности, которая по определению является смесью разных дислокаций, включая имеющие противоположные знаки. Однако при большом значении плотностей близко расположенные дислокации разных знаков неизбежно аннигилируют. Кроме того, известно [20], что в стенках краевых дислокаций отсутствуют винтовые дислокаций и наоборот. Поэтому с большой вероятностью можно считать, что плотные скопления дислокаций – это скопления зарядовых дислокаций.

В отношении влияния масштабного фактора полученное значение максимальной плотности дислокаций качественно согласуется с данными, приведенными в научной литературе. Например, в тонких мартенситных пластинах достигается плотность 10^{17} м⁻², а по оценке, приведенной в запыленных пленках ~ 10^{16} м⁻² [20]. Близкие к 10^{15} м⁻² величины получат в более толстых образцах с поперечным размером свыше 100 мкм, что характерно для фольг, прокатываемых в многовалковых станах. Аналогичную плотность дислокаций не редко отмечают многие авторы, изучая тонкие образцы после кручения под давлением.

Зависимость размера зерен от тензорной плотности. Процесс деформационного измельчения микроструктуры перманентный: с увеличением степени деформации поперечные размеры областей разориентации – полос и ячеек в них, последовательно уменьшаются до определенного предела, обусловленного пределом накопления в кристаллическом материале линейных дефектов. На конечной стадии фрагментации при ИПД областями разориентации становятся предельно мелкие зерна. Размер этих зерен, рассматриваемых как результат пересечений границ семейств микрополос можно приравнять размеру ячеек в сетке, образованной этими пересечениями. Учитывая, что при немонотонной деформации полосы пересекаются под углом близким к 90°, то равноосный размер зерен – диаметр, можно также приравнять толщине микрополос и, следовательно, диаметру малоугловых ячеек, расположенных в них. Преобразуясь в границы областей разориентации, линейные дефекты (дислокационные стенки ячеек и траектории частичных дисклинаций, представляющих собой границы микрополос) вносят кривизну и кручение кристаллической решетки. Мерой этих искажений решетки является тензорная плотностью дислокаций, а её обратная величина представляет радиус кривизны границ областей разориентации, т.е. расстояние от центра области разориентации до её границы. Отсюда минимальный размер зерен запишем в виде:

$$d_f = \frac{\theta_c}{2K},\tag{1.62}$$

где θ_c – угловая разориентировка границы ячейки; *К* – накопленная тензорная плотность.

Величину *К* определим, как интеграл зарядовой плоскости дислокаций по траектории деформации, умноженный на вектор Бюргерса

$$K = \int_{0}^{\varepsilon} b\rho' d\varepsilon = (k_o) \int_{0}^{\varepsilon} \{ \exp[0, 5\varepsilon \exp(-3\varepsilon/2)] \} - 1 \} d\varepsilon , \qquad (1.63)$$

где $k_o = A_o/V \approx 2/R_o$ – исходная кривизна тела образца.

Зависимость (1.63) представляет собой поверхность, ордината которой – К с увеличением степени деформации возрастает по экспоненте при постоянном значении поперечного размера образца. При этом, чем меньше поперечный размер образца (больше исходная кривизна тела k_o), тем большее значение достигает накопленная тензорная плотность, т.е. кривизна кручение кристаллической решетки. Зависимость размера зерен в никеле в зависимости от накопленной деформации И поперечного размера образца, характеризующего масштабный фактор, приведена на рис. 1.29. При расчете была взят угол $\theta_c = 0,1^\circ$, который согласно [9] присущ ячейкам на их начальной стадии фрагментации структуры.

Отметим, что, судя зависимости на Рис. 1.29, интенсивное снижение размера фрагментов-зерен происходит в диапазоне деформации от 1 до ϵ =2, а при накоплении степени деформации 3÷4 наблюдается стабилизации размера зерен. При этом, чем меньше исходный размер поперечного сечения образца, тем меньшие размеры приобретают зерна.



Рис. 1.29. Зависимость диаметра зерен никеля в *м* от накопленной степени деформации є и поперечного размера очага деформации (образца) *R* в *м*

При прочих равных условиях размер зерен зависит от вектора Бюргерса. Для многих металлов этот вектор отличается не более, чем на 3%. (b_{Ni} =247,73нм; b Fea \approx 0,25 нм; b_{Cr} \approx 0,25 нм, b_{Cu} \approx 0,26 нм). Поэтому зависимость, показанная на рис. 1.27 будет характерна для многих металлов. С

увеличением плотности упаковки атомов кристаллической решетки, т.е. с уменьшение вектора Бюргерса размеры зерен при прочих равных условиях деформации уменьшатся. В частности, для однофазного сплава нихрома X20H80, b = 0,37 нм, поэтому размеры зерен в этом сплаве примерно в 1,3 раза будут меньше, чем никеле, что качественно согласуется с экспериментальными данными, касающимися влияния химического состава материала на размеры зерен при ИПД.

Влияние деформации на разориентировки угловые границ. Систематические исследования Н. Хансена с коллегами [23] показали, что при монотонной деформации в ходе прокатки в никеле геометрически необходимые увеличивают границы микрополос угловые разориентировки. После деформации образца со степенью 98% (є_{ист} = 4,5) наблюдается два максимума. Один сравнительно большой, охватывающий диапазон границ от 0 до 30%. В нем угловые разориентировки изменяются от 1 до 20°, т.е. часть этих границ является большеугловыми, если к таковым причислять границы 15–20°.

Другой максимум геометрически необходимых границ при монотонной деформации заметно меньше охватывает примерно 10% границ с угловыми разориентировками от 40 до 60°, в среднем 50°. Угловые разориентировки случайных границ – границ ячеек, находящихся внутри полосовой структуры, после указанной деформации вырастают и слабо до с 1 до 6°, в среднем до 2 градусов. Возникновение нескольких максимумов угловых разориентировок после достаточно больших монотонных деформаций в разных материалах отмечает и автор [9]. Согласно его данным большая часть границ приобретает сравнительно небольшие углы разориентировок ~10–20°. Ответственность за формирование таких углов возлагает на ротационные моды деформации, и для определения величины угловой разориентировки он предложил эмпирическую формулу:

$\theta \approx \alpha(T) (\epsilon - \epsilon_o),$

где $\alpha(T)$ – коэффициент пропорциональности, характеризующий интенсивность пластических ротаций; при низкотемпературном деформировании $\alpha(T)=1$; ϵ – степень накопленной деформации (сдвиговой); ϵ_0 – некая усредненная структурно чувствительная величина. При T=(0,1–0,2) пороговое значение $\epsilon_0 \approx 0,3$.

При немонотонной деформации, используемой в методах ИПД, после деформаций со степенями $\varepsilon_{\rm ист} = 3-4$ и более формируется зеренно-субзеренная структура. Известны много примеров распределений угловых разориентировок границ после ИПД, В частности, в работе [10] в чистой меди, полученной методом РКУП. Усредненная огибающая угловых разориентровок зерен в зависимости от степени деформации в Си имеет вид логнормального распределения с максимумом в районе 40–50°. Однако детальное распределения угловых разориентировок сложнее вида кривой, огибающей

столбики распределения. В действительно видно бимодальное распределение большеугловых границ: относительно небольшой максимум, охватывающий 10-20% границ с угловыми разориентировки 15-25° и более обширный максимум от 30 до 60% от всех границ, в котором угловые разориентировки границ изменяются от 35 до 60°. Примерно такая же картина распределения с двумя максимумами большеугловых границ (один максимум co разориентировками другой более среднеугловыми $15-25^{\circ}$, с углами разориентировки преимущественно свыше 45⁰ градусов) приведена для наноструктурной меди, полученной методом РКУП в работе [4].

Наличие распределения бимодального угловых разориентировок нанозерен, характерной для ИПД, отмечено также в обзоре [6]. Следует также отметить, что присутствие микрополосовых границ с разориентировками 30-60° в чистых металлах наблюдали уже после однопроходнего РКУПа со степенью сдвиговой деформации є ≈ 1,15. Вместе с тем, недавно выполненные исследования [50,51] показали, что при ИПД и, в частности, при РКУПе, существенный вклад в деформацию вносит ротационная компонента. Особенно в области близкой к вершине внутреннего угла пересечения каналов, вокруг которого заготовка, перемещаясь по малой дуге, подвергается резкому изменению направления течения – повороту на 90° (1,57 рад). В результате вклада ротационной составляющей общую деформацию возрастает с 1 до 3 единиц. Это значение, характерно для образования микрополос большеугловыми границами. Следует отметить, что угловые разориентировки границ ячеек, находящихся внутри микрополос, изменяются при этом слаболишь на несколько градусов.

Небольшое увеличение угловых разориентировок случайных границ этих ячеек, можно объяснить последовательным накоплением (адсорбцией) в них зарядовых дислокаций. Аналогичное увеличение разориентировок границ микрополос до больших угловых значений 30–60° объяснить таким механизмом трудно, поскольку с уменьшением толщины полос генерация в них решеточных дислокаций прекращается.

Если увеличение угловых разориентировок границ микрополос и зерен до 15–25° связано с прохождением диполей частичных дисклинаций, то для этого по-видимому требуется нескольких диполей, поскольку проход одного диполя ведет к образованию микрополосовых границ с угловой разориентировкой от 1 до 3 градусов [63].

Остается вопрос? Почему с нарастанием монотонной деформации кривая распределения угловых разориентировок приобретает немонотонный – бимодальной вид. В нем первый широкий максимум наблюдается при относительно небольших углах 15–25°, а второй узкий максимум при больших углах 40–60°.

Объяснение такой зависимости, по-видимому, связано с тем, что источником диполей частичных дисклинаций являются стыковые дисклинации [64], которые их генерируют, если сами подпитываются зернограничными дислокациями. В свою очередь последние возникают вследствие адсорбции границами решеточных дислокаций. Однако источники решеточных дислокаций типа Франка – Рида генерировать их в микрополосах практически не могут. Поэтому активность производства диполей частичных дисклинаций снижается.

Возникновение второго максимума, в этой ситуации, по-видимому, связано с изменением механизма сдвига ОТ кристаллографического внутризеренного сдвига к континуальному, которым в УМЗ материале – является зернограничный сдвиг. При степенях деформации свыше 2 почти вся деформация, как известно, локализуется в полосах сдвига, толщиной ~1 мкм, которые состоят из ряда микрополос сдвига [10]. Эти полосы под углами 30–50° крест-накрест пересекают образец и его микрополосовую структуру. Поскольку эти пересечения близки к 45° и проходят через всю толщину образца, то можно предположить, что после пороговой деформации, равной двум, механизма деформации меняется от кристаллографического сдвига к континуальному сдвигу.

Предпочтительными местами развития полос сдвига, по-видимому, становятся поперечные границы микрополос, образующиеся в местах их изгибов и изломов. Локализация деформации в полосах сдвига, по существу, является зернограничным сдвигом (ЗГС), развивающимся по границам фрагментов, которыми при ИПД являются измельченные зерна.

Принимая во внимание, что для ЗГС при холодной деформации требуется большее значение напряжение, чем для кристаллографического сдвига, в работе [34] оценили деформационный разогрев границ зерен при ЗГД. Полученные результаты показали, что выделяемое вследствие ЗГД тепло, способно кратковременно разогреть приграничную область зерен до температур собирательной рекристаллизации, и вследствие миграции увеличить угловую разориентировку границ. В таком представлении, угловые разориентировки можно определить величиной пропорциональной разностью между суммарной деформацией, включающей вклад сдвиговой и ротационной компонент, и некоторой пороговой деформацией, не превышающей 2 единиц, при которой угловые разорентировки зерен достигают лишь среднеугловые значения –15–20°.

$$\theta_{\max} = k (\varepsilon - \varepsilon_{\pi}),$$

где постоянная k = 1. Принимая во внимание оценки накопленной деформации при однопроходном РКУ прессовании в ортогональных каналах [50] получим $\theta_{max} = (\varepsilon - \varepsilon_n) = 3 - 2 = 1$ рад или 58°, что близко к средней величине распределения угловых разориентировок зерен во втором пике соответствующей зависимости. Интересно отметить, что при РКУП такое значение угловых разориентировок

характерно для зерен, сформированных в зоне максимального изгиба образца при первом проходе, а если выполнить 4 прохода с изменением ориентации образца, то доля зерен с таким разориентировками заметно увеличиться. Отметим, также, что увеличению разориентировок границ могут способствовать высокие скорости миграции границ зерен в чистых металлах, особенности нанозерен, в соответствии с теорией, разработанной профессором Овидько И.А.

1.3.4. Верификация модели

Выше представленная модель качественно согласуется с экспериментальными данными, и позволяет объяснить влияние ряда факторов на измельчение зерен:

1. По степени накопленной деформации модель и эксперимент показывают, что для предельного измельчения необходима деформации со степенью 3–4 единицы. Применяемая на практике большая, чем 3–4 единицы деформация связана с неоднородным её накоплением в заготовки. Поэтому для повышения однородности УМЗ структуры важна немонотонная (разнонаправленная) деформация, обеспечивающая выравнивание сдвиговой и ротационной компонент по всему объему образца.

2. Модель показывает, что роль поворотной ротационной компоненты деформации важна для формирования предельно измельченных областей разориентации с большеугловыми границами, т.е. зерен, а не субзерен. Если вклад ротационной деформации мал, в частности, как при монотонной деформации, то при степенях сдвиговой деформации близких к 2 формируется предельно измельченная до размеров 0,1–0,3 мкм субзеренная структура. При вкладе ротационной компоненты в методах немонотонной деформации не менее 1 рад формируется субзерено-зеренная структура с большеугловыми границами зерен.

3. Модель позволяет в первом приближении оценить максимальные значения большеугловых разориентировок зерен по величине поворотной деформации.

4. Модель, как и эксперимент, показывают идентичное влияние масштабного фактора на размер зерен и субзерен. Чем меньше поперечное сечение деформируемого образца, тем меньше его очаг деформации, тем меньший размер приобретают измельченные зерна и субзерна, Факт влияние масштабного фактора на размеры областей разориентации приведен в таблице 1.5, где представлены экспериментальные данные для разных размеров деформируемых материалов.

5. Модель дает физические объяснения влияния различных факторов на процесс измельчения зерен. С уменьшением размера измельчаемых зерен

увеличивается напряжение необходимое для рождения в них дислокаций, изменяется механизм деформации от внутризеренного к зернограничному. Чтобы достичь большего измельчения необходимо уменьшить поперечное сечение образца и, тем самым, увеличить отношение площади поверхности очага деформации к его объему. В этом случае возрастет роль поверхностных источников дислокации, благодаря которым происходит дальнейшее нарастание тензорной плотности дислокаций и, следовательно, в большей степени измельчаются зерна.

6. Модель дает объяснение более тонким эффектам структурообразования, в частности, бимодальному распределению разориентировок границ зерен. Первый соответствует разориентировкам 20° , обусловлено до что максимум ротационным происхождением границ в результате перемещений диполей частичных дисклинаций по несовершенным дислокационным границам ячеек. 60° близкий к связан Второй максимум с локальным разогревом деформируемого УМЗ материала вследствие развития континуального сдвига в касательных напряжений – направлении максимальных ПО границам измельченных зерен, что приводит к их миграции и увеличению угловых разориентировок.

Таблица 1.7

тазмеры зерен в металих поеле тид в зависимости от масштаоного фактора				
Методы ИПД	Размол в	Кручение под	РКУ	Винтовая
	шаровых	давлением	прессование	экструзия
	мельницах			
Корреляцион-	Al, Cu, Ni,	Al, Cu, Ni,	Al, Cu, Ni	Технически
ные величины	Fe, Ti, Pd	Fe, Ti, Pd	Fe, Ti	чистый титан
				(BT1-00)
Поперечные размеры	Чешуйки –	Пластины	Пруток	Пруток с
деформируемого образца	тонкие	толщиной	диаметром (10-	диаметром (10-
	изогнутые	(0,1–0,2) мм и	20) мм и	20) мм и длиной
	пластины,	диаметром 10–	длиной до 5	до 5 диаметров
	толщиной	20 мм.	диаметров	
	20–200 нм			
Отношение площади				
поверхности очага	10 8	10 4	10 ³	10 ²
деформации к его				
объему – A/V , в м ⁻¹				
Средний размер				
измельченных зерен,	7–25	≤100	200-300	≤1000
в нм	[19]	[31]	[31]	[20, 33]

Размеры зерен в металлах после ИПД в зависимости от масштабного фактора

7. Результаты расчетов показали, что в чистых металлах, таких как Ni, Fe, Cr других с близкими векторами Бюргерса предельно возможные по размеру

нанозерна в интервале 5÷10 нм можно сформировать после деформации со степенью 4 в образцах с чрезвычайно тонким поперечным сечением (размером очага деформации) от 20 нм до (размер частицы тонкодисперсных порошков – пудры) до 1000 нм (размер тонкой фольги или парчовой нити). Близкие к таким размерам зерна по порядку величины (7 – 25 нм) приводиться в [21] в отношении нанопорошков, подвергнутых размолу в шаровых мельницах.

В таблице 1.7. приведены иные оценки размеров зерен в металлах после ИПД. Данные приведенные в таблице свидетельствуют о наличии в разных методах интенсивной пластической деформации (ИПД) прямой корреляции между размерами образца и получаемыми зернами. Разработанная выше физическая модель позволяет качественно оценить зависимость размеров формируемых зерен в металлах от степени деформации и масштабного фактора.

Резюме по 1 части

Суммируя представленные в первой части монографии данные, отметим следующие особенности структурообразования, происходящие в металлических материалах при интенсивной пластической деформации.

1. Пластическая деформация металлического материала является сложным процессом, протекающим на разных иерархических уровнях его строения и приводящим к изменению состояния материала. На атомарном уровне часть атомов при пластической деформации меняет местоположение, перемещаясь из областей сжатия в область растяжения кристаллической решетки, а также из внутренних областей кристалла на их поверхности – на границы зерен, а также на внешнюю поверхность заготовки.

2. Атомы при пластической деформации меняют местоположение не поодиночке, а группами вследствие перемещений линейных дефектов кристаллического строения решеточных, зернограничных дислокаций и их сильновзаимодействующих ансамблей (мезодефектов). В то же время формирующаяся при деформации структура металла и, в частности, границы измельченных зерен, это не что иное, как результат эволюции линейных дефектов кристаллической структуры.

3. Основные стадии эволюции дефектов кристаллической структуры таковы, что сначала основными носителями деформации являются дислокации. По мере увеличения ИХ плотности повышаются внутренние упругие напряжения. Релаксация этих напряжений осуществляется путем преобразования плотных скоплений дислокаций (несовершенных границ ячеек) в совершенные границы ячеек-блоков (тонкие стенки дислокаций), а также путем образования дислокациями мезодефектов – частичных дисклинаций,

перемещение которых по несовершенным границам ячеек (толстым стенкам дислокаций) приводит к образованию полосовых границ.

4. К формированию УМЗ структуры ведет уменьшение толщины полос, их пересечения и дробление по длине, а также увеличение угловых разориентировок их границ. Основными макроскопическими факторами, способствующими такой эволюции дефектов и формированию УМЗ структуры, характер являются: увеличение степени деформации, немонотонный деформации ограничение температуры И (ниже температуры рекристаллизации), а также скорости деформации (тепловыделения). Для малопластичных, загрязненных примесями металлов и сплавов важно также наложение повышенного гидростатического давления.

5. Существенным фактором, влияющим на измельчение зерен, также является масштабный фактор: чем меньше поперечное сечение образца, тем меньше размеры очага деформации и тем мельче размеры формируемых зерен. Влияние масштабного фактора связано с ролью поверхности образца при пластической деформации.

5.1. Поверхность является стоком дислокаций, что приводит к снижению внутренних напряжений. Одновременно поверхность является источником Без дефектов и, В частности, дислокаций. дислокаций И активного дислокационного (кристаллографического) механизма деформации, образования новых скоплений дислокаций и, следовательно, прохождение вышерассмотренных этапов измельчения структуры невозможно. В отличие от решеточных источников дислокаций в измельченных зернах поверхностные источники испускают дислокации при меньших напряжениях, И активизируются под воздействием больших контактных напряжений co стороны инструмента.

5.2. Измельчение зерен прекращается тогда, когда в очаге деформации возникает достаточное множество границ для перемещения по ним таких мезодефектов, как ансамбли зернограничных дислокаций. При наличии развитой сетки границ сдвиг по ним происходит путем кооперативного зернограничного проскальзывания, активности которого способствует дефицит решеточных дислокаций из-за высоких напряжений, необходимых для их генерации в мелких зернах. Поэтому, когда деформирование происходит без материала, РКУ редукции поперечного сечения как, например, при достигнув определенного перестают прессовании, то зерна, размера, измельчаться. При этом, чем меньше поперечное сечение образца и, следовательно, очаг деформации, тем мельче формируются зерна, поскольку возрастает отношение площади поверхности очага К его объему. Соответственно, возрастает вклад поверхностных источников дислокаций и роль кристаллографического механизма деформации в измельчении структуры.

Количество зернограничных источников дислокаций невелико, т.к. ограничено небольшим числом ступенек на границах.

5.3. Показано, что между макроскопическим параметром деформации, названным кривизной формы материала и представляющим собой отношение приращения площади внешней поверхности к объему, и тензорной плотностью дислокаций существует соответствие. Накопление той и другой величины происходит в равной степени, что вытекает из фундаментальных положений теории дисклинаций и из принципов Поляни-Тейлора и Бишопа-Хилла применительно к большим холодным деформациям. На основании указанного соответствия и того факта, что при любой схеме нагружения материал неизбежно подвергается изгибу-кручению, а его кристаллическая решетка накапливает адекватную кривизну и кручения, получены соотношения, позволяющие по порядку величины оценивать размеры измельченных фрагментов (в конечном счете – зерен) в зависимости от степени деформации и фактора. Чем больше накопленная кривизна – кручение масштабного кристаллической решетки, определяемая как интеграл тензорной плотности по траектории деформации, тем меньшие размеры приобретают фрагменты при деформации. В свою очередь, чем меньше размеры фрагментов и радиус в очаге деформации, тем кривизны линий тока тоньше получаются микрополосы, быстрее наступает завершающий этап формирования измельченных зерен путем образования и пересечения множества микрополос сдвига.

6. Для немонотонных и нестационарных процессов деформации, каковыми являются методы ИПД, важное значение имеет корректная оценка степени накопленной деформации. В данном разделе представлен новый подход расчета этой величины, учитывающий сдвиговую и ротационную составляющие деформации. На примере РКУП показано, что наибольший вклад в деформированное состояние вносит ротационная составляющая деформации, влияющая не только на угловые разориентировки зерен, но и, косвенно, на формоизменение заготовки. Установлено распределение компонент суммарной деформации по сечению заготовки при РКУП. Сдвиговая составляющая деформации распределяется равномерно, а суммарная И ротационная деформация в каждом проходе в большей мере накапливаются в зоне максимального изгиба заготовки.

7. Для повышения интенсивности накопления деформации и степени измельчения зерен важно снижать температуру деформации с целью подавления скорости возврата. Существенным фактором, способствующим большему измельчению зерен, является также ужесточение размеров очага деформации. Для накопления большого значения кривизны кручения кристаллической решетки в металлических материалах с целью формирования более мелких зерен при ИПД целесообразно использовать комбинированную

деформацию, повышающую нестационарность и немонотонность процесса, например, при РКУП совмещать в очаге деформации изгиб и локализованное кручение заготовки.

8. Одним из путей достижения глубокого измельчения является ИПД многофазных сплавов, содержащих большое количество дисперсных частиц. В таких материалах создается множество "автономных" локальных очагов деформации, ограниченных расстоянием между ними. Масштабный фактор в этом случае определяется не поперечным сечением заготовки, а средним расстоянием между выделениями, обособляющими матричную фазу. Наличие труднодеформируемых способствует частиц В этих сплавах также немонотонному развитию деформации, важное для формирования мелких матричных зерен. Примером таких материалов являются многофазные жаропрочные сплав на основе железа никеля И титана титановые, рассмотренные во второй части книги.

Список литературы к части 1

1. Бочвар А.А., Свидерская З.А. Сверхпластичность сплава Zn-22%Al // Изв. AH СССР. –1946. – №9. – С. 821–824.

2. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: Металлургия, 1975. – 280 с.

3. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. – М.: Металлургия, 1981 – 168с.

4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

5. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.

6. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. – Т. 179. – №4. – С. 338–358.

7. Васильев Л.С., Ломаев И.Л. О возможных механизмах эволюции наноструктур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // 2006. – Т. 10. – С 417–424.

8. Процессы пластического структурообразования металов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Навука і тэхніка, 1994. – 232 с.

9. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

10. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. – 438 с.

11. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование конструкционных материалов. В 2 томах. – Новосибирск: Наука; Сибирское издательская фирма РАН, 1995. – Т.1. – 298 с.

12. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. Эволюция кривизны кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и наноструктурных уровнях пластической деформации // Физическая мезомеханика. – 2013. – Том 16. – № 3. – С. 61–77.

13. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. – Уфа: РИК УГАТУ, 2008. – 313 с.

14. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. – Уфа: Гилем; НИК Башк. энцикл., 2013 – 376 с.

15. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И., Шибаков В.Г., Ганиев М.М. Теория и практика казанская книга деформационных методов формирования нанокристаллической структуры в металлах и сплава. – Казань: Изд-во Казан ун-та, 2017. – 208 с.

16. Utyashev F.Z., Raab G.I. The model of structure refinement in metals at large deformations and factors effecting grain sizes // Rev.Adv. Mater. Sci. – 11. (2006). – P. 137–151.

17. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П., Коваль Н.Н. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-лучевом воздействии // Томск: Издательство научно-технической литературы, 2008. – 322 с.

18. Лякишев Н.П., Алымов М.И., Добаткин С.В., Объемные наноматериалы конструкционного назначения // Металлы. – 2003. – № 3. – С. 3–16.

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

20. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 1. М.: МИСИС, 1997. – 384 с.

21. Козлов Э.В. Параметры микроструктуры и свойства однофазных металлических материалов // Вопросы материаловедения. – 2002. – №1 (29). – С. 50–69.

22. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Макаров П.В. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов; в 2т. / Новосибирск: Наука Сиб. изд. фирма РАН, 1995. – Т.1. – 298 с.

23. Hughes D.A., Hansen N. Microstructure and Strength of Nickel at Large Strains. Acta Mater. 48 (2000). – P. 2985–3004.

24. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопросы материаловедения. – 2002. – №1 (29). – С. 11–33.

25. Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Даниленко В.Н., Корзников А.В. Влияние низкотемпературной деформации на структуру меди // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110. – №4. – С. 336–348.

26. Павлов В.А. Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации // Физика металлов и металловедение. – 1985. – Т. 59, вып.4. – С. 632–649.

27. Механические свойства материалов под высоким давлением. Выпуск 1, 2. / Под ред. Х.Л. Пью. Пер. с англ. – М.: Мир, 1973.

28. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Эфрос Б.М. Физическая механика гидростатической обработки материалов. – Донецк, 2000. – 193 с.

29. Utyashev F.Z., Enikeev F.U., Latysh V.V. Comporision of deformation methods for ultrafine – grainded structure formation. Materriaux a grains uitrafins // Ann. Chim. Fr. – 1996. – Vol. 21. – P. 379–389.

30. Емалетдинов А.К. Физика процессов получения объемных наноматериалов. – Уфа: УГАТУ, 2008. – 182 с.

31. Valiev Ruslan Z, Zhilyaev Alexander P., Langdon Terence G. Bulk Nanosructured Materials: Fundamentals and Applications. – USA. – 2014. – TA418.9 – V35.

32. Утяшев Ф.З. Наноструктурирование металлических материалов методами интенсивной пластической деформации // Физика и технология высоких давлений. – 2010. – Т. 20. – №1. – С. 7–25.

33. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации // Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.

34. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Энергозатраты и измельчение зерен металла при равноканальном угловом прессовании // Металлы. – 2002. – №2. – С. 57–63.

35. Бенгус В.З., Табачникова Е.Д., Нацик В.Д., Столяров В.В. Низкотемпературные механические свойства нанокристаллического титана, полученного интенсивной пластической деформацией. Минск: Наука и техника, 1994.

36. Табачникова Е.Д., Подольский А.В., Бенгус В.З. и др. Активационные параметры пластичности и особенности разрушения нанокристаллических сплавов Ni-Fe при низких температурах / Физика и техника высоких давлений – 2010. – № 4.

37. Dodd B., Bai Y. // Mat. Sci. Thehm. – 1989. – Vol. 5. – P. 559.

38. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Ананщенко Л.М. Высокотемпературные технологические процессы: Теплофизические основы. М.: Наука, 1985.

39. Konkova T., Mironov S., Korznikov A. and Semiatinca S.L. Microstructure instability in cryogenically deformed copper // Scripta Materialia – 2010. – Vol. 63. – P. 921–924.

40. Утяшев Ф.З. Связь между деформированным и структурным состояниями при интенсивной пластической деформации // «Кузнечноштамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2011. – № 5. – С. 25–33. 41. Padmanabhan K.A., Vasin R.A., Enikeev F.U. Superplastic Flow: Phenomenology and Mehanics. – Springer, Verlag, 2001. – 586 p.

42. Еникеев Ф.У., Рыжков В.Г., Утяшев Ф.З. Аналитическое исследование энергосиловых параметров осадки с кручением цилиндрических заготовок из вязкопластического материала // Проблемы прочности. – 1994. – № 6. – С. 68–71.

43. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Афонин В.Л. и др. Ротационный метод и стан для изготовления дисков газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2012. – №1. – С. 109–116.

44. Утяшев Ф.З. Связь между деформированным и структурным состояниями при интенсивной пластической деформации // «Кузнечноштамповочное производство». Обработка металлов давлением. – 2011. – №6. – С. 33–39 и №7, С. 31–36.

45. Утяшев Ф.З., Еникеев Ф.У., Латыш В.В. Термомеханические условия формирования субмикрокристаллической структуры при больших степенях пластической деформации // Изв. РАН Металлы. – 1998. – №4. – С. 72–79.

46. Седов Л.И. Механика сплошной среды, т.1. – М.: Наука, 1976. – 536 с.

47. Utyashev F. Strain Compatibility and Nanostructuring of Bulk Metallic Materials via Severe Plastic Deformation // Material Science Forum. – 2011. – 667–669. – P. 45–49.

48. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: структура и свойства. М.: ИКЦ Академ. Книга, 2007. – 398 с.

49. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. – Екатеринбург: Издат. Уральского гос. техн. ун-та – УПИ, 2001. – 836 с.

50. Утяшев Ф.З., Валиев Р.З., Рааб Г.И., Галимов А.К. Определение деформации, накопленной при равноканальном угловом прессовании, с учетом ее составляющих // Деформация и разрушение. 2018. №10. С. 2–10.

51. Utyashev F.Z., Valiev R.Z., Raab G.I. and Galimov A.K. Strain Accumulated during Equal-Channel Angular Pressing and Its Components // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. – Vol. 4. – P. 281–288.

52. Odqvist F.K.G. Mathematical Theory of Creep and Creep Rupture. – Oxford Clarendon Press. – 1974. – 200 p.

53. Смирнов-Аляев Г.А. Сопротивление материалов пластическому деформированию. – Л.: Машиностроение. – 1978. – 307 с.

54. Утяшев Ф.З. Особенности интенсивной пластической деформации и структурообразования металла // Научно-технические ведомости СП(б)ГПУ. Физико-математические науки. – 2013. – № 4–1 (182). – С. 204–212.

55. Выгодский М.Я. Справочник по высшей математике. – М.: ООО издательство АСТ, 2003. – 991 с.

56. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967. – 660 с. [J. Friedel, Dislocation, Pergamon, Oxford (1964)].

57. Жиляев А.П., Баро М.Д., Хорита З., Шпунар Дж., Лэнгдон Т.Дж. Микроструктура и спектр границ зерен ультрамелкозернистого никеля, полученного интенсивной пластической деформацией // Металлы. – 2004. – №1. – С.72–86.

58. Чувельдиев В.Н., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю. и др. Нано и микрокристаллические материалы, полученные методами интенсивного пластического деформирования. – Нижний Новгород, 2006. – 77 с.

59. Ильюшин А.А. Механика сплошной среды. М.: Изд-во МГУ. – 1990. – 310 с.

60. Р. де Вит. Континуальная теория дисклинаций / Пер. с англ. – М.: Мир, 1977. – 288 с.

61. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем. – М.: Атомиздат, 1978. – 280 с.

62. Кристиан Дж. Теория превращений в сплавах. Часть.1. / Перевод с английского под ред. А.Л. Ройтбурда. – М.: Издательство МИР, 1978. (Оригинал: Christian J.W. The Theory Transformations in Meals and Alloys, PERGAMONT Press, 1975).

63. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации / Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1 (29). – С. 11–33.

64. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986. – 224 с.

Часть 2.

МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ

Большая часть металлических полуфабрикатов, применяемых в качестве конструкционных материалов в машиностроении, строительстве, транспорте, в энергетических и других отраслях производится с использованием нескольких стадий металлургического передела, включающих процессы плавки, литья и деформации слитков методами прессования, протяжки, прокатки, ротационной или обычной ковки. Средний размер зерен в получаемых такими методами объемных полуфабрикатах обычно находится в пределах от нескольких долей до нескольких единиц миллиметров, и он тем больше, чем больше поперечное сечение материала. Для многих материалов со столь крупнозернистым строением единственный путь формирования мелкозернистой структуры связан с необходимостью применения пластической деформации.

С снижения точки зрения энергозатрат при получении ультрамелкозернистых материалов, в том числе субмикрокристаллических и методы целесообразно нанокристаллических, ИПД использовать на заключительной стадии деформационной обработки. На предварительной стадии деформационной обработки рациональнее применять обычные методы измельчения, основанные на процессах рекристаллизации и/ или фазовых превращениях. Причины такого подхода связаны не только с большими энергои трудозатратами при ИПД, но и с тем, что металлы и сплавы с грубозернистой, особенно литой структурой имеют ограниченный ресурс пластичности, недостаточный для накопления больших деформаций методами ИПД. Кроме ИПД методы относятся к специальным методам. Они менее того. производительны сравнении широко используемыми В С такими металлургических производствах процессами ОМД, как прокатка, волочение, прессование и пока не нашли широкого применения в производстве. Поэтому для предварительного измельчения зерен до размеров микрокристаллического уровня: 1–10 мкм, выгоднее использовать традиционные методы ОМД с обеспечением условия деформации, приводящих к измельчению структуры.

В первой главе второй части изложен общий подход, касающийся выбора рациональных условий деформирования. В последующих главах описаны собственно методы ИПД, прежде всего, традиционно применяемые в лабораторных условиях, а также в опытно-промышленных участках. Основное внимание читателя сфокусировано на повышение производительности и технологичности методов ИПД. Поскольку эти задачи, во многом, зависят от активизации процесса немонотонного деформирования, то наряду с

традиционными методами ИПД рассмотрен также ряд новых методов, использующих различные комбинации сдвиговой и ротационной деформаций.

Главной задачей развития методов ИПД, как известно, является обеспечение металлических материалов рекордно высоким комплексом эксплуатационных свойств за счет создания в них однородной УМЗ и НК структуры. По этой причине в последнее время наметилась тенденция на разработку комплексных и совмещенных процессов ИДП, перспективных для разработки эффективных поточных производственных процессов.

Глава 2.1. Формирование мелких зерен как релаксационный процесс

Рассматриваются условия деформирования, обеспечивающие измельчения структуры в крупнозернистых материалах с позиций уменьшения энергозатрат, а также различные каналы обеспечения релаксации напряжений при различных методах накопления больших деформации, важные для формирования ультрамелкозернистой структуры. Обосновывается рациональный подход формирования УМЗ структуры с использованием в качестве предварительной обработки процесс рекристаллизации.

2.1.1. Внутренний и внешний каналы релаксации напряжений при пластической деформации

Необратимое изменение формы и размеров заготовки под воздействием внешней нагрузки В соответствие с термодинамическим принципом Ле-Шателье-Брауна вызывает процессы, стремящиеся в максимальной степени затормозить развитие деформации и снизить возникающие в материале внутренние напряжения. Иначе говоря, с позиции этого принципа известного так же, как принцип демпфирования, пластическая деформация является сугубо релаксационным процессом. Вместе с тем механические испытания образцов на растяжение, демонстрируют не снижение, а рост напряжения течения и, следовательно, среднего значения внутренних напряжений. Сначала на участке упругой деформации (рис. 2.1) напряжение растет в соответствие с законом Гука, запишем его в виде $\sigma = E\varepsilon$, где Е модуль Юнга. Затем на участке пластической деформации напряжение растет по некоторой степенной функции, $\sigma_{\rm T} = E \varepsilon^n$, у которой 0 < n < 1.

Казалось бы, налицо противоречие: общий принцип термодинамики прогнозирует снижение деформирующего напряжения, между тем как эксперимент показывает его рост. Однако, если сравнить два изменяющихся состояния термодинамической системы (деформируемого материала): одно по закону Гука, другое по степенной функции, то получим положительное

значение разности: $\Delta \sigma = E \varepsilon - \sigma_T > 0$, представляющей собой релаксационное снижение напряжения

Наглядно это видно на рис. 2.1. Если аппроксимировать загон Гука до величины пластической деформации. Тогда разность Δσ будет соответствовать напряжению релаксации, обусловленное структурными изменениями, происходящими в деформируемом материале. Вместо роста напряжения согласно закону Гука, обусловленного изменением расстояния между атомами – параметра кристаллической решетки, материал «предпочитает» при меньших напряжениях рождать и перемещать дефекты кристаллической структуры, прежде всего, дислокации, обеспечивающие заданную внешними силами деформацию.



Рис. 2.1. Типичный вид характера зависимости напряжения σ от деформации є для металлических материалов при холодной деформации. Δσ – разность напряжений между экстраполированным значением напряжения по закону Гука и напряжением пластического течения

С позиций закона Гука процессы эволюции дефектов такие кристаллической структуры, как рождение, перемещения и перестройки дислокаций при пластической деформации, также являются релаксационными процессами. В частности, увеличение плотности дислокаций в скоплениях приводит к дальнейшему росту абсолютной величины напряжения течения, тем не менее, темп приращения напряжения течения (наклон кривой $\sigma_T(\epsilon^n)$) в ходе деформации непрерывно снижается. Причиной этому является преобразование дислокационных скоплений в границы фрагментов. При ИПД с большими степенями деформации вследствие образования в металлических материалах зеренно-субзеренной структуры приращение напряжения течения, как показано ранее в первой части прекращается вовсе.

Возвращаясь к характерному виду зависимости $\sigma_{\tau}(\epsilon^n)$ при растяжении, напомним, что с образованием на образце шейки– участка, где происходит утонение сечения упрочнение материала, достигая максимума, прекращается. Образование шейки обычно связывают лишь с локализацией деформации, вместе с тем шейка представляет собой зону макроскопического (геометрического) разупрочнения образца, т.е. такого изменение его формы, размеров и площади внешней поверхности, которое, как и образование границ фрагментов, затормаживает накопление внутренней энергии.

Таким образом, основными каналами или способами релаксации внутренних напряжений при холодной пластической деформации, если не учитывать тепловое рассеяние, являются внешнее формоизменение И латентные не видимые при механических испытаниях структурные изменения образца. Первый канал приводит к приращению площади внешней поверхности образца, а второй к площади и внутренней поверхности (границ зерен и субзерен) образца. Но при значительном уменьшении размеров зерен и субзерен в металлическом материале в ходе ИПД, как показано выше в первой части, изменяется механизм деформации, что приводит к прекращению процесса измельчения зерен, площадь их поверхности стабилизируется, материал течет без упрочнения. Основным каналом релаксации в этих условиях остаются перестройки зернограничных дефектов, ротационные повороты зерен и приращение площади внешней поверхности.

2.1.2. Характер деформации и энергозатрат

В энергетическом представлении релаксационное распределение энергии можно записать в виде уравнения баланса энергии между задаваемой образцу работой механических сил деформации, энергией, приобретаемой образцом (накопленной упругой энергией материала), и энергией диссипации [1]:

$$W_{\rm M} = W_{\rm H.II.} + W_{\rm c} + \Delta Q, \qquad (2.1)$$

где $W_{\rm M}$ — механическая энергия, затрачиваемая внешними силами системы на деформацию материала; $W_{\rm H, II}$ — энергия, затрачиваемая на образование новой внешней поверхности материала в результате его формоизменения при пластической деформации; $W_{\rm c}$ — энергия, затрачиваемая на структурные изменения — образование внутренних поверхностей в материале — границ разориентированных областей; ΔQ — рассеяние энергии вследствие выделения тепла и других видов излучения.

Представим уравнение (2.1) в виде:

$$W_{\rm M} = \gamma_3 A_3 + \gamma_c A_c + \gamma_{\rm II} \Delta A + \Delta Q, \qquad (2.2)$$

где γ_3 и γ_c – соответственно удельная поверхностная энергия границы зерен и субзерен; γ_{π} – удельная энергия внешней поверхности материала; A_3 и A_c соответственно площадь большеугловых и малоугловых границ,

сформировавшихся при деформации; ΔA – приращение площади внешней поверхности материала.

Сравним между собой два процесса монотонный и немонотоннный. Первый процесс приводит к уменьшению поперечного сечения и к увеличению длины образца И площади его поверхности. Bo втором процессе результирующего формоизменения образца и соответственно значительного изменения площади поверхности не происходит, если пренебречь увеличением площади за счет возникновения микронеровностей, обусловленных выходом на дислокаций. Примером монотонной деформации поверхность являются прокатка, прессование, волочение, а примером немонотонной деформации без результирующего формоизменения являются такие методы ИПД. как всесторонняя ковка с равными во всех направлениях обжатиями, РКУ винтовая экструзия, кручение под давлением (стесненное прессование, кручение).

Поскольку при немонотонном деформировании нет приращения площади, обусловленным формоизменением, то в этом случае баланс энергии примет вид:

$$W_{\rm M} = \gamma_3 \, A_3 + \gamma_c \, A_c + \Delta Q. \tag{2.3}$$

Вычтем из уравнения (2.2) уравнение (2.3). При равных значениях механической энергии $W_{\rm M}$ и тепловыделений ΔQ в этих процессах получим соотношение, в котором верхний индекс «м» означает монотонную, «нм» – немонотонную деформацию:

$$\gamma_3 A_3^{\ M} + \gamma_c A_c^{\ M} + \gamma_{\Pi} \Delta A = \gamma_3 A_3^{\ HM} + \gamma_c A_c^{\ HM}.$$
(2.4)

Разделим обе части равенства на γ_{23} , и учтем, что по порядку величины энергия большеугловых границ соизмерима с энергией поверхности и, по меньшей мере, в 3–4 раза больше энергии субграниц, т.е. $\gamma_{23} \approx \gamma_n \approx (3-4) \gamma_c$. Полученное соотношение решим относительно A_3^{HM} .

$$A_{3}^{HM} = A_{3}^{M} + \Delta A + (0,25 \div 0,3) (A_{c}^{M} - A_{c}^{HM}).$$
(2.5)

Из полученного соотношения следует, что площадь большеугловых при немонотонной границ зерен, образующихся деформации, будет превосходить площадь большеугловых границ, образующихся при монотонной деформации, по меньшей мере, на величину ΔA – равную приращению площади внешней поверхности монотонной деформации. Соответственно, существенной будет разность между A_3^{HM} и A_3^{M} . Кроме того, при одинаковой накопленной деформации в сравниваемых процессах, положительной является и разность $A_{c}^{M} - A_{c}^{HM}$, поскольку при монотонной деформации происходит уменьшение поперечного сечения, что, приводит к уменьшению размеров фрагментов и, соответственно, к росту площади их границ.

Таким образом, для формирования измельченной зеренной структуры предпочтительны немонотонные процессы деформации. Полученный результат

согласуется с экспериментом: при монотонной деформации, например, прокатке со степенью деформации, достаточной для измельчения структуры (ε≥3–4), формируются, преимущественно, субзерна, а при немонотонной деформации, например, при РКУ прессовании – зерна.

Иначе характер деформации влияет на предельные размеры малоугловых фрагментов. Ранее было показано, что размеры фрагментов уменьшаются с накоплением параметра кривизны формы тела, т.е. с увеличением отношения площади внешней поверхности очага деформации к его объему. В большей мере этот параметр кривизны увеличивается при монотонных деформациях вследствие уменьшения поперечного сечения образца. Поскольку по мере непрерывного утонения поперечного сечения образца возникают пересекающиеся микрополосы сдвига и вследствие возрастающих внутренних напряжений характер деформации становится немонотонным, что приводит к образованию нанозерен. Однако такие зерна в металлах получаются при лишь значительном утонении образцов, при котором поперечный размер уменьшается до нескольких микрон, что резко ограничивает конструкционное применение таких материалов.

Оценим необходимые для измельчения структуры энергозатраты. В очаге деформации, объем которого равен V, число формирующихся фрагментов $n_f = V/d^3$ (для упрощения оценок форму фрагмента примем кубической, с ребром, равным d). Если проигнорировать небольшую часть фрагментов, выходящих на поверхность, то каждая граница (грань куба) разделяет два фрагмента, тогда число границ $n_c = 6n_f /2 = 3V/d^3$. Энергия, необходимая для образования границ фрагментов, будет возрастать пропорционально уменьшению их размера:

$$W_f \approx n_c \, d^2 \approx 3V \, \gamma_f / d. \tag{2.6}$$

Мощность N, необходимую для деформации заготовки без учета трения, определим суммой составляющих, затрачиваемых на рождение N_1 и перемещение N_2 дислокаций.

$$N = N_1 + N_2. (2.7)$$

Первую мощность выразим как часть общей мощности, в виде $N_1 = v N$, где v- переменный коэффициент, изменяющийся от 0,1 (в начале деформации) до значения близкого к 1 (при развитой деформации и упрочнении материала). Вторую мощность выразим в виде $N_2 = W V/t$, где t – время, $W = bL\sigma\rho'$ – работа, совершаемая на пути сдвига L дислокациями с зарядовой плотностью ρ' под воздействием силы $f = b\sigma$, приходящейся на единицу длины дислокаций, σ – напряжение, b – вектор Бюргерса. В итоге, введя в уравнение (2.7) принятые обозначения, получим

$$N = b \sigma \rho' L V / (1-v)t.$$
 (2.8)

Представим далее объем очага деформации в виде $V = A_n L$, где A_n – поперечное сечение очага деформации. Коэффициент v определим как относительное (безразмерное) напряжение, необходимое для рождения дислокаций. Плотность дислокаций в небольших фрагментах мала, влиянием их полей на величину относительного напряжения можно пренебречь. Поэтому коэффициент $v = \tau_{\kappa p}/G = \sigma/2G = b/\Delta$, при этом базу Δ приравняем к диаметру фрагмента d_f , значением которого ограничим величину пробега дислокаций, т.е. $\Delta \approx L$. *С* учетом новых упрощений получим:

$$N = 2 G b^{2} A_{n} \rho' L/(L-b) t \approx 2 G b^{2} A_{n} \rho' (\varepsilon)/t.$$
(2.9)

Это соотношение показывает, что затрачиваемая при деформации мощность зависит от плотности зарядовых дислокаций и площади поперечного сечения очага деформации. На первый взгляд из соотношения (2.9) следует, что для снижения мощности деформации необходимо уменьшать площадь поперечного сечения очага деформации A_n. Однако при этом возрастет параметр кривизны $k = A_o / V_o \approx 1/R \approx 1/\sqrt{A_n}$ и накопленная плотность зарядовых Поэтому снижение мощности дислокаций $\rho(\varepsilon)$. такое деформации компенсируется её возрастанием W_f/t , обусловленное тем, что с уменьшением поперечного сечения и объема очага деформации зерна измельчаются до меньших размеров и материал упрочняется в большей мере.

Снижению мощности способствует увеличение времени деформации, т.е. применение небыстрых процессов деформирования. На завершающей стадии измельчения в связи с изменением механизма деформации происходит локализация сдвига в границах, что приводит к значительному повышению в них температуры и, по-видимому, к миграции границ и росту зерен. Поэтому использование относительно медленных процессов деформирования является важным фактором не только с точки зрения снижения энергозатрат, но и эффективности измельчения зерен, особенно в чистых металлах, отличающихся высокой скоростью миграции границ. В целом, для более глубокого целесообразно применять деформации, измельчения зерен методы обеспечивающие небыстрые процессы, немонотонного деформирования материала в особенно узких очагах деформации, где вследствие интенсивной (в понимании большой величины) деформации и малого объема возможен нежелательный разогрев. Для обеспечения формирования во всем её объеме однородной УМЗ структуры метод ИПД должен обеспечивать многократное перемещение локального очага деформации по всей заготовке, с ограниченной степенью деформации в каждом проходе.

Уравнение (2.1) отражает первое начало термодинамики – закон сохранения энергии. Левая и правая части формально равны, но неравноценны с точки зрения доступности энергии для совершения полезной работы. Для

практики важен подход, в котором имеется возможность контроля над энтропией как меры возрастающего беспорядка.

В терминах термодинамики пластическую деформацию следует отнести к открытой системе с необратимым процессом обмена энергией. Большая часть механической энергии деформации (от 80 до 98%) при пластической деформации безвозвратно рассеивается в виде тепла, т.е. переходит из упорядоченной механической формы в менее упорядоченную тепловую форму. Соответственно количество запасенной (внутренней) энергии в материале, увеличивающей его прочностные и другие полезные физико-механические свойства, при деформации вследствие измельчения зерен, определится значением ~2-20%, от всей затраченной на деформацию энергии [2]. Эффективно использовать или сохранить тепловую энергию, выделившуюся при холодной деформации, практически не удается. В этом смысле большая затраченной механической энергии часть деградирует И становится бесполезной. С большей пользой тепловую энергию можно использовать для предварительного структурообразования, если она возникает не как следствие рассеивающегося попутного продукта, a В результате активного принудительного нагрева деформируемого металла до температуры рекристаллизации и/или фазового превращения.

Глава 2.2. Современные методы деформационного наноструктурирования

2.2.1. Лабораторные методы

Для получения УМЗ структуры в образцах малых форм и объемов обычно используют лабораторные методы ИПД. Особенности этих методов:

– накопление больших величин пластической деформации;

- немонотонность деформации;

– температура деформации меньше температуры рекристаллизации;

– высокие гидростатические давления.

Эти методы, как правило, применяют для изучения кинетики трансформации исходной структуры в разных материалах вплоть до получения наноразмерных зерен, а также для изучения деформационной способности материала при холодной и теплой деформации.

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК). Одним из наиболее распространенных методов ИПД, используемых для получения повышенных свойств наноструктурных материалов, является кручение под высоким гидростатическим давлением. Наиболее чаще в литературе используется термин интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК). Принципиальная схема этого метода разработана П.В. Бриджменом, который впервые применил кручение с осадкой под высоким гидростатическим давлением при обработке тонких образцов (рис. 2.2) [3]. Методом ИПДК обрабатывают образцы, имеющие форму дисков диаметром 10–20 мм и толщиной 0,2–0,7 мм. В последнее время есть примеры обработки колец и конусов близкой размерности [4–6]. Образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением $P \sim 4\div8$ ГПа. После этого один из бойков принудительно вращается относительно другого, неподвижного бойка. За счет активных сил трения, возникающих на контактирующих поверхностях бойков и заготовки, образец деформируется сдвигом.



Рис. 2.2. Схема кручения под высоким гидростатическим давлением [6]

Для создания однородной структуры требуется, как правило, несколько оборотов подвижного бойка. Для расчета степени деформации при кручении под высоким давлением применяются различные соотношения. Так, в работе [7] для расчета истинной логарифмической степени деформации ε использовали формулу

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{\omega r}{h}\right),\tag{2.10}$$

где ω – угол пластической закрутки образца, рад; r, h – соответственно радиус и толщина диска. Очевидно, что в этом случае кручение подобно растяжению отнесли к монотонной деформации и степень деформации определили, как отношение длины винтовой линии к образующей цилиндра.

В действительности кручение, в том числе стесненное, является немонотонной деформацией, т.к. изменяется направление главных осей тензора деформации и соответствующих им компонент. Поэтому при расчете степени деформации *є* в этом случае более оправдано использовать формулу:

$$\mathcal{E}_c = \frac{\omega r}{h}.$$
(2.11)

В первой части была приведена уточненная формула (1.16), в которой учитывалось суммарная деформация образца вследствие его осадки образца и ротационной составляющей.

В образцах, полученных методом ИПДК, размеры зерен зависят от исходного состояния деформируемого материала, температуры проведения процесса и некоторых других факторов. Расчет крутящего момента проводится по формуле:

$$M = \tau \cdot W , \qquad (2.12)$$

где М – момент для осуществления кручения, т – напряжение сдвига деформируемого материала, МПа, W – момент сопротивления формы сечения деформируемого образца.

Основные преимущества метода:

– получение структуры нанокристаллического диапазона с размером зерен 80–100 нм и предельно высокими величинами прочности и твердости. Так, предел прочности большинства технически чистых металлов после ИПДК при комнатной температуре возрастает в 3–4 раза при заметном снижении пластических свойств [8];

– возможность накопления сверхвысоких деформаций.

Недостатки:

– ограниченные габаритные размеры образцов – обычно по диаметру до 20 мм, а по толщине до 2 мм;

– необходимость использования дорогих специальных сверхпрочных материалов (твердый сплав, алмаз) для деформирующих бойков.

Всесторонняя ковка. Всестороннюю ковку применяют как способ формирования УМЗ и НС состояний в массивных объемных образцах. Метод разработан в ИПСМ РАН (г. Уфа) профессором Г.А. Салищевым с коллегами [9]. Как правило, после такой обработки в образцах формируется УМЗ структура с размером зерен 0,2–0,5 мкм, которая приводит к увеличению прочности в 1,5–3 раза. Данный метод заключается в использовании многократного повторения операций свободной ковки: осадка-протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия (рис. 2.3). Обычно, процесс всесторонней ковки ведут при температурах пластической деформации в интервале (0,3–0,6) $T_{пл.}$ с постепенным снижением температуры обработки по переходам. В последнее время появились некоторые модификации этого метода, например, ковка в стесненных условиях [10].

Известно, что при свободной ковке реализуется весьма неоднородная деформация в объеме заготовки [11], что приводит к необходимости увеличения циклов обработки для формирования однородного структурного состояния. Расчет деформации в этом случае ведут по известным формулам, используемым для свободной ковки в относительных % или истинных величинах, как натуральный логарифм отношения начальной и конечной высоты заготовки



Рис. 2.3. Схема всесторонней ковки

Для расчета общей накопленной деформации удобнее использовать значения истинных деформаций, т.к. эти значения можно складывать. Формула имеет вид

$$e_{n.o.} = e_1 + e_2 + \dots + e_i, \qquad (2.14)$$

где е₁, е₂ и т.д. деформация по переходам.

Сила ковки рассчитывается также по известной формуле [11]

$$P = \sigma_T \cdot S , \qquad (2.15)$$

(2.13)

где $\sigma_{\rm T}$ – предел текучести деформируемого материала, а S – контактная площадь.

Механические свойства после такой обработки возрастают в 2–3 раза. Более интенсивный прирост прочности наблюдается для технически чистых металлов.

Преимуществом данного метода можно считать возможность получения УМЗ массивных заготовок, простоту оснастки и универсальность. К недостаткам следует отнести длинный цикл обработки и ограничения размеров заготовок, обусловленные возможностями их однородной проковки во всем объеме.

Винтовая экструзия. Винтовая экструзия как метод ИПД разработана и исследована группой ученых под руководством проф. Бейгельзимера Я.Е. и Варюхина В.Н. в ДФТИ НАНУ (Донецк) [12, 13]. Суть процесса винтовой экструзии состоит в том, что заготовку призматического сечения прессуют в

оснастке с каналом, имеющим винтовой профиль с поперечным сечением равным поперечному сечению заготовки (рис. 2.4).



Рис. 2.4. Схема винтовой экструзии

Степень деформации сдвига зависит от угла поворота винтовой линии и рассчитывается по формуле

$$\Lambda = \sqrt{3}\varepsilon_i = 2\frac{r}{R} \operatorname{tg}\beta_{\max} , \qquad (2.16)$$

где ε_i — величина интенсивности деформации для каждой материальной частицы; r — расстояние от точки определения Λ до оси матрицы, R — максимальный габаритный размер деформируемой заготовки; β_{max} — максимальное значение угла наклона винтовой линии к оси экструзии.

При винтовой экструзии по схеме гидроэкструзии удельное давление p_{г.э} находят по формуле:

$$p_{r.3} = \frac{F_{r.3}}{S_{\pi}},$$
 (2.17)

где F_{г.э} – сила на пуансоне, определяемая по показаниям месдозы;

S_п – площадь поверхности пуансона.

В случае гидромеханической винтовой экструзии условное давление прессования (без учета противодавления) р_{гм.э}, рассчитывают по формуле:

$$p_{\mathrm{TM},\mathfrak{d}} = \frac{F_{\mathrm{TM},\mathfrak{d}} - p_{\mathrm{K}}S_{\mathrm{II}}}{S_{\mathfrak{d}}}, \qquad (2.18)$$

где $F_{\text{гм.}3}$ — сила на пуансоне; p_{κ} — давление жидкости в контейнере (противодавление); S_3 — площадь поверхности заготовки на контакте заготовка— пуансон.

В качестве достоинства этого метода следует отметить сохранение идентичности начальной и конечной формы и геометрических размеров деформируемой заготовки. Это в свою очередь, позволяет осуществлять ее многократную экструзию с возможностью накопления больших степеней деформации. Недостатком этого метода является высокая трудоемкость при изготовлении оснастки, неоднородная деформация по сечению и высокие контактные силы при экструзии. Интенсивность упрочнения материалов при использовании этого метода ИПД несколько ниже по сравнению с методом РКУП [14].

Деформация равноканальным угловым прессованием. Метод равноканального углового прессования, реализующий деформацию массивных образцов ограниченной длины простым сдвигом в пересекающихся под углом каналах (рис. 2.5), был разработан проф. В.М. Сегалом с сотрудниками в 70-х годах [14–17]. Основная задача этого метода в то время заключалась в упрочнении заготовки пластической деформацией без максимальном изменения её поперечного сечения путем выполнения многократных проходов прессования.

В начале 90-х годов в ИПСМ РАН (г. Уфа) проф. Р.3. Валиевым с соавторами данный способ был использован для получения структур с субмикрокристаллическим (СМК) и наноструктурным (НС) размером зерен [4, 8], и изучения физико-механических свойств таких материалов. Это вызвало интерес к этому новому направлению и привело к развитию конструктивных и технологических особенностей этого метода.

В настоящее время РКУ прессование является самым распространенным методом ИПД использующимся в лаборатория многих стран для получения образцов с УМЗ и НК структурой. Метод РКУП предполагает многоцикловую (повторяющуюся) деформацию (прессование) одной заготовки в одной оснастке, имеющей два пересекающихся, обычно под углом Ф=90°, канала с равным поперечным сечением.



Рис. 2.5. Схема процесса РКУП, где Ф – величина угла пересечения каналов прессования

Для труднодеформируемых и малопластичных материалов деформация осуществляется при повышенной температуре обычно в оснастке с увеличенным углом пересечения каналов до 135°, при необходимости прессование ведут с противодавлением в выходном канале. Для расчета деформации используют формулу [15]

$$\frac{P}{Y} = \Delta \varepsilon_i = \frac{2}{\sqrt{3}} ctg\left(\frac{\varphi}{2}\right), \qquad (2.19)$$

где P – приложенное давление, Y – напряжение течения деформируемого материала, φ – величина угла пересечения каналов прессования. Известны также формулы [8], в которых во внимание принимают и ряд других углов в очаге деформации, показанных на рис. 2.6. Поскольку при РКУП заготовка многопроходном прессовании степень сдвигой деформации определяют по формуле:

$$\varepsilon_N = N \Delta \varepsilon_i \,, \tag{2.20}$$

где *N* – число проходов.



Рис. 2.6. Схемы РКУ-прессования: a) – $\psi = 0^{\circ}$; б) – $\psi = \pi - \phi$; в) – $0^{\circ} \le \psi \le \pi - \phi$

Существуют различные маршруты прессования заготовок рис. 2.7. Наиболее оптимальным для эффективного измельчения структуры и изотропного упрочнения является маршрут В. Обычно после многопроходного РКУП размер зерен составляет 200–500 нм. Например, низкоуглеродистая сталь после РКУП (4 цикла, маршрут В) при температуре 500°С имеет средний размер зерен около 300 нм.



а – маршрут А; б – маршрут В; в – маршрут С [15]

При использовании маршрута А ориентация заготовки остаётся неизменной при каждом проходе. При использовании маршрута В после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол 90°.

При использовании маршрута С после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол 180°. Как правило, прочность образцов после многоцикловой обработки возрастает в 2–3 раза.

Наиболее выраженными преимуществами метода РКУП являются низменность поперечного сечения заготовки, высокая накапливаемая истинная деформация за один цикл обработки, до е =1,18 для угла пересечения каналов 90 градусов и допустимый уровень контактных сил, порядка 1000–1300 МПа.

К недостаткам метода следует отнести неоднородность структуры в концевых участках заготовок и геометрические ограничения, при которых соотношение длины заготовки к диаметру не превышает 5÷7. К тому же после четырех циклов обработки прирост прочности деформируемых материалов практически прекращается. Есть ограничения и для поперечных размеров заготовки, обычно это процесс эффективен для заготовок с толщинами 10–30 мм.

Вихревая экструзия. Новый метод ИПД для обработки и упрочнения небольших образцов предлагается иранскими учеными [16]. Данный метод ими назван способом вихревой экструзии (Vortex Extrusion) и он позволяет накопить большую деформацию в заготовке за один проход.

Для этого применяют специальную матрицу с вихревым каналом (рис. 2.8). В процессе экструзии образец проходит три различные зоны: калибрующую зону I, деформирующую зону II и зону выхода III.

Проходя зону I, заготовка изменяет круглое поперечное сечение и постепенно превращается в деформированную окружность D_0 (рис. 2.9). В зоне II форма образца становится криволинейной и поворачивается вдоль оси на угол α . В зоне III поперечное сечение образца приобретает в круглую форму с
уменьшенным до D_1 диаметром в сравнении с исходным диаметром D_0 [17]. Авторы этого метода отмечают, что по сравнению с обычной экструзией вихревая экструзия может производить равномерное распределение деформации по диаметру прутка образца. Этот метод может легко быть реализован на любом стандартном оборудовании для экструзии без применения каких-либо дополнительных средств.



Рис. 2.8. Схема матрицы для реализации вихревой экструзии



Рис. 2.9. Зоны изменения поперечного сечения образца в процессе вихревой экструзии

К сожалению, данных по расчету накопленной деформации и сил прессования авторами не представлено, но можно полагать, что для требуются большие силы из-за и затраты на преодоление трения. Очевидно, что недостатками данного способа ИПД является сложная конструкция инструмента.

Эллиптически-спиральная экструзия (ECSEE). Одним из видов деформации коротких стержней предлагается метод ИПД, названный эллиптически спиральной равноканальной экструзией (ECSEE) [18, 19]. Данный метод позволяет осуществлять одновременно несколько видов деформации – сдвиговое кручение, экструзию и осадку. Принципиальная схема образца, проходящего через оснастку при ECSEE деформации, показана на рисунке 2.10.



Рис. 2.10. Схема процесса спиральной равноканальной экструзии. Круглый образец выдавливается через фильеру с тремя зонами деформации: круглоэллипсоидное сечение – переходный канал

В процессе ECSEE образец подвергается интенсивной деформации при сохранении его первоначального поперечного сечения. Поперечное сечение образца до и после деформации является неизменным. Эта схема позволяет образец неоднократно деформировать выдавливанием для накопления максимальной деформации, что очень важно для получения мелкого зерна и улучшения свойств материала. Данных по расчету накопленной деформации и сил прессования авторами не представлено. Недостатками данной схемы является ограниченная длина образца и сложная в исполнении поверхность формообразующей матрицы. Также осуществление процесса возможно только при создании противодавления на выходе заготовки из матрицы – в противном случае форма заготовки после деформации не будет принимать сечение круглой формы. Противодавление повышает активную силу деформации и, соответственно, уровень гидростатического давления, но негативно сказывается на стойкости оснастки, особенно пуансона.

Ротационно-сдвиговое деформирование (РСД). Этот метод ИПД, описанный в [1, 20], предназначен для измельчения зерен в прутках.

Внешне устройство для РСД во многом аналогично устройству для РКУП. Принципиальное отличие РСД от РКУП заключено в том, что прутку придается дополнительная деформация путем его кручения в зоне пересечения каналов. Для этого каналы в плоскости стыка выполнены с возможностью относительного поворота (вращения) вокруг оси О-О в плоскости стыка (рис. 2.11).



Рис. 2.11. Схемы ротационно-сдвиговой деформации с различными минимальными углами пересечения каналов: 60° (*a*), 90° (*b*), 120° (*c*), 135° (*d*). Пунктиром для варианта *а* изображено соосное положение контейнеров при повороте относительно оси О-О на угол 180°. Справа приведено разложение суммарного вектора угловой скорости на составляющие, демонстрирующее одновременное двухосное немонотонное деформирование заготовки

Для обеспечения поворота каналы, по меньшей мере, их части, прилегающие к стыку, выполняют в поперечном сечении в форме эллипса так, что плоскости стыка получаются сопряженные круговые сечения каналов. Такое конструктивное решение устройства позволяет осуществлять процесс деформации по трем вариантам:

1. Как обычное РКУ прессование, причем с любым углом пересечения каналов, величина которого легко меняется относительным поворотом каналов вокруг оси ОО. Это позволяет использовать дробную деформацию с нарастанием её величины от цикла к циклу по мере измельчения структуры материала и уменьшения вследствие этого сопротивления деформации.

2. Кручением заготовки по участкам. В этом случае заготовка после завершения кручения очередного участка проталкивается для деформации следующего участка в таком положении каналов, когда их оси лежат на одной линии. Этот вариант позволяет заменить РКУ прессование процессом кручения заготовки, причем кручения осуществляемого одновременно вокруг двух осей – продольной оси и поперечной оси заготовки, поскольку очевидно, что значение $\omega_{\Sigma} = \omega_{non} + \omega_{np}$. Замена прессования кручением позволяет существенно снизить давление на пуансоне.

3. Одновременное кручение и РКУ прессование. Такая комбинация требует согласования кинематики движения пуансона и относительного кручения контейнера, что усложняет процесс, но повышает интенсивность деформации. Этот вариант целесообразен для холодного деформирования. Роль силового инструмента в данном случае выполняют части контейнера, размеры которых (толщина) в отличие от пуансона может быть выбрана достаточной из условия прочности, необходимой для деформации материалов с повышенной прочностью мягких сплавов.

На 2.12 показан один из возможных вариантов конструктивного исполнения устройства для ротационно-сдвигового деформирования Устройство содержит неподвижную часть 1 контейнера с каналом 4, часть которого (обозначенная позицией 3), имеет эллиптическое поперечное сечение. Адекватное сечение имеет канал 6, выполненный во вращающейся части контейнера 5. Вращение части 5 осуществляется посредством червячной пары 8–9. Позицией 10 – подшипник, 11 – болтовое соединение, 12 – основание.



Рис. 2.12. Вариант конструктивного исполнения устройства для холодной ротационно-сдвиговой деформации

На Рис. 2.12 показана также заготовка 13 и технологическая таблетка 14, применяемая для полного выталкивания заготовки из каналов, а также в качестве смазки. Проталкивание заготовки в устройстве осуществляется

пуансоном 2. Наряду с приведенным вариантом конструкции устройства, возможны также иные вариации его исполнения, например, с противодавлением в выходном канале, которое становится необходимым при малопластичных материалов, деформации а также с механизмом гидроподжатия (вместо болтового соединения) сопрягаемых частей контейнеров.

Достоинством метода РСД является возможность измельчения зерен в труднодеформируемых сплавах без применения нагрева. Как отмечалось, при РКУ прессовании существенным фактором, приводящим к значительному росту нагрузки на наиболее слабой части инструмента – пуансоне, оказываются силы трения, величина которых увеличивается с увеличением длины заготовки по отношению к её поперечному размеру. Так, увеличение коэффициента трения от 0 до 0,1 для заготовки, у которой длина L в 5 раз больше её поперечного размера – d, приводит к возрастанию давления прессования в 4 раза, а увеличения параметра L/d до значения 10 увеличивает давление на пуансоне в 14 раз.

Иначе обстоит дело с кручением в вышеописанном устройстве для РСД. Пуансон в таком устройстве можно использовать лишь для создания гидростатического давления в заготовке, а не для продавливания её через каналы, так как продвижение заготовки осуществимо в соосном положении каналов, что не требует больших усилий. После каждого передвижения заготовки в таком положении она деформируется кручением под воздействием сил, развиваемых массивным и прочным контейнером. Недостатки этого способа связаны с усложненной конструкцией оснастки.

Метод "бегающей шейки". Так можно назвать способ обработки металлов и сплавов с использованием кручения в комбинации с осевой деформацией и поперечной прокаткой прутков [21]. Схема деформирования по этому методу приведена на рис. 2.13.

Данный метод может быть использован для подготовки структуры в условиях холодной, теплой и горячей деформации. Сначала путем прокатки производится редукция поперечного сечения прутка – образуется искусственная шейка. Если применяется теплая или горячая деформация, то зона шейки разогревается подвижным относительно прутка нагревателем.

Далее шейку подвергают комбинированной деформации, преимущественно кручением и некоторой осевой деформации: растяжению и сжатию. Суммарная интенсивность деформации выбирается достаточной для преобразования крупнозернистой структуры в мелкозернистую. При этом в процессе И осевой деформации кручения валки используют как поддерживающий и сглаживающий поверхность шейки инструмент, что способствует обеспечению устойчивости деформации, и получению круглой формы и качественной поверхности прутка. После измельчения структуры

113

материала в шейке, её подвергают сжатию до восстановления исходного диаметра прутка, при этом валки играют роль инструмента, поддерживающего устойчивый процесс осадки материала в шейке и выравнивающий её поверхность. Такими приемами пруток обрабатывают последовательно по участкам на всей длине.



Рис. 2.13. Схема деформации по методу «Бегающей шейки» [1]

Существенное значение при осуществлении данного способа имеют также следующие факторы. Локализация деформации в узкой шейке позволяет достаточно быстро накопить необходимую деформацию для измельчения структуры, так как чем меньше длина закручиваемой части, тем интенсивнее идет в ней приращение деформации. Апробация метода была проведена при горячей деформации титанового сплава ВТ8. В результате деформации получили преобразование пластинчатой структуры в глобулярную структуру, рис. 2.13. К аналогичному результату приводит и применение более простых комбинированных схем с применением кручения.

Для формирования более мелкозернистой структуры в прутках большого диаметра необходимо использовать прием последовательного снижения температуры деформации кручением по мере измельчения зерен. В этом случае необходимо либо производить обточку заготовки с целью удаления на ней возникающих при кручении макронеровностей, либо использовать калибровку поверхности (сглаживание микронеровностей) посредством роликов, показанных на рис. 2.13.



Рис. 2.14. Микроструктура в сплаве ВТ8 до деформации (слева) и после комбинированной деформации по режиму 3 – (справа)

Повысить деформируемость материалов при кручении возможно и путем последовательного снижения температуры, начиная от температур горячей деформации до температуры теплой деформации, что приводит к измельчению зерен и повышению пластичности материала. Принципиальную возможность осуществления этого выполнили на стане СРД 800 позволяющего осуществит комбинированную деформацию больших заготовок [1]. В частности, заготовку диаметром 100 мм, длиной 700 мм из титанового сплава ВТ6, имевшего крупнозернистую пластинчатую структуру, подвергли кручению и растяжению рис. 2.15.¹³

В результате в зоне кручения и осевой деформации получили однородную измельченную структуру с размером зерен 10 мкм (рис. 2.16). Можно заметить, что в зоне деформации на поверхности заготовки возникли макронеровности. По этой причине требуется комбинированную деформацию одновременно сопровождать обкаткой поверхности роликами. Осуществить такую операцию на указанном стане было невозможно. Поэтому для

¹³ Эксперимент выполнен под руководством к.т.н. Бердина В.К.

использования комплексно- совмещенных методов необходимо создавать специальное оборудование [1].



Рис. 2.15. Заготовка и макротемплет сплава ВТ6, деформированные кручением с растяжением



Рис. 2.16. Тонкая структура сплава ВТ6 после кручения с растяжением

2.2.2. Опытно промышленные методы

Для создания высокопрочных состояний металлических материалов за счет формирования УМЗ структур в объемных длинномерных образцах или полуфабрикатах получили распространение опытные технологии ИПД. Для них характерны следующие особенности:

– получение длинномерных объектов с УМЗ структурой;

- высокая производительность - технологичность процессов.

РКУП – «Конформ [22]. Первая информация об использовании этого метода для упрочнения медных длинномерных прутков была приведена в [15]. В дальнейшем этот метод стали использовать, как метод ИПД, для получения УМЗ заготовок из алюминия, титана, нитинола и ряда других металлов [23–28].

Схема инструмента для непрерывного РКУП длинномерных заготовок показана на рис. 2.17. Инструмент состоит из корпуса 1, в котором смонтирован приводной валок 2 с П – образным калибром. С калибром валка сопряжена кольцевая секторная вставка 3, образующая неподвижную стенку рабочего канала для приема заготовки 4. Для увеличения усилия прессования и улучшения условий самозатягивания заготовки в рабочий канал контактные

поверхности вставки и валка расположены эксцентрично. Кольцевая вставка неподвижно закреплена в колодке 5, которая установлена на оси 6 с возможностью поворота. Нижняя стенка выходного канала образована упором 7, смонтированным в пазу корпуса инструмента. Корпус и колодка соединены клиновым зажимом 8. В исходном состоянии заготовка 4 круглого или квадратного сечения подается на вход рабочего канала, из которого она активными силами трения со стороны П-образного калибра валка выпрессовывается в выходной канал.



Рис. 2.17. Схема и пример конструктивного исполнения инструмента для непрерывного РКУП по схеме «конформ» длинномерных заготовок [15]

Недостатками данного способа является необходимость создания специального оборудования, геометрия инструмента не позволяет обрабатывать заготовку по схеме «круг → круг», также возникают сложности при реализации трибологических параметров.

Гидростатическое волочение. Гидростатическое волочение (ГВ), как метод ИПД для получения длинномерных полуфабрикатов, разработан и исследован группой ученых под руководством проф. Бейгельзимера Я.Е. в ДФТИ НАНУ (Донецк) [29]. Предлагаемая схема ГВ позволяет получать длинномерные заготовки прямоугольного сечения. Схема ГВ имеет свою схожесть со способом винтовой экструзии.

Реализация процесса деформации предполагает получение длинномерных изделий прямоугольного сечения по схеме винтовой экструзии и осуществляется следующим образом. Заготовка подается в камеру высокого давления с жидкостью, в камере расположен блок с винтовым каналом, заготовка протягивается через деформирующий блок, посредством которого осуществляется деформация металла по схеме винтовой экструзии.



Рис. 2.18. Схема процесса гидростатического волочения

К недостаткам схемы ГВ можно отнести конструктивную сложность оснастки за счет обязательного условия по обеспечению герметичности рабочей полости в условиях высокого давления жидкости и ограничения по интенсивности скручивания за цикл обработки, т.к. имеются ограничения по силе протяжки. Также этой схеме присуща неоднородность контактных напряжений в очаге деформации, что создает сложности в обеспечении стабильности процесса в целом.

Расчет накопленной деформации и силовых параметров обработки приводится в [29].

РКУ – протяжка. Одним из новых способов ИПД для обработки и улучшения свойств длинномерной биметаллической сталемедной проволоки является метод РКУ-протяжки [30], предлагаемый исследователями из МГТУ им. Г.И. Носова. Данный метод осуществляется с помощью многократной протяжки проволоки через специально разработанный инструмент, схема которого представлена на рисунке 2.19.

Способ осуществляется следующим образом: сталемедная проволока протягивается через сборный инструмент специального профиля. Непрерывность процесса деформационной обработки обеспечивается сочетанием РКУ протяжки с традиционным способом волочения проволоки.



Рис. 2.19. Принципиальная схема процесса РКУ – протяжки

С целью обеспечения эффективности и технологической стабильности РКУ протяжка реализуется при неполном заполнении инструмента проволокой, которая в процессе обработки сохраняет неизменной площадь поперечного сечения F и последовательно проходит следующие зоны технологического инструмента:

- зона свободного входа проволоки в инструмент (область I);

– зона упруго-пластического контакта и изгиба проволоки в области пересечения каналов инструмента (область II);

- межочаговая область (область III);

– зона упруго-пластического контакта и изгиба проволоки в области выхода из инструмента (область IV);

- зона свободного выхода проволоки из инструмента (область V).

Авторами показано, что этот метод позволяет улучшить качество Недостатками способа крайне выпускаемой продукции. является неоднородной несимметричная схема деформации, что приводит к трибологической ситуации, неоднородности контактных сил и формируемой структуры. Как следствие этого – низкая стойкость инструмента за счет интенсификации локального износа.

Способ многократного изгиба. Многократный изгиб и выпрямление полосы (рис. 2.20) представлен как перспективный способ формирования УМЗ структуры в листовых заготовках. Опытные работы показали, что формирующиеся в процессе изгиба УМЗ структура и свойства обрабатываемых заготовок крайне неоднородны [31].



Рис. 2.20. Способ многократного изгиба и выпрямления полосы

Метод получения лент с аморфной структурой. Авторы патента [32] предлагают способ получения лент с аморфной структурой воздействием нормального давлением и сдвиговой деформацией. В соответствии с предлагаемым способом ленты толщиной до 6 мм располагают между двумя симметрично расположенными инструментами трения, а нормальное давление

и сдвиговую деформацию создают, вращая инструменты трения навстречу друг другу со скоростью, обеспечивающей в зоне обработки режим циркуляционного трения.

2.2.3. Комбинированные и совмещенные методы для получения длинномерных УМЗ полуфабрикатов

Метод волочения со знакопеременным изгибом. В последнее время традиционные способы деформации металлических материалов начинают совмещать с новыми технологическими схемами. Так, одним из методов получения упрочненного материала с УМЗ структурой является метод волочения с кручением и знакопеременным изгибом (рис. 2.21), разработанный в МГТУ им Г.И. Носова [33].



Рис. 2.21. Схема процесса волочения со знакопеременным изгибом

Способ осуществляется следующим образом. Через две, последовательно протягивается проволока, расположенные волоки, a между волоками вращающийся блок, оснащенный расположен роликами, которые осуществляют знако-переменный изгиб. К тому же при вращении блока с роликами реализуется сдвиговая деформация проволоки относительно фильер за счет скручивания металла (рис. 2.21). Расчет накопленной деформации проводится с учетом вкладов каждой составляющей деформации (волочения, знакопеременного изгиба и скручивания) по формуле:

$$e = \ln \frac{d_0^2}{d_1^2} + \ln \frac{\sqrt{l_0^2 + \frac{\varphi d_1}{2}}}{l_0} + n \cdot \ln \frac{D + d_1}{D} + \ln \frac{d_1^2}{d_2^2}, \qquad (2.21)$$

где n – количество роликов; l_0 – расстояние от волоки до скручивающего блока; ϕ – угол закручивания проволоки.

Формулу расчета силы волочения для условий комбинированной обработки авторы не приводят.

Недостатком данного способа является низкий вклад наложенной сдвиговой деформации в упрочнение после многоцикловой обработки.

Метод РКУП-К совмещенный с волочением. В последнее время для измельчения структуры и повышения прочности активно используют комбинацию методов ИПД (РКУП, ВЭ) и ОМД, (волочение или прокатка). Сочетание высокопроизводительных методов ИПД и ОМД может привести к созданию промышленных технологий при получении УМЗ полуфабрикатов. Так, в [34] представлены результаты комбинированной обработки технического титана, включающей волочение исходной заготовки с диаметра 10мм до диаметра 8мм при комнатной температуре, затем РКУП при 130°С и последующее волочение при 150°С (см. табл. 2.1).

Таблица 2.1

Вид обработки	Температура деформирования, Т, °С	Накопленная деформация (расчетная) <i>е</i>	Сечение, мм	Прочность σ _в , МПа	Пластичность δ,%
Волочение	20	0,45	Ø8	850±10	18
РКУП	130	1,2	,4	900±10	15
РКУП	130	3,45	4×7	1100±10	14
РКУП	130	7,2	΄.		
РКУП +ВОЛОЧЕНИЕ	150	8,1	Ø5	1200±10	12
РКУП +ВОЛОЧЕНИЕ	150	8,55	Ø4	1250±10	10
РКУП +ВОЛОЧЕНИЕ	150	9,35	Ø3	1360±10	9

Влияние метода и параметров обработки на механические свойства технического титана

Исходная прочность титана по сертификату составляла 730 МПа, пластичность – 26%, диаметр прутка – 10 мм. До диаметра 8 мм исходную заготовку волочили при комнатной температуре, затем подвергали теплому РКУП по маршруту B_C и теплому волочению. Исходное сечение заготовок под теплое волочение 7,4х7,4 мм. Из анализа представленного материала можно сделать вывод об интенсивном упрочнении металла после указанных видов обработки – так, предел прочности титана возрастает с исходной величины 730 МПа до 1360 МПа, т.е. почти в два раза.

Похожее поведение после РКУП и последующего волочения демонстрирует сталь 20 [35]. Так, после комбинированной обработки предел прочности стали возрастает до величины 1560 МПа.

Волочение со сдвигом. В основе этого метода ИПД для получения длинномерных прутков, лежит схема волочения через две волоки с возможностью эксцентричного относительного кругового движения одной из них с заданной амплитудой и угловой скоростью (рис. 2.22). Такое движение позволяет осуществлять сдвиговую деформацию в поперечном сечении заготовки с постоянно изменяющимся вектором приложения нагрузки в волочения И тем самым создавать условия немонотонного процессе более быстрому деформирования, приводящего К формированию УМЗ структуры и повышению накопленного уровня деформации за один цикл обработки. Градиентное распределение деформации приводит к формированию адекватной градиентной структуры, с уменьшение размера зерен в направлении от центра к периферии заготовки.



Рис. 2.22. Схема метода ИПД – волочение со сдвигом, где а – общий вид инструмента (состоит из двух волок, одна из которых принудительно вращается, с общим конусным эксцентричным каналом); б – картины накопленной деформации в продольном и поперечном сечении (численное моделирование) [36]

Сдвиговая прокатка. В основе метода ИПД для получения листовых УМЗ и НС полуфабрикатов лежит схема прокатки в волках со специальным профилем. Данный профиль в зависимости от его исполнения позволяет управлять интенсивностью деформационной обработки, создавая при этом условия немонотонного воздействия в процессе прокатки за счет сдвиговой деформации поперечного сечения обрабатываемой листовой заготовки. Последующая деформация проводится между плоскими валками, (рис. 2.23). Технологически заложенная повышенная немонотонность деформации способствует более эффективному формированию зеренного типа структуры.



Рис. 2.23. Схема метода ИПД – сдвиговая прокатка, где а – общий вид инструмента с конусным эксцентричным каналом, б – картина накопленной деформации листовой заготовки после сдвиговой прокатки (численное моделирование), с – картина накопленной деформации листовой заготовки после последующей прокатки в цилиндрических валках (численное моделирование)

Метод мульти-РКУП-Конформ. В отличие от традиционного РКУП, метод Мульти-РКУП-К позволяет накапливать истинную деформацию е≥3 при трехкратном изменении направления течения материала заготовки за один цикл обработки [37, 38]. Такие условия обеспечиваются за счет комбинирования последовательных нескольких актов сдвига за один цикл обработки, путем создания ступенчатой формы канала прессования (рис. 2.24).



Рис. 2.24. а) схема метода Мульти-РКУП-Конформ, где: 1 – заготовка, 2 – рабочее колесо; 3 – башмак; б – опытный образец из алюминия

Процесс реализуется следующим образом: заготовка 1 подается на вход рабочего канала, образованный между вращающимся валком 2, имеющим П-образную гравюру, и неподвижным прижимом 3. Рабочий канал прессования расположен в прижиме. Посредством вращения колеса 2 и возникающих между гравюрой колеса 2 и заготовкой 1 активных сил трения обеспечивается сила прессования, приводящая к продвижению заготовки 1 через рабочий канал. При продвижении через рабочий канал заготовка 1 последовательно подвергается сдвигу в трех очагах деформации в условиях непрерывной обработки.

Глава 2.3. Ультрамелкозернистые и наноструктурированные изделия из металлов и сплавов

2.3.1. Продукция из титана и его сплавов

Титан. Технический титан и его сплавы в последние годы находят широкое применение в медицине. Эти материалы применяют в качестве заменителей костной ткани при лечении челюстно- и черепно-лицевой области, зубных имплантантов, сердечно-сосудистые приспособлений, а также в качестве наружных протезов и хирургических инструментов. Мировое производство перечисленных изделий для медицины составляет около 1000 тонн в год. Потребности в таких заменах естественных биологических материалов живых организмов в связи с их старением, заболеваниями, природными и техногенными катастрофами, а также тенденцией к увеличению продолжительности жизни людей продолжают расти.

Для медицинского применения важными особенностями титана являются высокая удельная прочность и биосовместимость с человеческим организмом, в том числе отсутствие реакций с живой тканью и коррозии в физиологической Разнообразие существующих титановых сплавов среде. позволяет специалистам и разработчикам в области медицины выбирать материалы и формы, которые приспособлены к нуждам данной области применения. Однако следует учитывать, что наибольшую совместимость с человеческим организмом демонстрирует технически чистый титан, прочностные свойства которого из-за крупнозернистого строения недостаточно высоки. что ограничивает его применение в качестве имплантатов. Эта проблема может быть решена за счет создания наноструктурных состояний технически чистых марок титана.

Как отмечалось выше, в НС состоянии большинство металлов, включая титан, обладают повышенными в 2–4 раза механическими свойствами. Это позволяет применять технически чистый титан в указанных медицинских целях, и минимизировать при этом размеры титановых имплантатов для предотвращения травмирования костных и мышечных тканей. В ряде работ

124

показано, что у наноструктурного титана процесс интеграции с костными тканями [39, 40] проходит намного быстрее, чем у крупнозернистого титана. Это свойство особенно важно для имплантатов. В частности, известно, что значительные перемены в стоматологической восстановительной практике оказались возможными благодаря применению титановых имплантатов. Титановый имитатор корня вживляется в челюстную кость, после чего в течение некоторого времени происходит процесс интеграции с костной тканью. Затем на имплантат наращивается верхняя часть зуба. При использовании крупнокристаллического титана, процесс лечения занимает до 3 месяцев. Использование же НС титана сокращает этот срок до 2 недель, что значительно упрощает внедрение такой технологии при восстановлении зубов. Наиболее часто используются конструкции зубных имплантатов, представленные на рис. 2.25, и состоящие из двух или одной титановой детали.



Рис. 2.25. Схема размещения и внешний вид зубных имплантатов

Наряду с медицинскими требованиями большая роль отводится механическим свойствам этих изделий, особенно предельной статической и усталостной прочности используемых материалов. Например, повышение $\sigma_{\rm B}$ до значений 1250–1300 МПа позволяет минимизировать размеры имплантата и проводить имплантацию передних зубов [41].

Достичь таких значений прочности возможно при использовании комбинированных технологий. Такие технологии, как правило, включают операции ИПД и последующее формоизменение методами ОМД – ковкой, прокаткой, волочением. Одна из таких технологий разработанная нами¹⁴, представлена в главе 1 и использует метод РКУП по схеме «Конформ» и последующее волочение. Полученные длинномерные полуфабрикаты из технического УМЗ титана марки Grade 4 в виде прутков или проволоки круглого сечения демонстрируют сверхвысокую прочность, превышающую исходную в два раза при довольно высоких значениях пластичности табл. 2.2.

¹⁴ Данная разработка выполнена в ИФПМ при УГАТУ в рамках международного сотрудничества с Лос-Аламосской лабораторией, США (проект МНТЦ# 3208)

Таблица 2.2

Состояние	Накопленная деформация, <i>е</i>	σ _в , МПа	σ _т , МПа	δ, %	δ _p , %
Исходное	0	780	600	29	17
После РКУП-С	6	1085	985	11	5,5
	6+0,9	1200	1121	12	3
	6+1,4	1250	1150	10	2,5
и волочения	6+1,9	1380	1300	9	1,5

Механические свойства УМЗ Ті марки Grade 4, полученного при температуре обработки 140°±10°С методом РКУП-К и последующим волочением

На предприятии Basic Dental (США) изготовлена серия стоматологических имплантатов из полученных высокопрочных прутков УМЗ Ті, которые сейчас проходят клинические испытания Проводимые клинические испытания подтверждают заключение об ускоренной интеграции НС Ті имплантатов с костными тканями.

Оценивая технические преимущества разработанного технологического процесса получения высокопрочных полуфабрикатов, следует отметить, что в его составе используются высоко производительные процессы – РКУП-К и волочение, где скорости обработки составляют от 0,5 до нескольких метров в секунду.

Технические преимущества созданного продукта и наличие эффективной технологии привело к созданию в России (г. Уфа) производственного участка [42] по выпуску высокопрочных длинномерных УМЗ полуфабрикатов из технически чистого титана для медицинского применения

Муфты из никелида титана. Термомеханическое соединение (ТМС) трубопроводов и элементов конструкций – одно из перспективных применений сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе никелида титана (TiNi) [43]. Такие соединения применяют в авиакосмической технике, перспективным считают их применение в ядерных и термоядерных реакторах. Основные требования, предъявляемые к ТМС – надежность и стабильность, в том числе изменении температуры при И механической нагрузки, а также легкоразборность. Материалом для ТМС являются сплавов с ЭПФ типа Ti-Ni-Fe, из которых изготавливают термомеханические муфты (рис. 2.26). Функциональным критическим свойством, определяющим надежность и стабильность ТМС, является реактивное напряжение, развиваемое в сплаве в условиях восстановления формы при внешнем механическом противодействии [43, 44]. Естественной границей, определяющей максимальное реактивное напряжение, является обычный («дислокационный») предел текучести сплава [45–48].



Рис. 2.26. Соединение трубопроводов с помощью термомеханической муфты

Поскольку измельчение зерна приводит к повышению предела текучести сплава, то следует ожидать и соответствующего повышения реактивного напряжения, что было подтверждено [47] при исследовании бинарных сплавов с ЭПФ. При этом были решены следующие задачи:

1. Проведена оптимизация химического состава сплавов Ti-Ni-Fe для ТМС по их структуре и функциональным свойствам.

2. Получено УМЗ структура в выбранном сплаве посредством РКУП, выявлено влияние структуры на механические и функциональные свойства.

3. Изготовлены опытные образцы термомеханической муфты (TMM) и проведены их испытаний на несущую способность и легкоразборность.

Основной целью измельчения структуры сплавов Тi-Ni-Fe является достижение максимально высокого реактивного напряжения, обеспечивающего несущую способность ТМС. Вместе с тем должна быть обеспечена низкотемпературная стабильность и при необходимости легкоразборность соединения. Исследовали сплавы: Ti-47,6 ат.% Ni-2,4 ат.% Fe – (сплав 1); Ti-47 ат.% Ni-3 ат.% Fe – (сплав 2) и Ti-46,6 ат.% Ni-3,4 ат.% Fe – (сплав 3). Подробно результаты этих исследования представлены в публикациях [49, 50], где показано, что сплав 2 наиболее технологичен при переводе его в УМЗ состояние методом РКУ прессования и обладает наиболее рациональным комплексом функциональных свойств.

В отношении собственно процесса РКУ прессования, как метода измельчения зерен, было установлено, что наиболее рациональная обработка данного сплава включает изотермическое прессование в оснастке с углом пересечения каналов 110° при температуре 400–450° С по маршруту В_с. После 6–8 проходов прессования в заготовках получали УМЗ структуру с размером зерен менее 0,5 мкм и повышенную примерно в 1,5 раза прочность. Соответственно повышение прочности сплава после РКУ прессования привело к повышению его реактивного напряжения в сравнении с типовыми режимами обработки (табл. 2.3).

При испытании произвели сравнение муфт, изготовленных из сплава 2 в исходном крупнозернистом состоянии и с УМЗ структурой. Для устранения поверхностных концентраторов напряжений и снятия внутренних напряжений, внесенных механической обработкой муфты отожгли при 450° C, 1 ч (закаленные ТММ) и 550° C, 1 ч после РКУП и изготовления

термомеханической муфты. Такой отжиг не приводит к изменению размеров зерен, механических и функциональных свойств.

Таблица 2.3

			1 1	
Οδηαδοτκα	Максимально напряжение	ое реактивное е σ _r ^{max} , МПа	Максимальная полностью	
00pa001ka	При ε _i =2,5%	При ε _і =5%	деформация ε _{r, 1} ^{max} ,%	
РКУП (400° C)	510	695	9,0	
РКУП (450° С)	350	615	9,0	
РКУП 1+отжиг 450° С, 1 час	490	680	9,0	
BTMO	_	420	8,2	
Закалка	_	250	7,8	

Функциональные свойства сплава Ті-47% Ni-3% Fe после разных обработок

После дорнования, наведенная деформация (без учета упругой отдачи) муфты по диаметру составляла 7,5%. Это близко к предельной величине полностью обратимой деформации этого сплава, что обеспечивает реализацию максимального реактивного напряжения, т.е. характеризующую несущую способность ТММ. С другой стороны, при такой большой наведенной деформации вероятно возникновение внутренних напряжений, которые наводят обратимый эффект памяти формы и облегчают разборку ТМС при охлаждении.

Изготовление ТМС осуществляли в следующей последовательности: сначала произвели дорнование отверстий, диаметр которых проконтролировали после охлаждения муфты в жидком азоте. Затем изготовили стальной цилиндрический стержень для осуществления свободной посадки его в муфту. Предварительную сборку стержня с муфтой осуществили при температуре жидкого азота. Окончательная сборку ТМС произвели при комнатной температуре.

способность Испытания TMC соединения на несущую И на стабильность легкоразборность низкотемпературную провели И по Испытывали ТМС одинаковых геометрических стандартным методикам. размеров, содержащих стержни из коррозионно-стойкой стали 95X18 и муфты из сплава 2. Результаты испытаний представлены в таблице 2.4.

Величина погонной силы сдвига *F* термомеханического соединения для закаленной муфты составила 7800 Н/мм, что дает величину удельного окружного усилия обжима $R_c = 554$ Н/мм (для $\kappa_{\rm Tp} = 0,32$). Соответствующее окружное реактивное напряжение $\sigma_{\rm r} = 172$ МПа. Для ТМС, содержащих ТММ с РКУ прессования 2 +отжиг при 550° С, 1 ч усилие *F* составило 16100 H, что

дает величину $R_c = 1144$ H/мм. Соответствующее окружное реактивное напряжение $\sigma_r = 355$ МПа.

Таблица 2.4

Обработка муфты	Сила сдвига <i>F</i> при 20°С, Н	Окружное реактивное напряжение _{σ_r, МПа}	Удельное окружное обжимное усилие R_{c} , $H/_{MM}$	Температура релаксации ТММ при охлаждении, °С	Поведение ТМС при –196 °С
РКУП 2 + 550° С, 1ч	16100	355	1144	-100	Саморазборка
Закалка + 450° С, 1ч	7800	172	554	-80	Саморазборка

Результаты испытаний муфт из сплава Ті-47% Ni-3% Fe

Таким образом, полученные величины R_c , как в случае РКУ прессования, так и закалки, значительно превышают минимально допустимый для герметичных соединений диапазон в 250 – 300 Н/мм. При этом R_c для ТММ, выполненного из материала, подвергнутого РКУ прессованию, более, чем в два раза, превышает R_c для ТММ, изготовленного из закаленного сплава, что свидетельствует о значительном преимуществе применения УМЗ состояний материала для изготовления ТМС по вышеописанной технологии.

При испытании на легкоразборность различий между ТММ, изготовленных как из закаленного, так и из сплава 2, не выявлено, после охлаждения в жидком азоте стержни легко удалялись пинцетом вследствие обратимого ЭПФ. "Саморазборность" муфт достигалась при температуре жидкого азота (–196° С). Испытания ТМС на низкотемпературную стабильность показали, что нагруженный усилием 3900 Н стержень начинает сдвигаться в муфте, выполненной из УМЗ материала, при температуре на 20° С ниже, чем это происходит у ТММ, изготовленной из закаленного сплава (см. табл. 2.4) [51].

В целом отметим следующее:

– обработка, включающая РКУ прессование и последеформационный отжиг при температуре деформации, приводит к формированию УМЗ структуры и, соответственно, более высокого комплекса функциональных свойств сплавов $Ti_{50}Ni_{50-X}Fe_X$, где x = 2,5–3,5%, по сравнению с закалкой и ВТМО этих сплавов. Наиболее важным является увеличение реактивного напряжения и повышенная величина обратимой деформации;

– результаты испытаний ТМС показали, что несущая способность, определяемая удельным окружным обжимным усилием для ТММ, выполненной из УМЗ сплава, более чем вдвое превышает эту характеристику для аналогичных муфт, изготовленных из закаленного сплава;

– применение УМЗ сплавов позволяет уменьшить вес ТМС за счет меньших габаритов, либо при тех же габаритах получить более надежное соединение;

– термомеханическое соединение, выполненное из УМЗ сплава, релаксирует при более низкой температуре (на 20° С), т.е. имеет больший интервал низкотемпературной стабильности, чем ТМС, содержащее ТММ из закаленного сплава.

Проведенная разработка элементов технологического процесса создания ТМС высокой надежности имеет явные технические преимущества по сравнению с серийной технологией, однако требует более тщательного анализа технологических подходов для создания конкурентоспособной продукции. Эти требования связаны с высокой стоимостью сплавов системы TiNi и, соответственно, обеспечением высоких значений КИМ при получении конечных изделий. Такие подходы просматриваются при использовании комбинированных схем, включающих экономичные процессы РКУП (например, РКУП-ПК) и стандартные высокотехнологичные процессы получения бесшовных труб и полых заготовок, например, поперечно – сдвиговой прокаткой, обратным или прямым прессованием.

2.3.2. Огнестойкие строительные стали

Для многих строительных металлических конструкций важной характеристикой является огнестойкость¹⁵ [52, 53]. Под огнестойкостью подразумевают сохранение прочностных характеристик в ходе испытаний при 600°C в течение 15–30 минут. Обычно считается, что предел текучести в этих условиях должен составлять 0,5 от предела текучести, определенного при комнатной температуре. В настоящее время повышение огнестойкости низкоуглеродистых сталей достигается следующими способами [54]:

1. Микролегированием для образования дисперсных выделений карбонитридных фаз, сдерживающих рост зерна при нагреве.

2. Легирование для повышения температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, поскольку вблизи этой температуры структура теряет стабильность вследствие усиления диффузионной подвижности атомов.

3. Использованием термодеформационной обработки, позволяющей при

нагреве выделять микролегирующие элементы в виде частиц оказывающих торможение процессов разупрочнения при повышенных температурах.

¹⁵ Работа проведена совместно с профессорами С.В. Добаткиным и П.Д. Одесским МиСИС г. Москва в рамках проекта МНТЦ, # 2114.

работы огнестойких свойств Целью явилось повышения обработки низкоуглеродистых сталях посредством методами ИПЛ и микролегирования. Достижение цели предполагало: 1) формирование УМЗ структуры (размер зерна меньше 1 мкм); 2) микролегирование стали элементами, образующими дисперсные термически устойчивые выделения карбонитридных фаз для стабилизации зеренной структуры.

Исследовали низкоуглеродистые стали марок 09Г2С, 10Г2ФТ и 06МБФ (табл. 2.5) в двух исходных состояниях: феррито-перлитном – после горячей прокатки и мартенситном (бейнитном) – после закалки.

Таблица 2.5

Марки		Легирующие элементы, вес %								
стали	С	Si	Mn	Cr	V	Nb	Ti	Р	S	
09Г2С	0,12	0,65	0,85	—	_	—	_	<0,030	<0,035	
10Γ2ΦΤ	0,10	_	1,12	—	0,08	—	0,07	—	—	
06МБФ	0,09	0,32	0,63	0,076	0,06	0,03	0,026	0,007	0,004	

Химический состав исследуемых марок стали

Сталь марок 09Г2С и 06МФБ закаливали с температуры 950 °С (выдержка-30 мин.), а сталь марки 10Г2ФТ – с температуры 1180° С. Для сравнения выбраны марки стали без карбонитридного упрочнения – 09Г2С, с карбонитридным упрочнением – 10Г2ФТ и используемая сейчас как огнестойкая микролегированная сталь 06МБФ, легированная также молибденом.

Измельчение микроструктуры осуществляли методами кручения под давлением 6 ГПа и РКУ прессования. Первый метод применяли для образцов Ø10 мм и толщиной 0,6 мм в двух исходных состояниях – феррито-перлитном и мартенситном (бейнитном), со степенью деформации e = 6,3 (5 оборотов) при температурах 20, 250 и 500° С. РКУП стали 10Г2ФТ проводили при угле $\Phi = 90^{\circ}$ на образцах Ø5х30 мм (N = 2, T = 250° C) для исходно горячекатаного состояния и (N = 2, T = 400° C) для исходно закаленного состояния, что соответствовало максимально возможной холодной деформации без разрушения образца. Второй метод (РКУ прессование) осуществляли на образцах Ø10х60 мм из сталей марок 10Г2ФТ и 06МФБ после закалки. Прессование выполняли за 6 переходов при T = 300° C в оснастке с углом пересечения каналов $\Phi = 120^{\circ}$.

Исследования структуры и фазового состава марок стали проводили на микроскопах ЭМ-125к и JEM 100CX. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Механические свойства на растяжение определяли на испытательной машине INSTRON 1196 на образцах диаметром 3 мм, длиной

рабочей части 12,5 мм и суммарной длиной 25 мм. Механические испытания на растяжение при повышенных температурах были проведены на установке ПВ-3012М в вакууме 10^{-4} Па на образцах с размером рабочей базы $7\times2,5\times0,6$ мм³. Начальная скорость растяжения составляла $5\cdot10^{-3}$ с⁻¹. Испытания на огнестойкость выполнялись в печи, совмещённой с испытательной машиной. При ее нагреве до определенной температуры без образца в течение 30–40 минут. После введения в рабочую зону печи испытуемого образца и достижения системой печь-образец температуры испытаний (600 °C) выдержку при этой температуре продолжают ещё 15–30 минут и затем начинают испытания на растяжение с постоянной скоростью деформации $0,3\cdot10^{-4}$ м·с⁻¹ (1,8 мм/мин).

Наиболее полно результаты исследований после кручения под давлением представлены в работах [55, 56], где показано, что формирование УМЗ состояния в обозначенных сталях может приводить к повышению огнестойкости. Однако этот метод не позволяет получать объемные заготовки, и поэтому более подробно рассмотрим результаты в отношении метода РКУ прессования [57÷59].

При повышении температуры испытания наблюдается монотонное снижение пределов прочности и текучести с одновременным повышением пластичности исследуемых марок стали 10Г2ФТ (рис. 2.27) и 06МБФ после РКУ прессования.



Рис. 2.27. Температурная зависимость механических свойств стали марки 10Г2ФТ после РКУП: полые знаки: исходно бейнитное состояние; заполненные знаки – исходно феррито-перлитное состояние

Сталь 10Г2ФТ в исходном бейнитном состоянии после РКУП имеет более высокие прочностные свойства, чем сталь с исходно ферритно-перлитной структурой в интервале температур испытаний 20–500° С. При $T_{исп.} = 600^{\circ}$ С предел текучести $\sigma_{0,2}$ уменьшается до 150 МПа для обоих исходных состояний. Критерием огнестойкости служит отношение пределов текучести при температурах 20 и 600° С – $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}^{20} \ge 0,5$. Исследуемая сталь, особенно, в исходно бейнитном состоянии сильно разупрочняется при температуре испытания 600° С с выдержкой 0,5 часа. $\sigma_{0,2}^{600}/\sigma_{0,2}^{20} = 0,13$, если сравнивать с высокопрочным состоянием после РКУ прессования.

Это отношение, если сравнивать с исходно недеформированным состоянием равно 0,23. При температуре испытаний 500° С $\sigma_{0,2}^{500}/\sigma_{0,2}^{20} = 0,45$ и 0,8 соответственно. Таким образом, сталь 10Г2ФТ после РКУП сохраняет высокопрочное состояние до температуры испытаний 500° С. При $T_{исп.} = 600^{\circ}$ С в этой марке стали наблюдается значительное разупрочнение.

Для изучения возможности повышения огнестойкости за счет получения УМЗ структуры было решено исследовать одну из наиболее огнестойких марок стали 06МБФ. РКУ прессование этой стали с исходной бейнитной структурой, приводит к структуре, аналогичной встали марки 10Г2ФТ после такой же деформации. Наблюдается вытянутая и равноосная субзеренная и ячеистая структуры с отдельными зернами субмикронного размера. Средний размер структурных элементов составил 0,3 мкм.

Данная сталь 06МБФ в исходном состоянии после улучшения демонстрирует высокую прочность и пластичность при 20° С (табл. 2.6). С увеличением температуры прочностные свойства стали монотонно снижаются при сохранении высокой пластичности.

Таблица 2.6

Состояние	$T_{UCПЫТ}$, °С	σ _{0,2} , МПа	$σ_B$, ΜΠα	δ, %
Исходное состояние (закалка в	20	550^{*}	621	22,3
воду после отжига при 920°С,	200	484	558	18,5
0,5 часа с последующим	300	452	566	17,8
отжигом при 670° С, 1 час)	400	431	565	19,3
	500	405	456	14,3
	600	253	282	18,8
Исходное состояние + РКУП	20	904	934	4,8
(300°С, число циклов обработки	200	767	843	8,1
N=6, маршрут Вс, $\Phi = 120^{0}$)	300	723	811	7,9
	400	694	752	7,1
	500	540	575	9,3
	600	295	362	21,4

Механические свойства стали 06МБФ

РКУ прессование стали 06МБФ при комнатной температуре приводит к значительному (более, чем в 1,5 раза) повышению прочностных свойств. Пластичность снижается, но остается достаточной для технологического использования. Указанное соотношение прочностных свойств сохраняется в исследуемом материале с повышением температуры до 400°С, после чего наблюдается их резкое снижение с одновременным ростом пластичности. Таким образом, РКУ прессование стали 06МФБ приводит к существенному повышению прочностных свойств в широком интервале температур деформации по сравнению с исходным состоянием.

Критерий огнестойкости $\sigma_{0,2}^{500/} \sigma_{0,2}^{20}$, для стали 06МБФ составил – 0,33 в случае, когда $\sigma_{0,2}^{20}$ соответствует состоянию после РКУП, и 0,54, если отнести к пределу текучести недеформированного состояния после улучшения. Величина $\sigma_{0,2}^{500/} \sigma_{0,2}^{20}$ составляет 0,6 и 0,98 соответственно. Таким образом, предел текучести стали 06МБФ после РКУ прессование при $T_{\rm исп.} = 500^{\circ}$ С, равен пределу текучести этой стали после улучшения при $T_{\rm исп.} = 20^{\circ}$ С. Следует отметить, что значения прочностных характеристик на растяжение при температуре 600° С выше, чем у стали 10Г2ФТ. УМЗ структура стали 06МБФ, приводит к повышению предела текучести на 17%, временного сопротивления разрушению – на 28% при $T_{\rm исп.} = 600^{\circ}$ С по сравнению с улучшенным состоянием.

Таким образом, высокопрочное состояние в сталях марок $10\Gamma 2\Phi T$ и 06МБФ после РКУП прессования сохраняется до температуры испытания 500° С. При $T_{исп.} = 600^{\circ}$ С прочностные характеристики для стали марки 06МБФ удовлетворительные как до, так и после РКУП.

В соответствии с требованиями ГОСТ [52, 53] были проведены испытания на огнестойкость стали марок 10Г2ФТ и 06МФБ в УМЗ состоянии при 600° С на образцах с рабочей частью Ø5x25 мм (табл. 2.6). РКУ прессования стали марки 10Г2ФТ выполнено в двух исходных состояниях – феррито-перлитном после нормализации и бейнитном после закалки. В случае феррито-перлитной структуры РКУ прессования повышает исходно прочностные характеристики при T_{исп.} = 600° С на 16-27%, по сравнению с нормализацией. РКУ прессования исходно бейнитной структуры приводит к лучшей огнестойкости, по сравнению с феррито-перлитной структурой: $\sigma_{0.2}$, повышается на 26%, $\sigma_{\rm B}$ – на 28%. Промежуточный нагрев (450° C – 1 час) бейнитной структуры после РКУ прессования ведет к небольшому упрочнению за счет совершенствования УМЗ структуры и выделения карбидов. Наибольшую прочность и наименьшую пластичность при T_{исп}=600°С проявила сталь марки 10Г2ФТ в исходно закаленном состоянии без деформации (см. табл. 2.7). Этот неожиданный результат можно объяснить высоким отпуском бейнитной структуры при нагреве и растяжении при 600°С. В

134

условиях краткосрочного отпуска (0,5 часа) образуется сорбит с повышенной плотностью дислокаций, что и приводит к повышенной прочности стали марки 10Г2ФТ при Т_{исп.} = 600°С. Использовать такой материал при комнатной температуре в строительных конструкциях нельзя из-за очень высокой прочности и низкой пластичности. Огнестойкость 06МБФ стали при 10Г2ФТ. $T_{\mu c \pi} = 600^{\circ} C$ значительно выше, чем y стали Даже В недеформированном состоянии после улучшения значения σ_B и $\sigma_{0.2}$ в стали марки 06МБФ намного выше, чем в стали 10Г2ФТ с бейнитной структурой. РКУ прессование стали 06МБ Φ с бейнитной структурой повышает $\sigma_{\rm B}$ на 27%, а $\sigma_{0.2}$ – на 21% при $T_{\mu cn} = 600^{\circ}$ С, по сравнению с закалкой и высоким отпуском. Промежуточный нагрев на 450°C (1 час) практически не влияет на огнестойкость стали марки 06МБФ.

Таблица 2.7

Марки стали	Структура / Обработка	σ _B , MΠa	σ _{0,2} , МПа	δ5, %	ψ, %
10F2ΦT	Структура – феррито-перлитная Нормализация (950°С, 1 час)	185	150	30	81
	Структура – бейнитная Закалка (950°С, 1 час)	345	340	27	79
	Исх. структура – феррито-перлитная. РКУП (T = 20°C)	215	190	29	84
	Исх. структура – бейнитная. РКУП (T = 300°C)	260	240	32	82
	Исх. структура – бейнитная. РКУП (Т = 300°С)+ нагрев – 450°С, 1 час	270	250	31	80
06MΦБ	Улучшение T = 920°С. 30 мин., охл. в воде+отпуск 670°С, 1 час	320	315	24	84
	Исх. структура – бейнитная. РКУП (T = 300°C)	405	380	20	79
	Исх. структура – бейнитная. РКУП (Т = 300°С)+ нагрев – 450°С, 1час	395	375	22	80

Механические свойства стали марок 10Г2ФТ и 06МФБ при 600°С

Таким образом, огнестойкость при 600°С стали марок 10Г2ФТ и 06МБФ с УМЗ структурой после РКУ прессования повышается на 20–25%, по сравнению с недеформированным состоянием.

Как правило, в соответствии с [59] различают определение огнестойкости на растяжение при температуре 600° С по изменению предела текучести $\sigma_{0,2}$ и испытания натурных образцов строительных конструкций по потере несущей способности R (соответствует времени, в течение которого конструкция сохраняет необходимые прочностные свойства). Испытания натурных образцов характеризуются большими затратами и трудоемкостью. Например, длина стальной двутавровой балки в конструкции достигает 3 метров при высоте поперечного сечения 180 мм. Поэтому была использована методика лабораторных испытаний на огнестойкость по потере несущей способности при испытании образцов размером 5×10×55 мм на трехточечный изгиб в условиях температурного режима, имитирующего реальные условия пожара:

$$T = T_o = 345 \cdot \lg(8t+1)^o C$$
,

где T – температура в печи, соответствующая времени t, T_o – температура в печи до начала теплового воздействия, °С; t – время испытания в мин.

Испытания на огнестойкость стальных образцов проводятся под действием статической нагрузки, сосредоточенной в середине образца, установленного на опоры. Измеряются прогиб в середине образца в ходе нагружения. Предельным состоянием для образцов является потеря несущей способности вследствие возникновения предельных деформаций.

Испытания стали марки 06МБФ с УМЗ структурой после РКУ прессования и после улучшения без деформации проводили при напряжении 235 МПа, что соответствует натурным испытаниям стальной двутавровой балки длиной 3000 мм и высотой 180 мм при нагрузке 7,75 тонн. Образец нагревали в соответствии с приведенной формулой. Предел огнестойкости R соответствует потере несущей способности при приближении предела текучести к напряжению 235 МПа, о чем свидетельствует резкое увеличение прогиба. Величина R для УМЗ структуры (43 мин) оказалась на 20% выше, чем для исходно недеформированного состояния (36 мин).

Суммируя полученные результаты, отметим следующее.

1. Формирование УМЗ структуры в сталях марки 10Г2ФТ и 06МБФ после ИПДК и РКУП в целом способствует повышению характеристики огнестойкости.

2. Холодное РКУП стали 10Г2ФТ, приводит к высокой прочности (σ_в>1000 МПа) и пластичности (δ>20%). Повышенная прочность после РКУП исходной закаленной стали сохраняется при нагреве до 700° С.

3. Высокопрочное состояние в сталях 10Г2ФТ и 06МБФ после РКУ прессования сохраняется до температуры 500°С при испытаниях на растяжение. Прочностные свойства сталей 10Г2ФТ и 06МБФ с УМЗ структурой при 600°С на 20–25% выше по сравнению с недеформированным состоянием. Прочность при 600°С стали 06МБФ значительно выше, чем стали 10Г2ФТ.

4. Огнестойкость по потере несущей способности, измеренная при трехточечном изгибе стали 06МБФ с УМЗ структурой, повышается на 20%.

Проведенная серия экспериментов и исследований показала, что использование метода РКУП для измельчения структуры и повышения огнестойкости ряда специальных сталей дает устойчивые положительные результаты. Использование для изготовления длинномерных огнестойких стальных изделий схемы РКУП – К имеет устойчивые перспективы для массового производства. Широкое внедрение разработанных технологических подходов для повышения огнестойкости специальных сталей сдерживается отсутствием мощного специального оборудования, необходимого для получения продукции требуемого сортамента.

2.3.3. Стальной крепеж

B объеме продукции, выпускаемой метизными производствами, существенная доля приходится на стальную проволоку и крепеж [60]. Для повышения качества этой продукции важно получать изделия с более высоким свойств. чем достигаемым уровнем механических ПО традиционно применяемой технологии. Проведенные исследования¹⁶ [61÷63] показали, что формирование УМЗ структуры в сталях с использованием РКУП позволяют значительно повысить деформируемость и обеспечить высокий комплекс механических свойств. Данные обстоятельства привели к созданию новых технологических подходов получения высокопрочного крепежа, исключая операции упрочняющей термической обработки. Определенные преимущества использования такого подхода связаны с сокращением технологической цепочки, снижением затрат на электроэнергию и брака, нередко возникающего при закалке.

Опытные работы со сталями марок 20 и 45 показали, что метод РКУП является довольно эффективным инструментом формирования УМЗ состояний этих сталей. Причем наиболее перспективным следует считать метод РКУП-К, позволяющий формировать УМЗ состояния низкоуглеродистых сталей даже при комнатной температуре, а при наличии оборудования необходимой мощности, получать длинномерные прутки и проволоку вплоть до диаметра 20 мм.

В качестве конкретных изделий, подвергнутых технологическим исследованиям и анализу эффективности, были взяты болты, применяемые в железнодорожном транспорте (рис. 2.28). Определение класса прочности УМЗ болтов произвели по стандартной методике [64].

¹⁶ Работа проведена совместно с группой ученых МГТУ г. Магнитогорск под руководством профессоров Гуна Г.С. и Чукина М.В.



Рис. 2.28. Внешний вид болтов железнодорожного применения из стали 20 с УМЗ структурой

Установлено, что болты из стали 20 с УМЗ структурой, соответствуют классу прочности 6.6, а из стали марки 45 – 8.8 (рис. 2.29). Данные показатели классов прочности обычно обеспечиваются термической обработкой легированных марок стали типа 40Х. Полагают [65], что предлагаемая технология производства болтов из УМЗ сталей может стать экономически выгодной в массовом производстве.



Рис. 2.29. Общий вид болтов после испытаний: a -из УМЗ стали марки 20 (класс прочн. 6.8 $\sigma_{\rm B} = 686$ H/мм²); $\delta -$ из УМЗ стали марки 45 (класс прочн. 8.8, $\sigma_{\rm B} = 873$ H/мм²)

2.3.4. Метизы из алюминиевых сплавов

УМЗ метизы из алюминиевых сплавов получены с использованием принципов ИПД на базе повторяющихся процессов прямого и обратного выдавливания [66]. Метод опробован при изготовлении деталей крепежа (болты, винты, гайки, заклепки) с использованием прутков из сплава АД1 в состоянии поставки. Принципиальная схема метода представлена на рис. 2.30.

Сущность представленного метода связана с реализацией многоцикловой обработки по схеме повторяющихся процессов прямого и обратного выдавливания заготовок при температурах ниже температуры рекристаллизации, что позволяет в условиях повышенного гидростатического давления упрочнять материал за счет активного измельчения структуры.

В результате исследований из упрочненных УМЗ полуфабрикатов из сплава АД1 получены изготовлены болты М14*35, заклепки и гайки с повышенным уровнем прочностных свойств по геометрическим параметрам отвечающие требованиям ГОСТ (рис. 2.31÷2.33). При этом размер зерен составлял 1–3 мкм, а механические свойства изделий превышали свойства исходного материала: предел прочности в 2,4 раза, предел текучести в 1,7 раза, твердость в 1,6.



а) б) в) г) д)
Рис. 2.30. Схема процесса ИПД выдавливанием:
а) исходное состояние; б) обратное выдавливание «стакана»;
в) образование исходной формы радиальным выдавливанием из «стакана»;
г) обратное выдавливание стержня с утолщением; д) образование исходной формы радиальным выдавливанием из стержня с утолщением;
г) обратное выдавливание стержня с утолщением; д) образование исходной формы радиальным выдавливанием из стержня с утолщением;
1 – заготовка; 2 – матрица; 3 – плита подкладная;
4 – сплошной пуансон; 5 – полый пуансон;
P₁ – P₃ – силы выдавливания на разных стадиях;
P_п – сила противодавления (0≤P_n<P₂, 0≤P_n<P₃);
D, d – диаметры пуансонов; v₁, v₂ – скорости движения инструментов



 а)
 б)
 в)
 г)
 Рис. 2.31. УМЗ полуфабрикаты, полученные методом прямого и обратного выдавливания: а – исходная заготовка; б – стакан (вариант 3); в – стержень с утолщением (вариант 5); г – образец, полученный после выдавливания по варианту №1



Рисунок 2.32. Болт (а) и заклепки (б, в), изготовленные из стержня



Рисунок 2.33. Гайки (а, б), изготовленные из полуфабриката «стакан»

2.3.5. Алюминиевые электропровода

Годовая потребность продукции электротехнического назначения только по РФ составляет сотни тысяч тонн. Поэтому актуальность повышения потребительских и эксплутационных свойств катанки и проволоки весьма очевидна. На рисунке 2.34 представлена технологическая схема получения наноструктурированной проволоки из алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si, в частности 6061.

Технологический процесс состоит из следующих операций: специальная теормообработка (закалка) исходной бухты алюминиевой катанки> деформация методом Мульти-РКУП-Конформ для формирования ультрамелких зерен> волочение для получение алюминиевой проволоки требуемого сортамента.



Рис. 2.34. Технологический процесс получения алюминиевой катанки [67, 68]

В результате обработки с использованием ИПД и последующего волочения в конечном продукте формируется мелкозернистая структура. Формирование УМЗ структуры в сплавах обеспечивает повышение значения электропроводности, т.к. границы зерен наноразмерные И частицы упрочняющих фаз не являются существенным препятствием на пути движения электронов проводимости, а максимально обедненная легирующими компонентами матрица, обеспечивает минимальный прирост удельного электрического сопротивления (см. таблицу 2.8).

Таблица 2.8

Физико-механические свойства деформированного алюминиевого сплава 6101

Сплав	Размер зерен,	Средняя	Электропровод	Предел						
	HM	микротвердость,	ность ү,% IACS	прочности,						
		Hv		МΠа						
Al 6101	500 ± 15	$98,9 \pm 4,5$	$56,2 \pm 0,5$	242 ± 10						

Полученный комплекс свойств является самым высоким для данного вида продукции, полученной из широко применяемого электротехнического алюминиевого сплава марки 6101.

2.3.6. Медные электропровода

Развитие современного электропроводного железнодорожного транспорта со скоростями до 400 км в час потребовало развития электрических сетей способных обеспечивать надежную эксплуатацию подвижного состава в этих условиях. Одним из главных элементов сети является контактный провод, который изготавливается из медных сплавов, как правило, с небольшим количеством до 1% легирующих элементов таких как хром, цирконий, магний, серебро и др. Повышенные эксплуатационные требования распространяются в первую очередь на электропроводящие и прочностные характеристики данных проводов. Современные технологии не в полной мере позволяют обеспечить требуемый уровень по прочности, как правило для хромовых бронз, предел прочности не превышает 500 МПа, при относительной пластичности 3-5% и термостабильности 180-370° С, и в настоящее время существует отраслевая проблема, которая требует ускоренного решения. В этой связи ниже представлены два комплексных метода, разработанных на принципах ИПД, позволяющих повысит эксплуатационные характеристики контактных проводов до требуемого отраслевым стандартом и ГОСТ уровня [69].

Метод радиальной ковки и РКУП-К. В основе этого комплексного метода лежит патент РФ [70] № 2685842, на способ изготовления УМЗ электроконтактного провода для высокоскоростного железнодорожного транспорта на примере термоупрочняемого сплава Cu-0,65%Cr. Способ включает в себя подачу сплава в кристаллизатор, кристаллизацию сплава в виде непрерывнолитой заготовки, деформацию упомянутой заготовки на катанку, закалку, старение при 400–500° С, формирование электроконтактного провода. Закалку проводят непосредственно после кристаллизации с температуры 900-1000° С, деформацию на катанку осуществляют радиальным обжатием с суммарной накопленной степенью деформации не менее е=1,5, а формирование электроконтактного провода с фасонным профилем проводят при последовательном совмещении в одной операции равноканального углового прессования по схеме «Конформ» и выдавливания при температуре не выше 500° С, причем старение проводят в качестве финишной операции. Известно, ИПД позволяет измельчать исходную литую что структуру ДО ультрамелкозернистого состояния с размером зерен/фрагментов менее 1 мкм и заметно, в разы, повышать прочностные характеристики. Принципиальная схема процесса представлена на рис. 2.35.

Сущность предлагаемого метода можно охарактеризовать следующим научно-техническим обоснованием. За счет последовательного применения эффективных методов интенсивной пластической деформации, таких как всесторонняя ковка (радиальное обжатие) и равноканальное угловое прессование (РКУП), совмещенное в одной операции с формообразованием фасонного профиля провода, обеспечивается снижение энергоемкости и количества операций, сокращение требуемых производственных площадей, снижение межоперационных затрат и затрат на оснастку.



Рисунок 2.35. Принципиальная схема комплексной обработки и получения контактного провода из медных сплавов, где 1 – печь плавильная;

2 – кристаллизатор; 3 – куллер; 4 – радиально ковочная машина №1 и №2;
 5 – блок РКУП совмещенный с прессованием фасонного провода

Повышенные физико-механические свойства термоупрочняемых сплавов обеспечивается за счет последовательного традиционно использования операций закалки на твердый раствор и последующей термической обработки (старения) при фиксированной температуре. Причем, при старении из твердого пересыщенного раствора выделяются вторые фазы, связывающие атомы легирующего элемента в виде мелкодисперсных выделений нано – И микроразмера. Этот процесс приводит К упрочнению И повышению электропроводимости сплава, соответственно, за счет мелкодисперсных выделений и очищения матрицы, т.е. кристаллической решетки меди, от легирующих примесей. Дополнительное наложение холодной деформации после закалки, как правило, приводит к интенсификации выделения вторых фаз и формированию более мелкой структуры.

Предложенная технология получения проводов из термоупрочняемого сплава на основе меди путем последовательного использования операций закалки на твердый раствор, холодной пластической деформации радиальной ковки, РКУП прессования фасонного провода и его финишной термической обработкой (старением) привело к реализации двух важных физических эффектов: формированию нанометрических фрагментов и выделению в них вторых фаз. В результате в соответствие законом Петча-Холла, это приводит к дополнительному повышению комплекса прочностных и пластических свойств. Результаты исследования представлены в таблице 2.9.

Полученные результаты показывают, что исследованная комплексная технология позволяет получать контактные провода из традиционно

используемого сплава Cu-0,65%Cr с повышенными, относительно традиционных, физико-механическими свойствами.

Таблица 2.9

N₂	Со спл ма	став 1ава, сс.%	Техн	ологиче	ские па	араметры		Свойства	прове	ода	
п/ п	Хром	Медь	Т-ра закал ки, °С	Т-ра провода, при выдавли вании, °С	Т-ра старен ия, °С	Время старения, час	Вид структуры (ПЭМ)	Удельн. электропр ов., % IACS	σ _в , МПа	δ,%	Интервал термической стабильности структуры, °С
1	0.65	Остал ьное	900	480- 500	450	1		80	562	18,0	20490

Технологические параметры обработки и свойства провода

Метод знакопеременного изгиба и РКУП-К. Представленный на рис. 2.33 научно-технический подход является аналогом и развитем выше представленного (рис. 2.36) способа получения провода из сплава Cu-0,65%Cr, т.к. при достижении таких же высоких механических свойств обеспечивает повышение производительности и снижает затраты на инструмент. За основу принят метод знакопеременной пластической обработки изгибом заготовки вокруг роликов, что позволяет при минимальном изменении поперечного сечения улучшать технологичность изготовления и существенно упрочнять длинномерные осесимметричные заготовки.



Рис. 2.36. Принципиальная схема комплексной линии получения контактных проводов, где 1 – печь плавильная, 2 – кристаллизатор, 3 – прокатный блок для получения катанки, 4 – блок для непрерывного знакопеременного изгиба катанки, 5 – блок РКУП совмещенный с прессованием фасонного провода
Известно, что при знакопеременном изгибе (перегибе) идет активное упрочнение вплоть до появления излома, этот эффект упрочнения при изгибе был взят за основу при разработке метода. Очевидно, что при изгибе наблюдается градиентное распределения деформации, что приводит и к градиентному измельчению структуры и градиентному упрочнению объемных заготовок. Как правило, градиентные структурные состояния демонстрируют повышенные значения прочности и пластичности [71]. В этой связи, метод многоциклового знакопеременного изгиба заготовки (прутка, катанки) вокруг ролика обеспечивает некоторые эксплуатационные преимущества контактных проводов, например, создавая более мелкую и прочную структуру в периферийных слоях провода, что повышает его износостойкие свойства при эксплуатации. На рис. 2.37 представлены экспериментальные образцы контактного провода по представленным выше способам.



Рисунок 2.37. Общий вид экспериментальных образцов контактного провода из сплава Cu-0,65% Cr полученных по схеме комплексной обработки

В заключение следует отметить, что комплексные способы получения осесимметричных длинномерных изделий в виде проволоки и контактных проводов из медных термоупрочняемых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами довольно перспективны для промышленного освоения.

2.3.7. Детали газотурбинных двигателей из суперсплавов

обеспечивающие К суперсплавам относят сплавы, значительную длительную прочность и сопротивление ползучести при высоких температурах эксплуатации, обычно, свыше 1000°С. Поэтому их применяют в силовых установках летательных аппаратов и аналогичных устройствах, используемых для магистральной транспортировки газа и нефтепродуктов. Наиболее широкое применение получили суперсплавы на основе никеля и железа. Высокую жаропрочность в них обеспечивает большое содержание наноразмерных выделения интерметаллидных фаз. Вследствие легирования нихромовой основы этих сплавов небольшим количеством алюминия и титана в никелевых суперсплавах «автоматически» [72] образуется большое количество наноразмерных когерентных частиц интерметаллидной фазы Ni₃(Al, Ti).

Поэтому такие сплавы относят к наноструктурированным и они вплоть до температуры близкой к температуре начала плавления отличаются высоким сопротивлением деформации и низкой пластичностью. Для повышения пластичности ЭТИ сплавы подвергают инверсионной технологичности нанотехнологии. Суть этой технологии заключается в том, что сначала посредством деформационно-термической обработки в суперсплавах получают микродулексную УМЗ структуру с мелкими зернами матрицы И близких скоагулированными размеров к ИХ ДО размерам частицами интерметаллидной фазы [1]. В таком состоянии эти сплавы приобретают свойства. Это свойство далее сверхпластические используется для изготовления деталей ответственного назначения для газотурбинных силовых устройств: дисков, валов, колец и лопаток [73]. На рис. 2.38 представлен общий вид деталей, полученных из суперсплавов с использованием сверхпластичности.

После формообразования деталей сплавам посредством термообработки возвращают наноструктурированную структуру, т.е. укрупняют зерна матрицы и выделяют в них дисперсные наноразмерные частицы интерметаллидной фазы. В результате сплавы приобретают высокие жаропрочные свойства, необходимые для их эксплуатации. В ряде случаев, зерна матрицы целесообразно измельчать зерна матрицы до субмикрометрических размеров, используя дробную деформацию с понижением температуры.



Рис. 2.38. Примеры раскатанных деталей, изготовленных в условиях сверхпластичности, из жаропрочных сплавов на основе никеля, железа и титана с предварительно подготовленной УМЗ структурой

В результате значительно, вплоть до 700°C, снижается температура сверхпластической деформации, что весьма технологично при выполнении [74]. операций сварки давлением Важной особенностью нано-И сверхпластичной технологий суперсплавов является учет ИХ низкой теплопроводности, а также чувствительности фазового состава И структурообразования к изменениям температуры обработки. С этой целью режимы деформационной обработки суперсплавов на основе Ni и Fe назначают, используя верифицированную математическую модель, принимая во внимание химический состав и технологию изготовления промышленного полуфабриката (литье, порошковая металлургия, горячая деформация), а также размеры заготовки [75-78].

Применение технологий получения в суперсплавах УМЗ структуры позволяет разрабатывать новые технологии изготовления изделий с высокими свойствами. Одной ИЗ разработок эксплуатационными таких явилось дисков с регламентировано-градиентной В изготовление радиальном направлении микроструктурой. Такую структуру целесообразно получать с целью обеспечения диску структурной равнопрочности В условиях эксплуатации учитывающей то обстоятельство что разные части диска подвергаются различной температурно-силовой нагрузки. В районе ступицы важны высокие кратковременные свойства, а в полотне и особенно в ободе длительные жаропрочные свойства. Впервые такие исследования были выполнены на примере высоколегированного деформируемого сплава ЭП962 [79], изготовленного по традиционной технологии (литье+деформация). Недавно их повторили в отношении гранульного сплава ЭП741НП, который широко используется в авиадвигателестроении. В исходном состоянии этот сплав имел крупнозернистую структуру с внутризеренными наноструктурированными когерентными выделениями интерметаллидной у'-фазы [80]. В таком структурном состоянии сплав ЭП741НП проявляет высокий уровень жаропрочных свойств. Заготовки из данного сплава были подвергнуты двухстадийной деформационно-термической обработке (ДТО) с понижением температуры деформации и отжига. После высокотемпературной ДТО в интервале температур 1150–1125°С в сплаве была сформирована УМЗ структура типа микродуплекс с размером зерен у и у'-фаз 5,2 мкм и 2,8 мкм соответственно. На второй стадии низкотемпературной ДТО, которая была осуществлена в интервале температур 1000-950°С, удалось дополнительно измельчить микродуплексную структуру и в результате такой обработки получить УМЗ структуру с размером зерен γ и γ' -фаз менее 1мкм, т.е. получить структуру типа субмикродуплекс. В этом состоянии сплав проявляет сверхпластические свойства при температуре 900°С, которая фактически соответствует температуре старения и близка к температурному режиму

эксплуатации дисков из сплава ЭП41НП в составе авиадвигателя. Далее сплав подвергли специальной обработке и в диске получили три типа микроструктуры микродуплексную в ступице, типа ожерелье в полотне и крупнозернистую в ободной части диска. После определенной термообработки оценили кратковременные и длительные(жаропрочные) механические свойства сплава (табл. 2.10).

Таблица 2.10

Параметры	T, ℃	d, мкм	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	а _н , МДж/м²	HB
	20		1652	1122	23,1	15,3	0,29	426
	20	10	1644	1116	24,1	22,1		
	650	10	1404	1055	23,3	19,7		
	650		1404	1062	24,4	21,0		
ТУ	20	>>10	≥1421	≥1000	≥13	≥15	≥0,39	<i>312÷425</i>

Кратковременные механические свойства гранульного сплава ЭП741НП, подвергнутого нанотехнологической обработке

Результаты показали значительное повышение свойств гранульного наноструктурированного сплава ЭП741 НП по сравнению с его обработкой по традиционной технологии [81].

Глава 2.4. Особенности наноструктурирования никелевых суперсплавов

Известны два подхода к формированию УМЗ структуры с зернами микрокристаллического диапазона 1–10 мкм в крупногабаритных заготовках. Оба подхода основаны на использовании процесса горячей динамической рекристаллизации жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) в двухфазной (ү+ү') области. В первом случае рекристаллизации осуществляется в ходе прямого прессования слитка или порошковой заготовки с большими степенями деформации. Такой подход был разработан в США и известен, как гэторайзин процесс (the GatorisingTM Forging Process) [82], его осуществляют, применяя мощные горизонтальные гидравлические пресса усилием свыше 18 тысяч тонн. Второй подход был назван методом деформационно-термической обработки метода (ДТО). Сущность этого заключается В проведении высокотемпературной дробной осадки цилиндрических заготовок со степенью деформации ≥70% и промежуточными последеформационными отжигами. Деформацию заготовок осуществляют в квазиизотермических условиях с использованием вертикального гидравлического пресса усилием 1600 тонн, оснащенного изотермическим штамповым блоком с рабочей температурой до

950–1000° С [1, 75]. Метод ДТО был разработан в России в 80-х годах прошлого века в Уфимском авиационном институте (в настоящее время УГАТУ). В дальнейшем его использовали для получения заготовок диаметром 450÷550мм с ультрамелкозернистой структурой, из которых в условиях сверхпластичности раскатывали диски диаметром 600÷800 мм для газотурбинных двигателей (ГТД).

Сравнительно недавно возникла потребность получать в ЖНС более мелкозернистую структуру субмикро и нанокристаллического диапазона. Такая структура позволяет получать качественные неразъемные соединение ЖНС путем сварки давлением В температурно-скоростных условиях низкотемпературной сверхпластичности [83-87]. Принимая во внимание низкие технологические свойства этих сплавов с исходной крупнозернистой структурой для формирования НК структуры стали использовать такой метод ИПД, как кручение диска под давлением (КД). В результате КД в тонкостенном используют диске формируются наноразмерные зерна, его И как промежуточную прокладку свариваемыми между давлением под R температурно-скоростных сверхпластичности условиях заготовками ИЗ, Поскольку например, одноименных сплавов. получение антиподного жаропрочности наноструктурного состояния не характерно для ЖНС, то ниже приведем детальные результаты формирования НК структуры не только в сложнолегированных сплавах, но и на примере их матричной основы – в нихроме, при кручении под давлением.

2.4.1. Формирование нанокристаллической структуры кручением под давлением

Детальные исследования закономерностей формирования нанокристаллической структуры при ИПД кручением под давлением были проведены в работах [88, 89] на однофазном сплаве X20H80 (20% Cr и 80% Ni), который широко известен под названием нихром. В исходном состоянии в образцах из сплава Х20Н80, представлявших собой диски размером Ø10 мм×0,7 мм, средний размен зерен ү-фазы был равен 80 мкм. ИПД образцов осуществляли комнатной кручением при температуре пол квазигидростатическим давлением 6 ГПа. Истинную степень деформации для точек образца, расположенных на радиусе r, определяли по формуле:

$$\varepsilon = \frac{1}{H} \int_{0}^{0} \sqrt{V^{2} + \frac{R_{o}^{2} \dot{\omega}^{2}}{3}} dt, \qquad (2.22)$$

где V – скорость осадки, r – радиус диска, $\dot{\omega}$ – угловая скорость, H – толщина диска в мм.

После кручения оценивали размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и относительную микродеформацию решетки по физическому

уширению дифракционных максимумов (111) и (222). По отпечаткам алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ–3 при нагрузке 0,2 кг и выдержке 10 с погрешностью не более 5%. определили микротвердость. С целью оценки стабильности сформированной структуры проводили в воздушной атмосфере отжиги в интервале температур 100–300°С, а также в вакуумной печи при температурах 400–600°С – с выдержкой в течение 1 ч.

Результаты измерения микротвердости сплава в зависимости от степени деформации (рис. 2.39) показали немонотонное упрочнение с ростом степени деформации. Интенсивный рост микротвердости с 1,2 ГПа до 2,6 ГПа наблюдался вначале деформации до $\varepsilon = 1$. Далее при $\varepsilon = 1-1,7$ микротвердость почти практически не изменялась. Затем при деформации свыше 1,7–2,5 вновь наблюдается её интенсивный рост до значения 4,2 ГПа.



Рис. 2.39. Зависимость микротвердости сплава Х20Н80 от степени ИПД

При последующем увеличении степени деформации вплоть до 5,5 происходит слабое приращение микротвердости до значения 4,6 ГПа. В целом приведенный график упрочнения согласуется с экспонентным ростом плотности дислокаций по мере нарастания деформации.

Структурные изменения сплава соответствовали рассмотренному механическому поведению сплава. На начальной стадии деформации происходило резкое увеличение плотность дислокаций: наблюдались в клубки и сплетения дислокаций, образовывались ячейки с высокой плотностью дислокаций в стенках (несовершенных границах ячеек) и небольшая плотностью этих дефектов в объеме ячеек (рис. 2.40а). Средний размер ячеек при *e*=1 составляет около 500 нм. Наряду с областями с ячеистой структурой в виде блоков, размером 1-3 мкм, ограниченные плотными дислокационными стенками, наблюдалась однородная ячеистая структура и, так называемая, «параллелограммная» дислокационная структура [90]. Размытые В азимутальном направлении рефлексы на электронограммах, свидетельствует о

наличии малых непрерывных разориентировок в структуре материала. Дифракционные рефлексы от «параллелограммной» структуры вытянуты больше, чем в однородной ячеистой структуры: соответственно, на 5°–10° и на 2°–3°(рис. 2.40б). С увеличением *е* до 1,7 вытянутость рефлексов достигает 10° –15°, а средний размер ячеек становится меньше и составляет около 300 нм.

После деформации с є = 2,5 размер ячеек уменьшается до 100 нм и наблюдается увеличение вытянутости дифракционных рефлексов, которые образуют кольца. Вытянутость рефлексов достигает десятков градусов. Обнаруживаются несколько отдельных дифракционных рефлексов, так называемых уколов, что свидетельствует о формировании первых кристаллитов. Средний размер кристаллитов соответствует размеру ячеек и примерно равен 100 нм.



Рис. 2.40. Микроструктура сплава, подвергнутого ИПД со степенью e=1. а – однородная ячеистая структура; б – участки с ячеистой и параллелограммной структурами и соответствующие им электронограммы

Дальнейшее увеличение степени деформации до *e*=3,5 приводит к образованию однородной смешанной структуры, в которой наблюдаются скопления дислокаций высокой плотности и кристаллиты со средним размером

около 80 нм (рис. 2.41б). На электронограммах рефлексы образуют кольца, причем некоторые рефлексы вытянуты в азимутальном направлении. Внутри часто можно наблюдать кристаллитов полосы Myapa, что позволяет По наличие зеренной структуры. специфическому предположить дифракционному контрасту на границах зерен можно судить об очень высокой плотности зернограничных дислокаций. Наблюдение структуры в темном поле доказывает формирование зеренной структуры (рис. 2.41в). Повышение степени деформации от *e*=4,5 до *e*=5,5 приводит к увеличению объемной доли кристаллитов и уменьшению их среднего размера до 50 нм (рис. 2.41г). После *e*=5.5 деформации co степенью отдельные рефлексы образуют на 0.5 MKM^2 , электронограммах, полученных от области площадью Наблюдается концентрические увеличение кольца. доли равноосных рефлексов. Однако сформированная зеренная структура остается сильно неравновесной. Плотность дислокаций в зернах настолько высока, ЧТО дислокации не разрешаются даже при высоком увеличении.



Рис. 2.41. Микроструктура сплава, подвергнутого ИПД: a – e=2,5; б – e=3,5; в – e=3,5 (темнопольное изображение); г – e=5,5

Рентгеноструктурный анализ деформированных образцов показал, что величина относительной микродеформации решетки $\Delta a/a$, по которой можно

судить об уровне упругих внутренних напряжений, повышается с увеличением степени деформации (Рис. 2.42). Наибольший рост наблюдается при степенях деформации $e \le 1,7$, затем микродеформация достигает 0,2%. В интервале степеней деформации e=1,7-5,5 микродеформация постепенно возрастает до 0,33%. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D резко уменьшается в интервале степеней деформации e=1-3,5 и достигает примерно 30 нм. При увеличении деформации до e=5 значительных изменений размера ОКР не происходит. Небольшое увеличение размера ОКР наблюдается при e=5,5.

Итак, сформированная при ИПД е=5,5 НК структура характеризуется размером зерен ~50 нм, высоким значением микронапряжений (0,33%) и микротвердостью 4,6 ГПа, что в 4 раза превышает микротвердость сплава в крупнозернистом состоянии.

Изучение термической стабильности НК структуры сплава X20H80 в процессе отжига проводили на образцах, подвергнутых ИПД со степенью *e*=5,5, после часовой выдержки при температурах 100–600°С. Отжиг при температурах 100–400°С не приводит к заметным структурным изменениям сплава. Средний размер зерен остается на прежнем уровне (50 нм).



Рис. 2.42. Зависимость величины относительной микродеформации (Δ*a/a*) и размера ОКР (*D*) от степени ИПД сплава X20H80

Наблюдается некоторое уменьшение плотности дислокаций внутри зерен. Границы зерен становятся более четкими. После отжига 500°С размеры зерен возрастают до 80 нм (рис. 2.43 а), наблюдается образование отдельных двойников, свидетельствующих о некотором снятии внутренних напряжений. Повышение температуры до 600°С приводило к существенному увеличению размера зерен до размера *d*=340 нм (рис. 2.43 б). На границах зерен появился характерный для высокоугловых границ полосчатый контраст, и большая часть зерен становится свободным от дислокаций.



Рис. 2.43. Микроструктура сплава X20H80, подвергнутого ИПД (*e*=5,5) и отжигу: а – T=500°С, 1 ч; б – T=600°С, 1 ч

Изменение микротвердости после различных температур отжига показано на рис. 2.44а. Отжиг при 100–300°С приводит к небольшому уменьшению микротвердости примерно до 4,2 ГПа. В интервале температур 400–500°С наблюдается аномальное повышение микротвердости до уровня 5,2–5,4 ГПа, который превышает исходный, соответствующий неотожженному НК состоянию. Существенное снижение микротвердости до 3,6 ГПа происходит после отжига при температуре 600°С.



Рис. 2.44. Зависимость микротвердости и параметров структуры сплава X20H80, подвергнутого ИПД, от температуры отжига: а – микротвердость (*Hv*), средний размер зерен (*d*); б – относительная микродеформация (*Δа/a*), размер ОКР (*D*)

По данным рентгеноструктурного анализа было обнаружено, что с увеличением температуры отжига в интервале 100–500°С наблюдается монотонное уменьшение величины относительной микродеформации до 0,07% (рис. 2.44 б). Отжиг при 600°С приводит практически к полному снятию микронапряжений. Размер ОКР остается в пределах 30–38 нм при температурах нагрева 100–400°С, и увеличивается до 50 нм при температуре 500°С.

В целом исследования показывают, что в сплаве Х20Н80 в процессе ИПД при комнатной температуре (0,18 Т_{пл}) формируется НК структура. Процесс формирования такой структуры носит стадийный характер, что коррелирует с данными изменения микротвердости и рентгеноструктурного анализа. На начальной стадии деформации в интервале степеней е=0-1 происходит аккумуляция решеточных дислокаций, которая приводит к интенсивная кристаллической сильному изгибу-кручению решетки. Существенно возрастают значения относительной микродеформации решетки И микротвердости.

На второй стадии при є=1-2,5 продолжается интенсивное накопление дислокаций, и одновременно процессы образования низкоэнергетической дислокационной структуры, проходящие неоднородно поскольку, деформация локализуется в полосах. В отличие от однородной ячеистой структуры с минимальным размером ячеек около 1 мкм, присущей областям однородной полосах деформации возникают деформации, В разориентированные относительно друг друга ячейки, ограниченные дислокационными стенками. Вследствие сложной схемы деформации, сочетающей осадку и кручение, локализации деформации распространяются все большие полосы на расстояния. В результате чего с увеличением степени деформации процессы интенсивного измельчения структуры охватывают все больший объем материала. Дальнейшая деформация *e*=3,5–5,5 приводит к формированию зерен.

Возвращаясь к ОКР следует отметить, что их размеры коррелируют с уменьшением размеров дислокационных ячеек и рекристаллизованных зерен. В интервале e=2,5-5 размер ОКР меньше, чем размер рекристаллизованных зерен, что, очевидно, объясняется высокой плотностью дислокаций внутри новых зерен. Постепенное совершенствование наноструктуры с увеличением степени ИПД приводит к тому, что средний размер зерен, рассчитанный по данным ПЭМ, становится примерно равным размеру ОКР, определенному рентгеновским методом.

Вышеприведенные результаты в работе [91] интерпретировали процесс измельчения как низкотемпературную динамическую рекристаллизацию, обусловленную накоплением чрезвычайно больших упругих напряжений [92]. Источниками этих внутренних напряжений являются неравновесные границы зерен, содержащие зернограничные дислокации высокой плотности [93], а

также высокая плотность дислокаций внутри нанозерен. Поля напряжений, создаваемые этими источниками, обеспечивают большие упругие развороты кристаллической решетки внутри нанозерен. Нисколько не сомневаясь в результатах структурных исследований следует заметить, что механизм формирования большеугловых границ, как результат преобразования упругих разворотов в неупругие пластические перемещения, не ясен, поскольку наличие жестких соседей не позволяет зернам совершать ротационные повороты, а их одновременная согласованная ротация маловероятна. Также нет ясности, почему процесс измельчения отнесен к рекристаллизации, который, как известно, включает стадию образования её центров-большеуговых границ с большой кривизной изгиба и кручения и их миграции, приводящей к росту сопровождающемуся существенной релаксацией зерен внутренних напряжений. Напротив, эксперименты показывают на существенное упрочнение сплава при формировании НК структуры, которое при небольшом уровне давлений при кручении приводит к разрушению.

ΗК Сильнонеравновесное энергетическое состояние структуры, сформированной при ИПД, обусловливает ее неустойчивость при нагреве. Изучение влияния температуры отжига позволило установить температурный предел сохранения НК структуры. При низких температурах отжига (100-400°С), где заметных структурных изменений не наблюдается, вероятно, происходят только процессы возврата, в частности, перераспределение и дислокаций. Наблюдающийся аннигиляция при температурах отжига 400-500°C аномальный рост микротвердости, вероятно, связан С формированием в сплаве при этих температурах структуры ближнего порядка. Об аномальном поведении механических свойств и электросопротивления нихрома, связанном с ближним упорядочением, в данном температурном интервале сообщалось ранее в [94].

небольшое Температурой, при которой начинается изменение микроструктуры и рост зерен до 80 нм, является 500°С. При этом мигрирующие границы зерен, вероятно, освобождают участки зерен от дислокаций, что способствует снижению внутренних напряжений. Повышение температуры 600°C отжига до приводит к интенсивному развитию процессов рекристаллизации, которые почти полностью снимают внутренние напряжения и формируют равновесную ультрамелкозернистую структуру субмикронного размера.

Итак, НК структуру сплава X20H80 можно считать термически стабильной вплоть до температуры 500°С (0,46 Т_{пл}), которая гораздо выше температурного предела стабильности НК чистого никеля – 230°С (0,29 Т_{пл}) [92]. Это, вероятно, обусловлено разницей в величине ЭДУ и, следовательно, в ширине расщепленных дислокаций: низкая подвижность сильно расщепленных дислокаций в сплаве X20H80 препятствует интенсивному развитию процессов

возврата и статической рекристаллизации при более высоких гомологических температурах, чем в никеле.

Таким образом, установлено, что в сплаве Х20Н80 В процессе низкотемпературной (0,18Т_{пл}) ИПД происходит формирование НК структуры дислокационной путем стадийного изменения микроструктуры. Резкое увеличение плотности решеточных дислокаций на начальном этапе деформации (e=0-1) продолжается образованием (e=1-2,5) ячеистой И фрагментированной (микрополосовой) структур. При высоких степенях деформации (е=2,5-5,5) наблюдается процесс уменьшения размеров ячеек и фрагментов и одновременного увеличения разориентировок их границ, что приводит к образованию отдельных нанокристаллитов, размер которых с увеличением степени деформации уменьшается от 100 нм до 50 нм.

Сформированная при ИПД e=5,5 НК структура характеризуется чрезвычайно высоким значением относительной микродеформации (0,33%) и микротвердостью (4,6 ГПа), в 4 раза превышающей микротвердость сплава в крупнозернистом состоянии. Показано, что сильно неравновесное состояние НК структуры обусловливает микроструктурные изменения при нагреве. При отжиге в интервале температур 100–500°С происходят процессы возврата, приводящие к снижению внутренних напряжений. Повышение температуры отжига до 600°С вызывает протекание статической рекристаллизации и формирование ультрамелозернистой структуры с размером зерен менее 1мкм.

Сравнительный анализ полученных результатов с данными для чистого никеля [4] позволил выявить влияние ЭДУ на процессы формирования НК структуры и ее термостабильность. Низкая ЭДУ в сплаве X20H80 обусловливает формирование НК структуры с меньшим размером зерен, чем в никеле (50 нм и 170 нм, соответственно). Кроме того, низкая ЭДУ обеспечивает относительно большую термическую стабильность НК структуры сплава X20H80 (до 0,46 Тпл) по сравнению с НК никелем (до 0,29 Тпл).

В целом полученные данные находятся В согласии c не рекристаллизационной интерпретацией формирования наноструктуры заключающейся в выше рассмотренном механизме образовании границ деформационного происхождения. В соответствие с ним сначала образуется ячеистая структура. Затем вследствие образования стыковых дисклинаций испускаются диполи частичных дисклинаций, перемещающиеся по границам ячеек, что приводит сначала к формированию полосовых границ с угловыми разориентировками 10–15 градусов. По мере нарастания деформации размеры ячеек и толщина полос уменьшаются, а вследствие немонотонности процесса образования кручения происходит пересечения микрополос И субмикрокристаллических зерен. Наноразмерные формируется зерна В результате сдвиговой деформации внутризеренной смены ОТ кристаллографической к зернограничной, приводящей к формированию полос

Эти представления согласуются ведущей микросдвига. с ролью В структурообразовании закономерностей механики большой пластической деформации. В ходе такой деформации под воздействием кососимметричного тензора поворота происходит изменение ориентации тензора деформации. Это обеспечивает выполнение принципов совместности деформации И несжимаемости материала и соответственно ведет к образованию ячеистой и пересекающейся между собой микрополосовой структуры.

Формирование ΗК структуры В ЖНС многом BO аналогично рассмотренному на примере нихрома. Отличие деформационного поведения сложнолегированного ЖНС от нихрома связано с присутствием в них когерентных упрочняющих интерметаллидных частиц. По этой причине с усложнением состава величина микронапряжений с ростом деформации повышается в большей мере, чем в нихроме [88]. О чем можно судить по рис. 2.45, где приведены зависимости микротвердости от степени деформации, с которой коррелирует величина микронапряжений. Анализ изменения величины областей когерентного рассеяния также, как и в нихроме показал, что их размер с ростом степени деформации уменьшается, что хорошо согласуется с результатами электронно-микроскопических исследований.



Рис. 2.45. Зависимости изменения микротвердости от степени деформации при комнатной температуре

Детально влияние ИПД на структуру и свойства никелевых сплавов изучено в работах [95–97]. В частности, в никелевых сплавах типа ЭП962, Inconel 718 и ПДУ-1 зерна размером 20...50 нм с высокоугловыми границами зерен происходит при е=5,5 оборотах. Особенностью сплава Inconel 718 является то, что, как и в сплаве X20H80, происходит образование полос деформационного происхождения сначала в одном направлении, а при увеличении степени деформации в двух направлениях. К особенностям сплава

ПДУ-1 можно отнести появление зёренной структуры на более ранних стадиях деформации и формирование НК структуры с минимальным размером зерен 20–30 нм, что, по-видимому, обусловлено высоким содержанием γ' -фазы и частиц Y₂O₃ способствующих развитию множественного скольжения немонотонного деформирования уже после сравнительно небольших степенях накопленной деформации [98].

Термическую стабильность при нагреве изучили в работах [99, 100]. Установлено, что при отжиге происходит преобразование неравновесных границ НК зерен в равновесные границы, о чем свидетельствует наличие полосчатого контраста, характерного для равновесных границ. Наблюдается существенное снижение плотности дислокаций и образование в некоторых зернах у-фазы двойников отжига. Усложнение химического и фазового состава сплавов приводит к росту температуры, при нагреве до которой структура сохраняется НК (≤100мкм). Так, если в сплаве Х20Н80 НК структура стабильна при нагреве до температуры 500°C, то в дисперсионно-твердеющих сплавах Inconel 718 и ЭП962 наноструктура стабильна соответственно при 600 и 700°С, т.е. граница стабильности практически совпадает с температурой начала растворения основной упрочняющей фазы или ее низкотемпературной модификации (метастабильная у"фаза в сплаве Inconel 718, являющаяся низкотемпературной модификацией δ-фазы). Наиболее высокой термической стабильностью обладает НК структура в дисперсионно твердеющем сплаве ПДУ-1. НК структура в этом сплаве стабильна при нагреве до температуры ~800°C [99].

В отличие от сплава ПДУ-1 в дисперсионно-твердеющих сплавах типа ЭП962 и Inconel 718 термическая стабильность НК и субмикрокристаллической (СМК), т.е. УМЗ структуры с размером зерен и второй фазы менее 1 мкм, определяется равновесным содержанием упрочняющей фазы, соответствующим конкретно выбранной температуре отжига или температуре нагрева под деформацию [101, 102]. Исходя из этого, с учетом известного выражения Зенера-Смита, приведенного в работе [103], можно рассчитать температуру отжига, при которой произойдет укрупнение НК структуры, например, до субмикронного размера.

2.4.2. Дробная деформационно-термическая обработка

В результате систематических исследований горячей дробной деформации осуществляемой крупнозернистых никелевых сплавов, В температурно-скоростном режиме сверхпластической деформации [104–106] и промежуточных отжигов, – как выше отмечено процесса ДТО были установлены закономерности формирования в них УМЗ структуры дуплексного типа с микрокристаллическими 1-10 мкм зернами [107-109], а также

дополнительного измельчения структуры до размера менее 1 мкм и далее вплоть до наноструктурного состояния [110, 111]. Здесь лишь приведем основные особенности механического поведения и структурных изменений в результате ДТО для ряда сплавов, отличающихся содержанием и морфологией упрочняющих выделений.

Сплав ЭП962. Испытания сплава ЭП962 на осадку, которые проводились в температурном интервале 750–1100°С со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$, показали (рис. 2.46), что с увеличением температуры деформации напряжения течения снижаются, кривые $\sigma - \varepsilon$ имеют широкий пик, приходящийся на область степеней деформаций $\varepsilon = 1 - 40\%$. Коэффициент упрочнения с ростом температуры деформации уменьшается.



Рис. 2.46. Зависимости напряжения течения от степени деформации сплава ЭП962 при различных температурах при $\dot{\varepsilon} = 7 \cdot 10^{-4} c^{-1}$

После спада напряжения течения в области высоких температур 850–1100°C кривые $\sigma - \varepsilon$ выходят на стадию установившегося течения, а при более низких температурах 750–800°C значения напряжения течения вновь начинают увеличиваться, что связано, по-видимому, с ростом контактных напряжений при деформации образцов. Очевидно также, что при увеличении температуры деформации от 750°C до 1100°C уменьшается и степень деформации, при которой наблюдается пик напряжения течения, от 20 до 5%. Чем выше температура деформации, тем раньше наступает установившаяся стадия течения.

Структура образцов после деформации представлена на рис. 2.47 и 2.48. Видно, что исходные зерна сильно вытянуты в направлении течения материала. С понижением температуры деформации зона локализации пластического течения уменьшается. После деформации наблюдаются границы сильно вытянутых исходных зерен. При этом размер новых рекристализованных зерен соизмерим с расстоянием между частицами γ' -фазы.



Рис. 2.47. Микроструктура сплава ЭП962 после деформации со скоростью $\dot{\varepsilon} = 7.10^{-4} \text{c}^{-1}, \varepsilon = 70\%; a - 750 \text{ °C}, \delta, e - 950 \text{ °C}$



Рис. 2.48. Микроструктура сплава ЭП962 после деформации со скоростью $\dot{\varepsilon}$ =7·10⁻⁴c⁻¹, ε =70%, температура 750°C

Электронно-микроскопический анализ микроструктуры образцов, осаженных при 950°С показал, что при этой температуре формируется частично рекристаллизованная структура типа «ожерелье», представляющая собой цепочку рекристаллизованных зерен субмикронного размера (~0,5 мкм). Полосчатый контраст на границах зерен свидетельствует об их высокоугловой разориентировке (рис. 2.47в).

Снижение температуры деформации до 750°С приводит к существенным изменениям в микроструктуре по сравнению с микроструктурой, сформированной при более высоких температурах (рис. 2.48). Микроструктура

очень неоднородна. Наблюдаются деформационные полосы, а также участки с равноосными дислокационными ячейками размером 0,05–0,1 мкм с широкими стенками, в которых трудно различить отдельные дислокации (рис. 2.48, *a*). Подтверждением того, что в этих участках разориентировка малоугловая, может служить размытие рефлексов на электронограммах. Изучение тонкой микроструктуры выявило также, что в приграничных областях наблюдается формирование отдельных рекристаллизованных зерен нанокристаллического размера (0,05–0,1 мкм).

Поскольку при традиционно используемой исследований ДЛЯ технологической схеме одноосного сжатия максимальная степень деформации обычно не превышает 70-80%, в деформируемом материале УМЗ или НК структура формируется лишь в небольшом объеме (менее 20%). Поэтому изучили возможность осуществления деформационно-термической обработки сплава со снижением температуры обработки вплоть до 0,6-0,5 Тпл [77, 112]. В принципе такую обработку можно осуществить, используя различные процессы деформации: осадку, всестороннюю ковку, прокатку или их комбинацию. Важно, чтобы при этом в очаге деформации создавалось напряжение сжатие и деформирование происходило с небольшими скоростями, не приводящими к интенсивному упрочнению И достаточно протяженными сплава промежуточными отжигами заготовки между её проходами в процессе ДТО. В такой обработки достигается последовательное результате измельчение крупнозернистой в микрокристаллическую структуры: ОТ И далее OT микрокристаллической субмикрокристаллическую В И даже нанокристаллическую дуплексную структуру.

На первом этапе в результате дробной деформационно-термической обработки в интервале температур 1100...1050°С в сплаве ЭП 962 получили МК структура типа микродуплекс с размером зерен ү и ү'-фаз 5 и 1,5 мкм (рис. 2.49).

Далее образцы с МК структурой были подвергнуты дробной деформации с суммарной величиной 65% со скоростью 10^{-3} с⁻¹ при более низких температурах 900...850°С и последующему последеформационному отжигу при тех же температурах в течение 2...8 час [102]. В результате ДТО получили в образцах СМК структуру с размером зерен γ и γ' -фаз 0,1...0,5 мкм (рис. 2.496, г и 2.50в).

Последовательное снижение температуры деформации и отжига приводит к распаду твердого раствора и дисперсной γ' -фаза, которая вовлекается в рекристаллизационный процесс, приводя к последовательному формированию все более мелких зерен согласно соотношению Зенера – Смита [103].

Схема ДТО [106], пролонгированной до низких температур, приводящая к формированию УМЗ структуры дуплексного типа с субмикро- и даже наноразмерными зернами приведена на рис. 2.51.



Рис. 2.49. Микроструктура никелевого сплава ЭП962 после дробной деформации при 975 (а) и 900°С (б, в) с последеформационными отжигами а – отжиг при 975°С, 2 час.; б, в – отжиг при 900°С, 2 час



Рис. 2.50. Эволюция микроструктуры при ИДТО сплава ЭП962 а–крупнозернистая (d_γ=80 мкм, d_γ=1 мкм), гетерогенизирующий отжиг в γ+γ'-области +отжиг при 1100°C, 100 час.; б – МК; в – СМК; г – НК



Рис. 2.51. Схема, отражающая стадийность измельчения микроструктуры ЖНС, упрочняемых изоморфной γ'-фазой в процессе ДТО с поэтапным снижением температуры обработки

Сплав Inconel 718. Для получения дисперсной СМК структуры в этом использовали образцы с микрокристаллической сплаве структурой, подготовленной после ДТО при температуре 850°С [110]. В этом состоянии сплав отличался однородной во всем объёме заготовки микродуплексной структурой с размером зерен 1−2 мкм. Объёмная доля δ-фазы составляет ~20%. Дальнейшую ДТО сплава осуществляли, используя процесс осадки при $\dot{\varepsilon} = 1.5 \cdot 10^{-4} c^{-1}$. температурах 600-800°C co скоростью деформации Механическое поведение сплава, приведенное на рис. 2.52, характеризуется наступлением стационарного течения и даже некоторого разупрочнения после первоначально упрочнения, что характерно для процессов динамической рекристаллизации.

Аналогично сплав ведет себя и при более высоких скоростях деформации $1 \cdot 10^{-2}$, $7 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹, демонстрируя при этом более высокий уровень упрочнения и напряжения на стадии разупрочнения и стационарного течения, рис. 2.53.

Примечательно, что сплав интервале отмеченных скоростей деформации $1,5 \cdot 10^{-4} c^{-1} \dots 10^{-2} c^{-1}$ и температур сплав показал заметную величину коэффициента скоростной чувствительности напряжение течения от скорости деформации m = 0,3, что свидетельствует о наличие признаков СП деформации, возникающей на стадии механического разупрочнения сплава [111].



Рис. 2.52. Зависимости напряжения течения сплава Inconel 718 с МК структурой от степени деформации при скорости $\dot{\mathcal{E}} = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$



Рис. 2.53. Зависимости напряжения течения сплава Inconel 718 с МК структурой от степени деформации при температуре 800°С (а) и 700°С(б)

Анализ микроструктуры образцов, осаженных при температуре 800°С и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 1.5 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ показал, что существенных изменений в структуре по сравнению с исходным состоянием не наблюдается. Средний размер зерен составляет 1,3 мкм (рис. 2.54). В структуре наблюдаются зерна с размером меньше 1 мкм, которые, по-видимому, присутствовали в исходном состоянии, их объемная доля увеличилась до 20% по сравнению с исходным МК состоянием. Границы зерен преимущественно равновесные, о чем свидетельствует типичный для большеугловых границ зерен полосчатый контраст. В теле зерен обнаруживаются дислокации, которые выстраиваются в дислокационные стенки. Частицы δ-фазы свободные от дислокаций и выделены в виде пластин длинной до 1 мкм, толщиной до 0,7 мкм. Наряду с ними обнаруживаются частицы δ-фазы более округлой формы размером 0,5 мкм.







Рис. 2.54. Микроструктура сплава Inconel 718 с исходной МК структурой после деформации со скоростью $1,5 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ $a - 800, \varepsilon = 75\%$; 6, b, $\Gamma - 700, \varepsilon = 68\%$; $\pi, e - 600, \varepsilon = 45\%$

Анализ микроструктуры деформированных образцов при температуре 700°С выявил, что деформация преимущественно локализуется в более мягкой γ-фазе и это приводит к формированию новых рекристализованных зерен размером 0,1–0,3 мкм, объём которых составляет 45%, рис. 2.546. Наряду с неравновесными границами зернами наблюдаются отдельные мелкие зерна с равновесными границами, имеющими полосчатый контраст. Упрочняющая δ-фаза имеет пластинчатую форму со средней длиной пластин 0,5 мкм и толщиной до 0,3 мкм. Внутри некоторых пластин видны отдельные дислокации и дислокационные стенки, возникающие в зоне изгиба пластин. С ростом степени деформации происходит дробление пластин δ-фазы и изменение её морфологии – приобретение более округлых форм.

Со снижение температуры деформации до 600°С формируется заметно неоднородная структура. Возникают деформационные полосы с малоугловыми ячейками в них, что свидетельствует о начале изменения механизма структурообразования от рекристаллизационного к формированию областей разориентации обособленными границами деформационного происхождения. Вместе с тем обнаруживаются также около 10% участков, в которых выявляются отдельные мелкие рекристаллизованные зерна размером меньше 0.1 мкм. Размер частиц б-фазы составляет 250 нм (рис. 2.54e). Ha электронограмме рефлексы расположены в кольцах. Наряду с отдельными рефлексы, рефлексами содержат размытые точечными кольца свидетельствующие о наличие в структуре как рекристаллизованных зерен с высокоугловыми границами, так и субзерен с малоугловыми границами [110].

Рассмотренный процесс ДТО сплава Inconel 718 схематично представлен на рис. 2.55.



Рис 2.55. Схема формирования СМК структуры в сплаве Inconel 718 [98]

Следует отметить, что несмотря на, казалось бы, неблагоприятную пластинчатую форму выделений δ -фазы на практике данный сплав был более технологичен, чем сплав ЭП962. В сплаве ЭП962 упрочняющие частицы γ' -фазы при охлаждении выделяются практически мгновенно, а в сплаве Inconel 718 выделению δ -фазы предшествует инкубационный период длительностью 10–20 мин. Этот период вполне достаточен для достаточно большой деформации сплава, в том числе с применением всесторонней ковки при осуществлении ДТО.

Следует выделить некоторые особенности формирования в этом сплаве НК структуры. На рис. 2.56 приведены зависимости напряжения течения σ_{40} (после осадки на 40%) от температуры деформации образцов из сплава Inconel 718 с различной исходной микроструктурой. Детальные исследования закономерностей трансформации СМК структуры в НК структуру были проведены на образцах, деформированных при температуре – 600°С [98, 110].



Рис. 2.56. Зависимости напряжения течения сплава Inconel 718 от температуры деформации и температурные области формирования МК, СМК и НК структур. **t**_s – температура полного растворения δ-фазы

В исходном СМК состоянии в образцах была сформирована достаточно однородная структура со средним размером зерен γ и δ-фаз ≈ 0,3 мкм, в которой наряду с равновесными межфазными и межзеренными границами рекристаллизованных зерен наблюдали участки зерен с высокой плотностью дислокаций и малоугловыми границами (рис. 2.57).

Анализ изменений микроструктуры деформированных образцов показал, что наряду с возникновением границ деформационного происхождения, обособляющих мелких зерна матрицы происходит фрагментация пластин – фазы. В них формируются стенки поперечных малоугловых границ, которые по мере изгиба пластин увеличивают углы разориентировки, сфероидизируются в конечном счете образуют некогерентные межфазные γ/δ границы по типу высокоугловых внутризеренных границ матрицы.

Дальнейшую деформацию осадкой при температуре 600°С осуществляли при температурах 500–600°С, при которых наблюдали существенный рост напряжения течения (рис. 2.58).



Рис. 2.57. Микроструктура сплава Inconel 718: а) СМК структура; б) структура сплава после деформации на 50% при температуре 600°С; в) НК структура после ИДТО (всесторонняя ковка при температуре 600°С)



Рис. 2.58. Зависимости истинного напряжения течения от степени деформации при осадке сплава Inconel 718 с СМК структурой

Таким образом, на основании анализа результатов исследований можно заключить, пролонгированное до низких температур ~(0,5–0,6) Т_{пл}. ДТО позволяет сформировать в ЖНС УМЗ структуру с зернами СМК и НК диапазона, что важно при формообразовании деталей методами сверхпластической деформации и сварки давлением.

Следует отметить, что разработанный и запатентованный [77, 112, 113] методологический подход, сущность которого заключается в проведении ДТО с постадийным снижением температуры деформации от 0,9–0,8 Тпл до 0,6–0,5 Тпл. Это позволяет получать УМЗ или НК структуры в листовых и объемных полуфабрикатах для широкого круга дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов ЖНС с различным типом упрочняющей фазы, включая ЭП962 и Inconel 718. Так в работах [114–117] были исследованы общие закономерности и отличия в механизмах формирования УМЗ структур типа субмикродуплекс с размером зерен и фаз менее 1 мкм в деформируемых никелевых сплавах ЭК61, ЭП975 и гранульном сплаве типа ЭП741НП. Показано, что на первой стадии обработки за счет развития процессов динамической и последующей статической исходная рекристаллизации крупнозернистая структура преобразуется в УМЗ типа микродуплекс [106] с размером зерен и фаз 1÷10 мкм. На второй стадии обработки при температуре более, чем на 100÷150°С ниже температуры деформации на первой стадии, микродуплексная структура трансформируется в структуру типа субмикродуплекс с размером зерен и фаз менее 1 мкм). Такие структурные состояния были получены во всех исследованных сплавах (рис. 2.59–2.61). Далее на заключительной стадии обработки при температурах, соответствующих температуре старения сплавов, может быть достигнуто дополнительное измельчение структуры вплоть до нанодуплексного структурного состояния (менее 100 нм), в частности, в деформируемом никелевом сплаве ЭК61 (аналоге сплава Inconel 718).



Рис. 2.59. Микроструктура сплава ЭП975 с УМЗ структурой

Отличительной особенность формирования УМЗ структуры с размером зерен менее 1 мкм сплавов в деформируемом сплаве ЭП975 и гранульном сплаве ЭП741НП, изготовленном методом порошковой металлургии, является следующее. На второй стадии ДТО при пониженных температурах (1000...850°C) была сформирована УМЗ структура смешанного типа со

средним размером новых некогерентных выделений ү'-фазы и зерен ү-фазы – 0,8±0,2 мкм (рис. 2.59 и рис. 2.60 в, г). При этом в структуре присутствовали частицы ү'-фазы, крупные которые сохранились также И являются «наследственными», которые были образованы ранее на стадии формирования микродуплексной структуры [109, 118]. Формирование такой структуры, повидимому, обусловлено тем, что при ДТО процессы рекристаллизации преимущественно развивались в более пластичной ү-фазе, в которой при низкотемпературной деформации дополнительно были выделены частицы ү'-фазы субмикронного размера.



Рис. 2.60. Микроструктура сплава ЭП741НП с микродуплексной (а, б) и УМЗ структурой (в, г). Стрелки указывают на ү'-фазу



Рис. 2.61. Микроструктура сплава ЭК61 после ДТО (всесторонней изотермической ковки в интервале температур и 950...850 °C)

Наиболее существенные отличия в деформируемости, механизмах УМЗ заключаются формирования структуры В разной морфологии упрочняющих фаз и в различии инкубационного периода их выделения из твердого раствора исследуемых сплавов, например, для сплавов ЭП975 [(Ni₃(Al, Ti)] и ЭК61 Ni₃Nb. Если в сплаве ЭК61 с неизоморфной б-фазой распаду твердого раствора предшествует достаточно большой инкубационный период (10-15 мин), то в сплаве ЭП975 изоморфная ү'-фаза при охлаждении ниже линии сольвуса выделяется практически мгновенно. Длительный инкубационный период выделения δ-фазы сплаве ЭК61 является В благоприятным фактором, который позволяет весьма эффективно использовать в процессе ДТО технологическую схему всесторонней изотермической ковки для получения однородной во всем объеме деформируемого материала УМЗ или ее дополнительного измельчения вплоть до НК структурного состояния. Так, на примере сплава ЭК61 было показано [116], что посредством ДТО (первая стадия) в интервале температур 950...850 °C во всем объеме формируется УМЗ структура дуплексного типа со средним размером зерен уфазы 0,8±0,2 мкм и частиц δ-фазы размером 0,75±0,15 мкм (рис. 2.61б, в). Снижение нижней температуры ДТО до 750 °С (вторая стадия) в интервале 850...750 С приводит к формированию УМЗ структуры с уменьшенным средним размером зерен γ-фазы и частиц δ-фазы до 0,3±0,1 мкм, приближенной к наноструктурному состоянию.

В заключении данного раздела также приведем важное для технологического применения данные по термической стабильности УМЗ структуры ряда суперсплавов с сопоставлением с их матричной основой – нихромом. Химический состав исследованных материалов приведен в таблице 2.11.

· · 1						'			T		<pre></pre>	
Сплав	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb	Co	W	Y ₂ O ₃	Др. эл.	Фазы
X20H80	0,05	21	-	0,7	0,2	-	-	-	-	-	0,3Mn	γ
MA754	0,05	20	-	I	0,3	0,5	-	-	-	0,6		$\gamma + Y_2O_3$
Inconel 718	0,05	19	3,1	18,5	0,5	1,0	5,1	0,1	-	-	0,025B	$\gamma + \gamma''(\delta)$
ЭП962	0,10	13,1	4,6	0,6	3,2	2,6	3,4	10,7	2,8	-	-	$\gamma + \gamma'$
ПДУ-1	0,10	10,1	-	-	6,8	-	_	-	7,5	1,2	1,3O ₂	$\gamma + \gamma' + Y_2O_3$

Содержание химических элементов исследуемых материалов, % вес (Ni – основа)

Таблица 2.11

Детальное описание исследований приведено в работах [99, 100]. Здесь лишь представлены результаты исследований по влиянию фазового состава и типа упрочнения суперсплавов на основе никеля на термическую стабильность УМЗ структуры. На рис. 2.62 приведены зависимости влияния температуры отжига на размер зерен суперсплавах на основе никеля.



Рис. 2.62. Зависимость среднего размера зерен от температуры отжига СМК сплавов в течение 2 час

Нетрудно видеть, что стабильность УМЗ структуры в сплавах коррелирует с усложнением их химического состава и, в частности, с содержанием элементов, образующих в сплавах упрочняющие частицы. По этой причине в дисперсно-упрочненных сплавах МА 754 и ПДУ-1 структура стабильна вплоть до температуры плавления вследствие наличия в них элементов, образующих керамические тугоплавкие частицы Y₂O₃. В сплаве Inconel 718 рост зерен возникает по мере приближения температуры нагрева к линии сольвуса – растворения интерметаллидной фазы, а в нихроме при температуре характерной для температуры первичной рекристаллизации.

Резюме по 2 части

Деформационные технологий формирования УМЗ и HC объемных материалов представляет собой новое направление в материаловедении и обработке металлов давлением. Применяемые для этого методы называют поразному: интенсивной пластической деформации, SPD. методы мегапластические деформации или просто большие деформации. Независимо все ЭТИ методы преследуют главную OT названия цель наделить кристаллические материалы высокими физико-механическим свойствами путем них УМЗ структуры вплоть формирования в ДО предельно малых наноразмерных зерен с большеугловыми границами произвольного типа.

В настоящее время используют два основных подхода к решению этой задачи. Первый подход, получивший название «снизу-вверх», он заключается в поэлементной сборке таких зерен из атомов и их кластеров. Для этого используют, используя туннельные микроскопы. Такой подход применяют для создания весьма миниатюрных деталей для радиотехнических и электронных устройств. Второй подход назван «сверху вниз», он основан на пластической деформации и позволяет получать объемные материалы конструкционного назначения. На первый взгляд второй подход представляется парадоксальным, В кристаллических материалах пластическая деформация поскольку развивается существенно неоднородно. Она локализуется в определенных кристаллографических системах, приводя смещению одних массивных частей материала по отношению к другим, при этом сдвигаемые части на много порядков по размерам больше, чем области, в которых происходят сдвиги. Заставить металл измельчаться путем множества сдвигов, происходящих на расстоянии размера нанозерен, инструментальными средствами невозможно. Такие сдвиги неневозможно получить даже при тонком точении материала острым резцом. Толщина срезаемого слоя - стружки, на много порядков больше размера нанозерен, тем более это невозможно сделать посредством кузнечных инструментов, воздействующих на большую площадь заготовки.

Выручают собственные «автоматические» закономерности развития пластической деформации на микроуровне. Самоорганизация дефектов кристаллической структуры – носителей пластической деформации, такова, что они создают не только сдвиговые, но и ротационные моды деформации, что приводит к измельчению исходной структуры. Вместе с тем одни лишь собственные закономерности деформации на микроуровне недостаточны для Необходима накопления больших деформации. организация процесса деформации на макроуровне. Существенную роль здесь играет немонотонный и нестационарный характер деформации, благодаря которому в процесс деформации вовлекаются новые участки материала. Это не только повышает ресурс пластичности материала, но и повышает однородность деформации и

формируемой структуры. Так происходит при традиционных методах ИПД: РКУП, кручение под давлением, всесторонней ковка и других. Однако для повышения эффективности методов ИПД, прежде всего производительности и размеров заготовок с УМЗ структурой необходимы разработка и совершенствованием комбинированных и совмещенных методов ИПД, именно таким методам, как показывает их обзор в части 1, уделяется наибольшее внимание.

Список литературы к части 2

1. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.

2. Мартин Дж., Доэрти Р. Стабильность микроструктуры металлических систем / Пер. с англ. Под ред. В.Н. Быкова. – М.: Атомиздат, 1978. – 280 с.

3. Бриджмен П.В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Издательство иностранной литературы, 1955. – 444 с.

4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000.

5. Harai Y., Ito Y., Fujioka T., Edalati K., Horita Z. Use of Ring Sample for High-Pressure Torsion and Microstructural Evolution with Equivalent Strain // Materials Science Forum. – 2008. – Vols. 584–586. – Pp. 191–196.

6. Lapovok R., Pougis A., Lemiale V., Orlov D., Toth L.S., Estrin Y. Severe plastic deformation processes for thin samples // Journal of Materials Science (Impact Factor: 2.31). 01/2010. 45(17). Pp. 4554–4560.

7. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И. и др. Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях // Физика металлов и металловедение. – 1986. – Т. 61. – С. 1170–1177.

8. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.

9. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Valiakhmetov O.R., Mironov S.Yu., Semiatin S.L. Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing // Scripta Materialia. – 2004. – No. 51. – Pp. 1147–1151.

10. Патент РФ № 2315117. Способ деформационной обработки материалов и устройство для его осуществления // Братчиков А.Д., Шаркеев Ю.П., Колобов Ю.Р. и др. Опубл. 20.01.2008.

11. Ковка и штамповка: справочник: в 4-х т. Холодная объемная штамповка / под. ред. Г. А. Навроцкого. – М.: Машиностроение, 1987. – Т. 3. – 384 с.

12. Бейгельзимер Я.Е., Сынков С.Г., Орлов Д.В. Винтовая экструзия // Обработка металлов давлением. 2006. №4. С. 17–22.

13. Шевелев А.И., Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н. и др. Деформационная обработка вторичного алюминия и алюминийсодержащих отходов – Донецк: Ноулидж, 2010. – 270 с.

14. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. Процессы пластического структурообразования металлов. – Минск: Навука и тэхника, 1994. – 232 с.

15. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.С., Копылов В.И. Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Металлы. – 1981. – Т.1. – С. 115–123.

16. Shahbaz M., Pardis N., Ebrahimi R. et al. A novel single pass severe plastic deformation technique: Vortex extrusion // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – No. 530. – Pp. 469–472.

17. Khoddam S., Farhoumand A., Hodgson P.D. Upper-bound analysis ofaxisymmetric forward spiral extrusion // Mech Mater. – 2011. – 43(11). – Pp. 684–692, Khoddam S., Farhoumand A., Hodgson P.D. Axi – symmetric forward spiral extrusion, a kinematic and experimental study // Mater Sci Eng A. – 2011. – 528(3). – Pp. 1023–1029.

18. Chengpeng Wang, Fuguo Li, Hongya Lu, Zhanwei Yuan, Bo Chen Optimization of structural parameters for elliptical cross-section spiral equal-channel extrusion dies based on grey theory // Rare Metal Materials and Engineering. April 2013. Volume 42. Issue 4. Pages 679–683.

19. China Patent 201862645 A variable-channel device for preparating ultrafine – grained copper/aluminum wire // Wang C., Li .F, Chen B. 15.06.2011.

20. Патент РФ. № 2172350. Устройство для деформационной обработки заготовок / Утяшев Ф.З., Кайбышев О.А., Валитов В.А. // Опубл. 20.08.2001.

21. Патент РФ № 2159162 Способ обработки заготовок из металлов и сплавов / Утяшев Ф.З., Кайбышев О.А., Валиахметов О.Р. // Опубл. 20.11.2000.

22. Green D. // J.Inst Metals., 1972. V. 100. P. 295.

23. Рааб Г.И., Валиев Р.З. // Цветная металлургия, 2000. № 5. С. 50.

24. Рааб Г.И., Валиев Р.З. Раноканальное угловое прессование по схеме conform длинномерных наноструктурных полуфабрикатов из титана // Кузнечно-штамповочное производство. – 2008. – № 1. – С. 21–27.

25. Рааб Г.И., Шибаков В.Г., Рааб А.Г. Перспективные методы ИПД для получения наноструктурированных металлических материалов // Современные металлические материалы и технологии (СММТ'2015): Сб. тр. Межд. научно-технич. конф. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2015. 1933 с.

26. Raab G.I., Raab A.G., Shibakov V.G. Analisis of shear deformation scheme efficiency in plastic structure formation processes // Metalurgija. – 2015. – Том 54. – Выпуск 2. – С. 423–425.

27. Патент РФ № 2519078 Способ совмещенного литья, прокатки и прессования и устройство для его реализации / Рааб Г.И., Сидельников С.Б., Довженко Н.Н., Гималтдинова Э.И. // Опубл. 10.06.2014.

28. Патент РФ № 2560474 Способ непрерывного равноканального углового прессования металлических заготовок в виде прутка // Рааб Г.И., Фахретдинова Э.И., Капитонов В.М., Валиев Р.З. // Опубл. 20.08.2015.

29. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков С.Г и др. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии // Физика и техника высоких давлений. 1999. Т. 9. № 3. С. 109.

30. Ефимова Ю.Ю., Емалеева Д.Г., Мохнаткин А.В. и др. Формирование субмикрокристаллической структуры и свойств сталемедной проволоки в процессе равноканальной угловой протяжки / Межрегион. сб. науч. тр.: под ред. Колокольцева В.М.. Вып. 7. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. С. 60–64.

31. Huang J.I., Zhu I.T., Jiang H. // ActaMater., 2001. V. 49. № 9. P. 1497.

32. Патент РФ № 2224801 Способ получения лент с аморфной структурой / Савельев А.Н., Савельева Н.А. // Опубл. 19.10.1999.

33. Патент РФ №2467816 Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением с кручением. / Чукин М.В., Полякова М.А., Голубчик Э.М., Рудаков В.П., Носков С.Е., Гулин А.Е. // Опубл. 27.11.2012.

34. Салимгареева Г.Х. Структурообразование и формирование свойств в титановых прутках, полученных комбинированной ипд-технологией: автореф. дис. ... канд. тех. наук / Салимгареева Гульназ Халифовна – Уфа, 2009. – 19 с.

35. Чукин М.В., Копцева Н.В., Никитенко О.А., Ефимова Ю.Ю. Механические свойства углеродистой конструкционной стали с ультрамелкозернистой структурой // Черные металлы, спец. выпуск, 2011. С. 5459.

36. Патент РФ № 2347633 Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом / Рааб Г.И., Рааб А.Г. // Опубл. 27.02.2009.

37. Raab G.I., Fakhretdinova E.I., Kapitonov V.M., Scryabin I.V., Ryzhikov O.L. Aspects of industrial use of the Multi-ECAP-Conform technique The 5th International Symposium on BULK NANOSTRUCTURED MATERIALS: from fundamentals to innovations. 2015.

38. Фахретдинова Э.И., Рааб Г.И., Ганиев М.М., Рыжиков О.Л. Влияние геометрии формообразующей оснастки на напряженно-деформированное состояние процесса Мульти-РКУП-Конформ. Инновации в материаловедении. Вторая Всероссийская молодежная научно-техническая конференция с международным участием: сб. тезисов докладов. 2015.

39. Рааб Г.И. Валиев Р.З. Получение нанокристаллического титана // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 9. С. 27–31.

40. Valiev R.Z., Semenova I.P., Latysh V.V., Shcherbakov A.V., Yakushina E.B., Nanostructured Ti for biomedical application: new developments and challenges for commercialization // Nanotechnologies in Russia. 2008. Vol. 3, Nos. 9–10. Pp. 593–601.

41. Valiev R.Z., Semenova I.P., Latysh V.V., Rack H., Lowe T.C., Petruzelka J., Dluhos L., Hrusak D., Sochova J. Nanostructured titanium for biomedical applications // Adv. Eng. Mater. 2008. 10, No. 8. Pp. B15-B17.

42. Рааб Г.И., Валиев Р.З. Равноканальное угловое прессование по схеме «Конформ» длинномерных наноструктурных полуфабрикатов из титана // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2008. – № 1. – С. 21–27.

43. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 5. – С. 24–29.

44. Inaekyan K.E., Prokoshkin S.D., Brailovski V. et al. // Mater.Sci. Forum. 2005. Pp. 503–504, 597–602.

45. Prokoshkin S.D., Korotitskiy A.V., Brailovski V. et al. // Acta Mater. 2004. 52. Pp. 4479–4492.

46. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

47. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F., Editors. Shape Memory Alloy: Fundamentals, Modeling and Applications // Montreal: ETS Publ. 2003. 851 p.

48. Udovenko V.A., Potapov P.L., Prokoshkin S.D. et al. // Proc. Int. Symp. On Shape Memory Alloys, Quebec City: CIMMP. 1999. Pp. 503–510.

49. Stolyarov V.V., Ermolenko A.S., Gunderov D.V., Popov A.G., Raab G.I., Puzanova T.Z., Valiev R.Z., Gaviko V.S. and Belozerov E.V. Equal-Channel Angular Pressing. Microstructure and Hysteresis Properties of Ultrafme-Grained Pr20Fe73.5B5Cu1.5 Alloy // Proc. 8th European Magnetic Materials and Application Conference, Baryakhtar, V.G., Ed., Kyiv. Ukraine. 2000. Pp. 265–268.

50. Патент РФ №2266973 Способ получения ультрамелкозернистых сплавов с эффектом памяти формы / Столяров В.В., Валиев Р.З., Пушин В.Г., Прокофьев Е.А., Рааб Г.И., и др. // опубл. 27.12.2005.

51. Хмелевская И.Ю., Трубицина И.Б., Прокошкин С.Д., Добаткин С.В., Столяров В.В., Прокофьев Е.А. Структура и функциональные свойства сплавов Ті-Ni с эффектом памяти формы, подвергнутых интенсивной пластической деформации // НАНО СПД – 2: Материалы международного симпозиума. – Вена: Вайли – ВЦХ Верлаг. – 2004. – С. 170 – 176.

52. ГОСТ 30247.0–94 «Конструкции строительные. Методы испытаний на огнестойкость. Общие требования».

53. ГОСТ 30247.1–94 «Конструкции строительные. Методы испытаний на огнестойкость. Несущие и ограждающие конструкции».

54. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г. Металлофизика. – 1982. – Т. 4. – № 3. – С. 74–87.

55. Dobatkin S.V. In "Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation", T.C. Lowe, R.Z. Valiev (eds.), NATO Science Series, Kluwer Academic Publishers, v. 3/80, Netherlands, 2000, 13–22.

56. Dobatkin S.V., Valiev R.Z., Krasilnikov N.A. and Konenkova V.N. Proc. of 4th Inter. Conf. On Recrystallization and Related Phenomena (REX'99), Japan (1999) 913–918.

57. Добаткин С.В., Одесский П.Д., Рааб Г.И., и др. Теплое и горячее равноканальное угловое прессование низкоуглеродистых сталей // Металлы. 2004. № 1. С. 105–110.

58. Naidenkin E.V., Dobatkin S.V., Odessky P.D., Kolobov Yu.R., Raab G.I., Shagalina S.V. Mechanical Properties of Submicrocrystalline 0,1%C-Mn-V-Ti Steel at Elevated Temperatures. 7-th International Symposium of Croatian Metallurgical Society (SHMD²⁰⁰⁶) "Metallurgy and Materials", June 18–22, 2006, Sibenik, Croatia c. 186–188.

59. Лякишев Н.П., Алымов М.И., Добаткин С.В. Объемные наноматериалы конструкционного назначения // Металлы. –2003. – № 3. – С. 3–16.

60. ГОСТ 1759.1-87. Механические свойства.

61. Добаткин С.В., Рыбальченко О.В., Рааб Г.И. Формирование субмикрокристаллической структуры в аустенитной стали 08Х18Н10Т при РКУ прессовании и нагреве // Металлы. 2006. № 1. С. 48–54.

62. Чукин М.В., Гун Г.С., Барышников М.П., Валиев Р.З., Рааб Г.И. Особенности реологических свойств конструкционных наносталей // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2008. – № 1. – С. 43–50.

63. Чукин М.В., Валиев Р.З., Рааб Г.И., Копцева Н.В., Юфимова Ю.Ю. Исследование эволюции структуры наносталей 20 и 45 при критических степенях пластической деформации // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2007. – № 4. – С. 89–93.

64. ГОСТ 22353–77. Болты высокопрочные.

65. Чукин В.М., Копцева Н.В., Барышников М.П., Ефимова Ю.Ю., Носов А.Д., Носков Е.П., Коломиец Б.А. Инновационный потенциал новых технологий производства метизных изделий из наноструктурных сталей // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2009. – №2. – С. 64–68.

66. Патент РФ №2189883, МКИ 7 В 21 Ј 5/00,13/02, С 21 D 7/02. Способ пластического структурообразования металлов при интенсивной пластической деформации и устройство для его осуществления.

67. Фахретдинова Э.И., Бобрук Е.В., Сагитова Г.Ю., Рааб Г.И. Структура и свойства алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si после обработки методом Мульти-РКУП-Конформ // Письма о Материалах 5(2), 2015. С. 202–206.

68. Mann V.Kh., Krokhin A.Yu., Matveeva I.A., Rusal U.C., Raab G.I., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Nanostructured Wire Rod Research and Development in Russia // LIGHT METAL AGE, DECEMBER 2014.

69. ГОСТ Р 55647–2018 Провода контактные из меди и ее сплавов для электрифицированных железных дорог. Технические условия.

70. Патент РФ №2685842 Способ изготовления электроконтактного провода для высокоскоростного железнодорожного транспорта //Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Рааб А.Г. Опубл. 23.04.2019.

71. Carlton C.E., Ferreira P.J. What is behind the inverse Hall-Petch effect in nanocrystalline materials? // Acta Materialia. 2007. V. 55. P. 3749–3756.

72. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. Рыбинск: Издательский дом «Газотурбинные технологии». 2017. 854 с.

73. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplastisity: Microstructurial Refinement and Superplastic Roll Forming. Futurepast. Arlington, VA22201 USA. – 2005. – 386 p.

74. Valitov V., Mukhtarov Sh., Lutfullin R., Safiullin R., Mukhametrakhimov M. Microstructure and Properties of Nanostructured Alloy 718 // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 278. – P. 283–288. – doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.-278.283.

75. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, практика / Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. М.: Наука, 2014. – 284 с.

76. Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Имаев В.М. Влияние деформационно-термической обработки на формирование градиентной структуры и механических свойств в диске из гранульного никелевого сплава // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120. – №4. – С. 442–448.

77. Патент РФ №2119842 Способ изготовления осесимметричных деталей и способы изготовления заготовок из многофазных сплавов для его осуществления (варианты) / Утяшев Ф.З., Кайбышев О.А., Валитов В.А. // Опубл. 10.10.1998.

78. Бурлаков И.А., Валитов В.А., Ганеев А.А., Забельян Д.М., Морозов С.В., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. Моделирование структурообразования в процессе горячей деформации заготовок деталей ГТД из жаропрочного никелевого сплава // Проблемы машиностроения и надёжности машин. – 2016 – № 5 – С. 94–101.
79. Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Баймурзин Р.Г. Влияние условий раскатки на структуру и свойства дисков из жаропрочного никелевого сплава ЭП962 // Авиационная промышленность. – 1994. – Т.11–12. – С. 19–24.

80. Valitov V.A., Ganeev A.A., Utyashev F.Z. The Effect of Thermomechanical Treatment Conditions on the Structure and Properties of the Granulated EP741NP Nickel Alloy // Advanced Materials & Technologies. – No. 4. – 2017. – Pp. 10–17.

81. Гарибов Г.С. Металлургия гранул – основа создания перспективных авиационных двигателей // Технология легких сплавов. 2007. №1. С. 66–78.

82. Athey R.L., Moore J.B. Progress Report on the Gatorising[™] Forging Process // National Aerospase Engineering and Manufacturing meeting // Los Angeles. – 1975. – Pp. 1–11.

83. Povarova K.B., Drozdov A.A., Valitov V.A., Valitova E.V., Obsepyan S.V., Bazyleva O.A. Study of the properties and the choice of alloys for bladed disks (blisks) and a method for their joining // Russian metallurgy (Metally). $-2014. - N_{\rm P} 9. - C. 733-741.$

84. Дроздов А.А., Валитов В.А., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В., Овсепян С.В. Формирование твердофазных соединений жаропрочного дискового никелевого сплава с ультрамелкозернистой структурой и монокристального лопаточного сплава на основе Ni3Al // Письма о Материалах. – 2015. – № 5(2). – С. 142–146.

85. Valitov V.A., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Drozdov A.A., Ovsepyan S.V., Galieva E.V. Reseach of solid compound formation during thermal deformation effect on intermetallic Ni3Al-alloy with a heat-resistant alloy EP975 and influence on the physical, mechanical and performance properties // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 838–839. – Pp. 523–527.

86. Валитов В.А., Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Жигалова М.Ю. Твердофазная сварка разнородных деформируемых сплавов на основе никеля в условиях сверхпластичности // Письма о материалах. – 2017. – Т. 7. – Вып. 2. – С. 180–185.

87. Galieva E.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ya., Bikmukhametova A.A. Low-Temperature Superplasticity of the Ni-Based EK61 Superalloy and Application of this Effect to Obtain Solid Phase Joints // Defect and Diffusion Forum. – 2018. – V. 385. – Pp. 150–154. doi.org/10.4028/www.scientific.net/ DDF.385.150.

88. Dudova N.R., Kaibyshev R.O., Valitov V.A. Formation of nanocrystalline structure in a Ni-20%Cr alloy. TMS Annual Meeting. – Seattle, Washington. – 2002. – Pp. 75–80.

89. Кайбышев О.А., Дудова Н.Р., Валитов В.А. Влияние интенсивной пластической деформации и последующего отжига на структуру и свойства сплава X20H80 // ФММ. – 2003. – Том. 96. – № 1. – С. 54–61.

90. Павлов В.А. Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации // ФММ. – 1985. – Т. 59. – Вып. 4. – С. 629–649.

91. Бахтеева Н.Д., Виноградова Н.И., Петрова С.Н., Пилюгин В.П., Сазонова В.А. Структура и твердость монокристаллов никелевого суперсплава после деформации сдвигом под давлением // ФММ. – 1998. – Т. 85. – Вып. 1. – С. 97–104.

92. Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М., Валиев Р.З. и др. Эволюция структуры нанокристаллического Ni при нагреве // ФММ. – 1997. – Т. 84. – Вып. 4. – С. 133–139.

93. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. – Екатеринбург: УРО РАН, 1998. – 200 с.

94. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. / Пер. с англ. Берштейна Л.М. – Челябинск: Металлургия, 1989. – 328 с.

95. Mukhtarov Sh.Kh., Valitov V.A., Dudova N.R. Mechanical Properties of Nickel-Based Alloys after Severe Plastic Deformation. // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 4 (52). – С. 186–191.

96. Mukhtarov Sh., Dudova N., Valitov V. Processing and Mechanical Properties of Bulk Nanostructured Nickel Base Alloys. // Materials Science & Engineering A – 2009. – Vol. 503. – P. 181–184.

97. Valitov V.A., Kaibyshev O.A., Mukhtarov Sh.Kh., Gajnutdinova N.R. Formation of Micro-, Submicro- and Nanocrystalline Structures in Nickel-Base Alloys // Proceedings of the First Joint International Conference "Recrystallization and Grain Growth", Springer-Verlag, 2001. P. 563–568.

98. Valitov V.A. «Formation of nanocrystalline structure upon severe thermomechanical processing and its effect on the superplastic properties of nickel base alloys». // Вопросы материаловедения. – №4 (52). – 2007. – С. 311–316.

99. Валитов В.А., Дудова Н.Р., Мухтаров Ш.Х. Термическая стабильность никелевых сплавов с микро-, субмикро- и нанокристаллической структурами // Перспективные материалы. – 2009. – №7 (Спецвыпуск). – С. 64–69.

100. Mukhtarov Sh.Kh., Valitov V.A., Dudova N.R. Thermal stability and mechanical properties of nanostructured nickel based alloy Inconel 718 // Rev. Adv. Mater. Sci. (RAMS). -2010. - V. 25. - No. 3. - P. 219-224.

101. Valitov V.A., Kaibyshev O.A., Mukhtarov Sh.Kh., Bewlay B.P., Gigliotti M.F.X. Processing and Properties of Microcrystalline, Submicrocrystalline and Nanocrystalline Alloy 718 // Proc. of the 5th Inter. Special Emphasis Symp. on Superalloys 718, 625, 706 & Derivatives. – Pittsburgh, USA. – 2001. – P. 313–321.

102. Валитов В.А., Салищев Г.А., Мухтаров Ш.Х. Сверхпластичность жаропрочного никелевого сплава с субмикрокристаллической структурой // Известия РАН, Металлы. – 1994. – № 3. – С. 127–131.

103. Кан Р.У., Хаазен П. Физическое металловедение. / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – Т. 3. – 663 с.

104. Утяшев Ф.З., Валитов В.А. Термомеханические режимы получения ультрамелкозернистых структур в жаропрочных никелевых сплавах // Технология легких сплавов. – 1989. – №2. – С. 63–67.

105. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З., Валитов В.А., Влияние содержания γ'-фазы на режимы подготовки структуры и сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов // МиТОМ. – 1989. – № 7. – С. 40–44.

106. Валитов В.А. Деформационно-термическая обработка – эффективный метод получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры в никелевых сплавах // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 50–55.

107. Valitov V.A., Utyashev F.Z., Mukhtarov Sh.Kh. Fomation of Microcrystalline Structures and Superplastic Properties of Nickel Based Alloys // Proceeding of the 2nd International Conference "Towards Innovation in Superplasticity". – Mater. Sci. Forum. – 1999. – Vols. 304–306. – P. 79–84.

108. Кайбышев О.А., Валитов В.А., Салищев Г.А., Влияние состояния γ'-фазы и условий горячей деформации на формирование структуры микродуплекс в жаропрочном никелевом сплаве // ФММ. – 1993. – Т. 75. – Вып. 4. – С. 110–117.

109. Ганеев А.А, Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой структуры в никелевом сплаве ЭП741НП при горячей деформации в γ+γ' области // Письма о Материалах. – 2015. – № 5(2). – С. 152–155.

110. Валитов В.А., Мухтаров Ш.Х., Раскулова Ю.А. Формирование нанокристаллической структуры при интенсивной деформационнотермической обработке и ее влияние на сверхпластические свойства никелевого сплава с неизоморфными выделениями второй фазы // ФММ. – 2006. – Том 102. – № 1. – С. 105–113.

111. Valitov V.A., Mukhtarov Sh.Kh., Raskulova Yu.A. Processing and Superplastic Properties of Nanocrystalline Alloy 718 During Warm Deformation // Reviews on Advanced Materials Science. – 2006. – Vol. 11. – No. 2. – P. 159–166.

112. European Patent. – EP 0 909 339 B1 Method For Processing Billets From Multiphase Alloys / Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A., Valitov V.A. // 21.11.2001. Bulletin 2001/47.

113. US 6565683 B1 Method for processing billets from multiphase alloys and the article / Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A., Valitov V.A. // 20.05.2003.

114. Galieva E.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ya., Bikmukhametova A.A. Low-Temperature Superplasticity of the Ni-Based EK61 Superalloy and Application of this Effect to Obtain Solid Phase Joints // Defect and Diffusion Forum. – 2018. – Vol. 385. – P. 150–154.

115. Valitov V.A. «Formation of Nanocrystalline Structure upon Severe Thermomechanical processing and Its Effect on the Superplastic Properties of Nickel Alloys» // Proc. of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives". September 28 – October 1, 2014. Marriott City Center, Pittsburgh, Pennsylvania. USA. TMS. – 2014. – P. 665–676.

116. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры методами интенсивной пластической деформации в никелевом сплаве ХН58МБЮД // Перспективные материалы. – 2013. – Спец. вып. №15. – С. 35–39.

117. Ганеев А.А., Валитов В.А., Нагимов М.И., Имаев В.М. Влияние деформационно-термической обработки на микроструктуру и сверхпластические свойства порошкового никелевого сплава ЭП741НП // Письма о Материалах. – 2020. – 10(1). – С. 100–105.

118. Валитов В.А., Базылева О.А., Поварова К.Б., Аргинбаева Э.Г., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Галиева Э.В. Жигалова М.Ю. Сварка давлением в условиях сверхпластичности – эффективный метод получения твердофазных соединений из деформируемых и интерметаллидных сплавов на основе никеля // Материалы Всероссийской научно-техн. конф. «Фундаментальные и прикладные исследования в области создания литейных жаропрочных никелевых и интерметаллидных сплавов и высокоэффективных технологий изготовления деталей ГТД» (г. Москва, 9 ноября. 2017 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М.: – ВИАМ, 2017. – С. 103–119.

Научное издание

Утяшев Фарид Зайнуллаевич Рааб Георгий Иосифович Валитов Венер Анварович

Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов

Монография

Издательство «Наукоемкие технологии» ООО «Корпорация «Интел Групп» http://publishing.intelgr.com E-mail: publishing@intelgr.com Teл.: +7 (812) 945–50–63

Подписано в печать 19.11.2020. Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Печать офсетная. Объем 11,56 печ.л. Тираж 50 экз.

