

PACS: 62.20.Fe

Ф.З. Утяшев

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
ул. С. Халтурина, 39, г. Уфа, Россия

Статья поступила в редакцию 1 марта 2010 года

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы с размером зерен от субмикронного (1–0.1 мкм) до нанометрического (меньше 100 нм) диапазона отличаются необычайно высокими и полезными физико-механическими свойствами [1]. Такие материалы успешно получают, используя равноканальное угловое (РКУ) и винтовое прессование, всестороннюю ковку и другие методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В данной работе рассматриваются основные особенности строения и механических свойств деформационных наноматериалов. Обсуждаются возможные пути повышения их конструкционной прочности, «механизм» формирования нанозерен и необходимые для этого условия деформирования. Сравниваются возможности методов ИПД с традиционными методами обработки металлов давлением (ОМД). Приводятся примеры получения, обработки и применения наноматериалов конструкционного назначения.

Ключевые слова: ультрамелкозернистые металлы, интенсивная пластическая деформация, равноканальное угловое прессование, наноматериалы

Введение

В последние годы физики и механики, занимающиеся задачей повышения конструкционных свойств металлических материалов, особое внимание уделяют изучению возможностей ее решения посредством больших пластических деформаций. Необходимо отметить, что такие деформации издавна применяли при изготовлении украшений, одежды из драгоценных металлов, тонких покрытий (сусального золота), рыцарских доспехов и холодного оружия из прочных сплавов, в частности из булатной стали. Однако механизмы большой деформации металлических материалов и происходящие в них изменения структуры и свойств прояснились сравнительно недавно [2,3], причем лишь в отношении прокатки, экструзии, волочения и других традиционных методов ОМД, в которых степень деформации заготовок обычно ограничивается значением $e = 4-5$. В отличие от традиционных методов деформации методы ИПД позволяют накапливать указанные и боль-

шие деформации не только в тонкостенных, но и в объемных заготовках, обеспечивая им вследствие этого рекордно высокие механические свойства.

Показательны исторические предпосылки развития методов ИПД, направленные на определение условий, повышающих деформационную способность материалов и приводящих к формированию в них УМЗ-структуры, в том числе с нанометрическими ($< 100 \text{ nm}$) зернами.

Известно, что в естественных условиях деформации (при комнатной температуре и атмосферном давлении окружающей среды) металлические материалы под воздействием растягивающих напряжений разрушаются при степенях деформации $\sim (0.2-0.5)$. Деформационная способность материалов существенно повышается при воздействии на них высокого гидростатического или квазигидростатического давления сжатия. По-видимому, первым, кто на большом количестве экспериментов (описанных в [4]) продемонстрировал способность разных твердых тел к большим пластическим деформациям под воздействием давления сжатия, был известный французский инженер-механик А. Треска (1814–1885). Позднее, в середине прошлого столетия, значительный вклад в изучение закономерностей влияния высоких давлений на физико-механические свойства материалов внес американский ученый Р. Бриджмен [5]. К тому времени было установлено, что к пластической деформации металлических материалов приводит рождение и перемещение дислокаций, а к разрушению – возникающие в зонах их скопления несплошности – трещины и поры. Оказалось, что при давлении $p \approx \sigma$ (где σ – напряжение течения) образование новых и развитие прежде существовавших несплошностей не происходит, а при $p \geq 10\sigma$ наблюдается залечивание последних.

В 50–70-е гг. прошлого столетия дальнейшее изучение влияния давления на свойства материалов развивалось в основном в Англии (Национальная инженерная лаборатория, Шотландия) и в СССР (Институт физики высоких давлений, Москва) [6]. Практически одновременно и независимо были созданы установки для сдвига (кручения) материалов под давлением вплоть до 50 GPa, что позволяло пластически деформировать различные материалы со сверхвысокими степенями $e \geq 10$.

В этой связи в 1991 г. принципиальной стала работа уфимских исследователей [7], впервые показавших возможность получения УМЗ-металлов и сплавов методом кручения под большим давлением. Немного позднее (в 1992 г.) также впервые была продемонстрирована возможность получения УМЗ-материалов методом многопроходного равноканального углового прессования (РКУП)¹ прутков [8]. Важной особенностью этого метода является то, что повышение деформируемости металлических материалов в нем достигается не столько в результате наложения квазигидростатического давления, значение которого сравнительно небольшое – $p \approx \sigma \leq 2 \text{ GPa}$,

¹ Схема РКУП была разработана в 1972 г. минскими учеными во главе с В.М. Сегалом.

сколько благодаря пространственно-равномерному распределению деформации в заготовке вследствие реализации схемы простого сдвига в разных направлениях.

Использованный в этом методе подход к ОМД стал основой для разработки в течение последних 10–15 лет многих новых методов [1,9], получивших обобщающее название – методы интенсивной пластической деформации.

В данной статье рассматриваются условия деформирования, обеспечивающие формирование в металлах множества большеугловых границ при ИПД, что, собственно, и приводит к получению в них УМЗ-структуры. Обсуждаются особенности строения и механических свойств таких материалов, в том числе с нанометрическими размерами зерен. В заключение приводятся примеры практического использования ИПД для получения наноматериалов.

1. Особенности строения и механических свойств наноматериалов

Границы зерен. Производимые металлургическими предприятиями деформированные полуфабрикаты в основном имеют крупнозернистое строение. Средний размер зерен в них, как правило, составляет десятки, сотни, а иногда и тысячи микрометров. Обычно такие зерна рассматривают как равноосные монокристаллы-полиэдры с 12–14 гранями в виде 4–6-угольников. В таком представлении примерно половина граней всех зерен-полиэдров, содержащихся в материале, и почти одна треть их ребер образуют границы, так как каждая грань разделяет два, а по ребру стыкуются три полиэдра. В реальности границы зерен имеют более сложную форму – на атомном уровне на ее плоскостях и ребрах возникают ступеньки и террасы. Вместе с тем, поскольку основные механические свойства материала представляют собой усредненные макроскопические характеристики прочности и пластичности, детальное атомное строение границ зерен не учитывают, более того, форму границ зерен описывают как сферическую с диаметром d , равным среднему значению для всей совокупности зерен. Очевидно, что чем меньше диаметр таких зерен, тем больше кривизна их границ $k = 1/2d$, число непосредственных соседей и угловые разориентировки между ними.

К большеугловым относят границы, на которых угол между выходящими на них сходными атомными плоскостями смежных зерен превышает 12–15°. Толщина таких границ $\delta = (1-2)a \approx (0.25-0.5) \text{ nm}$, где a – расстояние между соседними атомами в кристаллической решетке. Значительная часть атомов в большеугловых границах занимает позиции, почти совпадающие с их правильным расположением в кристаллической решетке лишь одного из соседствующих зерен, и заметно смещенные позиции по отношению к расположению в кристаллической решетке другого зерна. По этой причине межатомные расстояния зернограницных атомов в среднем больше, а их плотность меньше, чем в кристаллических решетках зерен. Вследствие этого упругие напряжения σ_e и энергия связи между атомами в границе выше, чем в бездефектной области кристаллической решетки зерен.

Вклад зернограничных атомов в упругие напряжения материала в целом зависит от их объемной доли $f \approx \delta/d$. В крупнозернистом металле с $d = 100 \text{ }\mu\text{m}$ эта доля ничтожно мала – $f \approx 0.5 \cdot 10^{-3}\%$, а в нанометалле с $d = 10 \text{ nm}$ она возрастает до 5%. Тем не менее даже при столь малом размере зерен число зернограничных атомов остается небольшим, что не позволяет лишь за счет увеличения энергии связи между ними объяснить 3–4-кратное повышение прочности наноматериалов в сравнении с крупнозернистым состоянием. Многочисленными исследованиями было установлено, что существенный вклад в повышение прочности наноматериалов вносят дальнедействующие напряжения в приграничной области зерен, создаваемые границами в неравновесном состоянии. В результате у наноматериалов общая доля упруго-смещенных от равновесного положения атомов, расположенных в границах и их окрестностях, получивших название зернограничной фазы (ЗГФ) [10], значительно возрастает, в частности до 50% в нанометалле со средним размером зерен $d = 10 \text{ nm}$.

Условия повышения конструкционной прочности. В наноматериалах затруднено действие обычного механизма деформации – внутризеренного дислокационного сдвига. Причиной служат высокое напряжение, необходимое для генерации решеточных дислокаций, значение которого пропорционально большой кривизне границ зерен ($\sigma \propto k = 1/2d$), а также множество препятствий, чинимых перемещению дислокаций со стороны чрезвычайно развитой сетки большеугловых границ и ЗГФ в целом. Вследствие этого наноматериалы, обладая высокой прочностью, обычно демонстрируют низкую пластичность, что во многих случаях ограничивает их использование в качестве конструкционных материалов.

Вместе с тем было выявлено [11], что ряд типичных наноструктурных материалов при растяжении демонстрируют не только прочность, в 3–4 раза большую по сравнению с обычным крупнозернистым состоянием, но и характерное для последнего высокое значение относительного удлинения до разрушения – $\delta \sim 40\text{--}60\%$.

Детальной ясности в причинах этого парадокса пока нет, подробно он обсуждался в работах [12,13]. Здесь лишь отметим, что к пластической деформации приводит не только внутризеренный, но и зернограничный сдвиг по так называемым полосам кооперативного зернограничного проскальзывания (КЗГП). Образование полос КЗГП происходит, если в материале имеется достаточное количество границ и для этого требуются меньшие напряжения, чем для сдвига внутри зерен. Для деформации с большими степенями посредством КЗГП важно также, чтобы процесс упрочнения находился в динамическом равновесии с процессом разупрочнения материала. Такие условия реализуются практически в полной мере при сверхпластической деформации (СПД) материалов с размером зерен 1–10 μm со скоростями $(10^{-2}\text{--}10^{-3}) \text{ s}^{-1}$ при температуре свыше $0.5T_m$ (где T_m – температура плавления материала). Материалы с меньшими размерами зерен такие сверхпластические

свойства проявляют и при более низкой температуре $\sim 0.4T_m$. Можно предположить, что феномен высоких прочности и пластичности наноматериалов при температурах, меньших $0.4T_m$, также обусловлен развитием КЗГП, которое происходит при более высоких, чем при СПД, напряжениях сдвига, но сопровождается не полной, а частичной релаксацией накапливаемых в материале напряжений.

Высокая конструкционная прочность может быть свойственна наноматериалам, обладающим:

- бимодальной структурой, состоящей из относительно крупных зерен, ответственных за пластичность, и мелких зерен, ответственных за прочность;
- зернограничным дизайном – определенным соотношением большеугловых и малоугловых границ, соответственно препятствующих и не препятствующих движению дислокации, а также специальных границ (например, двойниковых) и границ с дозированной сегрегацией примесей, замедляющих скорость динамического возврата;
- определенным уровнем неравновесности большеугловых границ, регулируемой частичным снижением концентрации зернограничных дислокаций при термообработке;
- оптимальным соотношением размеров и объемной доли фаз, в частности, за счет присутствия дисперсных частиц, создающих упругие напряжения в матрице и/или изменяющих направление перемещения дислокаций.

2. Формирование УМЗ-структуры

Эволюция структуры. На определенном этапе деформирования как традиционными методами, так и методами ИПД структурные изменения в металлических материалах во многом аналогичны. Как уже отмечалось, к пластическому сдвигу в крупнозернистых металлических материалах приводит дислокационное скольжение по плотноупакованным плоскостям кристаллической решетки. Большеугловые границы препятствуют переходу дислокаций из одного зерна в другое, что приводит к их накоплению в зернах. При деформации со степенью $e \geq 0.2-0.3$ скопления дислокаций уплотняются, образуя сложнопереплетенную пространственную сетку несовершенных границ, разделяющую зерна на множество мелких ячеек. Особенностью ячеистой структуры являются относительно небольшая плотность дислокаций внутри ячеек по сравнению с их границами и небольшая разориентировка между ними, составляющая доли градуса. Столь малая разориентировка ячеек не препятствует дислокационному сдвигу, однако его развитие требует непрерывного повышения внешнего напряжения, так как поля напряжений, создаваемые несовершенными границами ячеек, противодействуют движению дислокаций. Кроме них к повышению напряжения сдвига приводит рост напряжений, необходимых для генерации решеточных дислокаций в мелких ячейках. С образованием последних дальнейшая эволюция структуры при обычной и интенсивной деформациях отличается.

Структурообразование при обычных деформациях. В таких процессах почти одновременно с образованием ячеек во многих металлах (Cu, Ni, Fe α) наблюдают появление продольных полос, ориентированных в направлении вытяжки материала заготовки [14]. Причина образования этих полос, известных как деформационные [15], обусловлена разной кинематикой течения внешних и внутренних областей материала в очаге деформации [16]. С увеличением степени деформации в проходах деформационные полосы уменьшаются в поперечном сечении и дробятся по длине, а их границы набирают большеугловые разориентировки. Границы ячеек, кроме совпадающих с границами полос, остаются малоугловыми, но при этом совершенствуются путем преобразования из составляющего их толстого ($\sim 10a$) хаотического скопления дислокаций в тонкие ($\sim 2a$) упорядоченные дислокационные стенки. Движущей силой совершенствования границ ячеек является снижение накопленной в материале упругой энергии.

Процесс формирования продольных деформационных полос завершается при $e \sim 3-4$ [16,17]. При таких степенях поперечные размеры (толщина) полос и расположенных в них ячеек уменьшаются до десятых долей микрона ($\sim 0.1-0.3 \mu\text{m}$). Вследствие этого напряжения, необходимые для генерации в них решеточных дислокаций, становятся больше напряжений, требуемых для продолжения деформации путем образования полос сдвига.

Полосы сдвига возникают под углом, близким к $\pm 45^\circ$ относительно направления вытяжки материала. По мере развития деформации они, как деформационные полосы, утоняются до десятых долей микрометров, и их границы набирают большеугловые разориентировки. Пересечение микрополос сдвига с ранее возникшими продольными микрополосами приводит, в принципе, к образованию мелких зерен $\sim 0.1 \mu\text{m}$, однако это происходит при существенном утонении материала в целом (до размеров $\sim 1 \text{mm}$ и менее), что сильно ограничивает область полученных таким образом УМЗ-материалов. Если процесс деформирования обычными методами продолжить до утонения поперечного сечения металла до нескольких микрон, то в нем, как показано на примере волочения Fe, Ni [18], формируются чрезвычайно мелкие $\sim (2-3) \text{nm}$ фрагменты с аморфным строением.

Структурообразование при ИПД. В отличие от традиционных методов при ИПД после деформирования со степенью $e \sim 3-4$ во многих материалах обычно выявляется не полосовая, а равноосная зеренно-субзеренная структура [1]. В отдельных зонах остаются также и мелкие ячейки. С дальнейшим нарастанием деформации последняя исчезает вовсе, а доля предельно измельченных зерен в смешанной структуре возрастает и становится преобладающей.

Отличается также и характер кривой $\sigma(e)$. Если при обычных методах деформации напряжение течения монотонно возрастает и после $e > 3-4$, то при ИПД, достигнув при указанных деформациях более высокого значения, далее σ с нарастанием e практически не изменяется.

Механизмы формирования УМЗ-структуры. Известно несколько представлений о механизме образования большеугловых границ, приводящих к формированию УМЗ-структуры при ИПД. Одно из них основано на прохождении процесса низкотемпературной рекристаллизации [19], которую называют также «холодной» [20] и рекристаллизацией на месте [3]. Учитывая диффузионную природу рекристаллизации, ее прохождение при больших холодных деформациях связывают с накоплением в металлах чрезвычайно высокой концентрации точечных дефектов и со значительным градиентом упругих напряжений, создаваемых дислокационными скоплениями. В пользу рекристаллизационного механизма образования большеугловых границ свидетельствует также известная закономерность снижения температуры начала рекристаллизации в металлах вплоть до температуры возврата с увеличением степени накопленной деформации.

Вместе с тем следует отметить, что под температурой возврата обычно понимают температуру, при которой дислокации в несовершенных границах ячеек перестраиваются, образуя совершенные малоугловые границы ячеек-блоков (субзерен). Подавить возврат полностью даже при низкой температуре деформации невозможно, поскольку на стадии формирования несовершенных границ ячеек он частично реализуется путем аннигиляции противоположных по знаку дислокаций. Поэтому в наблюдаемых скоплениях дислокаций сосредоточены сегменты их петель одного знака и одного типа, известные как зарядовые дислокации. Самопроизвольно без активации нагревом такие границы (скопления зарядовых дислокаций), по-видимому, не совершенствуются и тем более не становятся большеугловыми, что, собственно, и подтверждает присутствие в холоднодеформированном материале несовершенных ячеек. Необходимая тепловая активация при деформации обеспечивается повышением температуры в зонах локализации сдвига. При больших сдвигах это повышение, как отмечено в [21] по экспериментальным измерениям и по расчетным оценкам [22], может кратковременно достигать сотен градусов, что вполне достаточно для перестройки зернограничной структуры, особенно в чистых металлах, отличающихся высокой подвижностью дислокаций. Однако для тотального совершенствования границ необходим общий нагрев материала, по меньшей мере, до температуры возврата, а для формирования большеугловых границ при этом требуется также значительный приток решеточных дислокаций в границы ячеек.

Учитывая, что при ИПД, как будет показано ниже, деформация носит немонотонный (разнонаправленный) характер, для образования большеугловых границ согласно [23] даже не требуется накопление в деформированном материале чрезвычайно высокой концентрации точечных дефектов. Роль низкотемпературной диффузии в этом случае играет ротационная (турбулентная) мода деформации, возникающая под воздействием моментов внешних напряжений. С подобным представлением согласуется также условие возникновения ротационных неустойчивостей небольших групп атомов под воздействием моментных напряжений, величина которых при развитых

деформациях становится соизмеримой с моментами, создаваемыми внешними напряжениями [2].

В целом вышеотмеченные представления рассматривают стадию преобразования уже сформированных в ходе деформации несовершенных границ ячеек в большеугловые. К более поздней стадии формирования большеугловых границ мелких зерен следует отнести модель, основанную на процессе двойникования [24]. Этот процесс активизируется, когда возникающие при деформации области разориентации (ячейки, субзерна, зерна) приобретают настолько малые размеры, что по вышеотмеченным причинам генерация в них решеточных дислокаций становится невозможной. Отметим также, что двойниковые границы отличаются когерентным строением и хаотичным распределением в материале. Поэтому приводящие к их образованию специфические кристаллографические сдвиги не вносят заметного вклада в активную деформацию материала. В этой связи двойникование, по-видимому, может быть лишь вспомогательным (аккомодационным) механизмом доизмельчения зерен.

Основная роль в формировании мелких зерен принадлежит тем или иным видам линейных дефектов, без участия которых невозможна ни собственно активная деформация материала, ни образование в нем произвольных большеугловых границ, в том числе путем преобразования в них двойниковых границ.

Можно выделить два представления о формировании мелких зерен, обусловленных эволюцией линейных дефектов в ходе деформации. Одно из них рассматривает процесс образования границ зерен и субзерен как результат большего или меньшего насыщения несовершенных границ ячеек решеточными дислокациями. Возникающий при этом избыток дислокаций одного знака приводит к повышению энергии границ ячеек, которая снижается путем релаксационной перестройки зернограницной структуры, так что границы ячеек совершенствуются и увеличивают угловые разориентировки до большеугловых. Более подробное описание такого преобразования границ ячеек в границы зерен приведено в работе [1].

Другое представление основано на образовании и движении уже на ранней стадии деформации при $e \geq 0.2-0.3$ сильно взаимодействующих коллективных форм дислокаций – частичных дисклинаций (ЧД). В отличие от дислокаций ЧД перемещаются не по кристаллографическим плоскостям, а по плотным скоплениям дислокаций, каковыми и являются несовершенные границы ячеек. При этом результатом перемещения ЧД является образование большеугловых границ микрополос, или (по терминологии [2]) фрагментов. К формированию зерен, как показано в [25], приводят дробление продольных микрополос и их множественное пересечение с возникающими впоследствии поперечными полосами сдвига.

Не останавливаясь на анализе различий этих механизмов, отметим, что основным фактором, определяющим размеры формируемых зерен, являются минимальные размеры ячеек. К ним без большой ошибки можно приравнять

размеры зерен и субзерен, получаемых как при непосредственном насыщении границ ячеек дислокациями, так и вследствие прохождения по ним частичных дисклинаций, поскольку в последнем случае размеры ячеек определяют расстояния между границами полос и периодичность их пересечений.

Сами же ячейки приобретают размеры в соответствии с принципом совместности деформации. Впервые такая закономерность была наглядно продемонстрирована Р. Каном на примере структурообразования при изгибе пластины цинка [26]. В этом эксперименте изгиб пластины с последующей термоактивацией в ней процесса возврата небольшим нагревом привел к образованию блоков (субзерен) с трапециевидной формой, у которой большее основание располагалось в зоне растяжения, а меньшее – в зоне сжатия пластины. Принцип совместности деформации здесь отразился не только в приобретении субзернами указанной формы, но и в том, что угловые разориентировки их боковых границ (сторон трапеций) в сумме соответствовали углу изгиба пластины.

При любых других схемах нагружения материал также неизбежно подвергается пластическому искривлению под воздействием моментов изгиба и кручения, переменных по величине и знаку. В частности, так происходит при испытании образца на растяжение [20], хотя возникающее при этом искривление внешне малозаметно ввиду того, что образец подвергается большому количеству незначительных и разнонаправленных изгибов. Как правило, не заметен также изгиб и у прокатанных заготовок, поскольку в очаге деформации между валками заготовку изгибают два обычно равных по абсолютной величине, но противоположно направленных момента. При РКУП кривизна образца очевидна по изменению его формы и продольных линий тока в очаге деформации. При этом с уменьшением расстояния (радиуса) от центра поворота (изгиба образца) кривизна этих линий возрастает, а размеры образующихся в материале ячеек и зерен в зоне их расположения уменьшаются [25].

Оценка минимального размера ячеек. Если использовать известное соотношение Д.Л. Холта [27], то средний размер ячеек $d = C\rho^{-0.5}$ (где ρ – скалярная плотность дислокаций; C – постоянная, для чистых металлов $C = 16$). При максимально достижимой в металлах скалярной плотности дислокаций $\rho_{\max} \sim 3 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$ минимальный средний размер ячеек в металлах $d_{\min} > 0.1 \text{ мкм}$. Между тем после волочения со степенью деформации 99.98% в тонкой железной проволоке наблюдали формирование ячеек размером 3 nm [18], а во многих металлических порошках, включая и Fe, после деформации в шаровой мельнице получали зерна с размерами $\sim (3-7) \text{ nm}$ [28].

Значительное отличие расчетного значения минимально возможного размера ячеек от экспериментального связано с тем, что их размеры зависят не от скалярной, а от тензорной плотности дислокаций, характеризующей концентрацию зарядовых дислокаций одного знака и одного типа. Именно перестройка таких дислокаций в скоплениях приводит к образованию границ,

представляющих собой в простейшем виде дислокационные стенки. Особенность тензорной плотности дислокаций заключается в том, что она характеризует кривизну-кручение кристаллической решетки, вносимую зарядовыми дислокациями, которая при деформации увеличивается. Между тем скалярная плотность дислокаций, достигнув определенного предела – обычно $\rho \leq (10^{14} - 10^{15}) \text{ м}^{-2}$, далее с нарастанием деформации не только не возрастает, но даже снижается [2].

С достаточной для физической оценки точностью минимальные размеры малоугловых ячеек (прообразы предельно мелких зерен) можно определить по соотношению [16,25]:

$$d_{\min} \approx \frac{\varphi_{\min}}{\beta_{\max}} = \frac{\varphi_{\min}}{b\rho_{\max}}, \quad (1)$$

где φ_{\min} – минимальная угловая разориентировка между ячейками, β_{\max} – максимальная тензорная плотность. Экспериментально обнаруживаемые области разориентации (блоки и т.д.) имеют минимальные углы разориентировки, близкие к $\varphi_{\min} \sim 1^\circ$ ($\sim 0.02 \text{ rad}$). Для многих металлов $b \sim 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, тогда $\beta_{\max} = b\rho_{\max} \sim 10^7 \text{ м}^{-1}$. В результате получим значение $d_{\min} \sim 2 \text{ нм}$, отвечающее по порядку величины вышеприведенным экспериментальным результатам.

Оценим минимально возможный размер ячейки (или зерна) иначе: исходя из потери устойчивости кристаллической решетки (дальнего порядка). Известно, что при плавлении металла дальний порядок в расположении атомов исчезает и это приводит к увеличению его объема примерно на 3% [29]. Поскольку существует аналогичный фазовый переход от кристаллического к аморфному (жидкоподобному) строению металла, примем, что введение лишь одной дислокации в кристаллическую ячейку минимальных размеров вызовет в ней такое же изменение объема V и фазовое превращение. Приняв длину дислокационной трубки равной диаметру равноосной ячейки d_{\min} , получим объем трубки $\pi b^2 d_{\min} = 0.03V \approx 0.015 d_{\min}^3$. Отсюда находим то же значение минимального размера ячейки – $d_{\min} \sim 2 \text{ нм}$.

Таким образом, формирование мелких ячеек при ИПД в конечном счете зависит от накопленного в материале значения тензорной плотности дислокаций. В свою очередь, β и процесс преобразования ячеек в зерна зависят от природы и условий деформирования материала.

3. Влияние природы материала и условий деформирования на образование УМЗ-структуры

Природа материала. При прочих равных условиях осуществления ИПД большее измельчение наблюдается в материалах, в которых по тем или иным причинам подавлена скорость возврата. Этому способствует небольшая гомологическая температура деформации, определяемая несколькими

долями от температуры его плавления. Кроме того, прохождение возврата сдерживают низкая энергия дефектов упаковки, сложный химический и фазовый составы материала и меньшая симметрия кристаллической решетки, вследствие которой сокращается число плотноупакованных атомных плоскостей, необходимых для скольжения дислокаций. В ряде многофазных сплавов (например, в закаленных перлитных сталях, дисперсионно-твердеющих или дисперсионно-упрочненных сплавах) изначально структура характеризуется развитым множеством межфазных границ и большой долей выделений, у которых, по меньшей мере, один размер субмикроскопического или нанометрического. В таких материалах при прочих равных условиях деформирования получают более мелкие зерна, чем в однофазных сплавах, поскольку при деформации не только измельчаются зерна ферритной матрицы, но и дробятся на части тонкие пластины цементита. В итоге множество границ расширяется за счет увеличения протяженности как внутрифазных, так и межфазных границ, которые становятся некогерентными.

Термомеханические режимы деформации. Для формирования мелких зерен необходимо, чтобы температура деформации T_d была заведомо ниже температуры, приводящей к рекристаллизации (процессу образования мелких зерен путем миграции неравновесных участков большеугловых границ). В противном случае сформированные зерна в металлах и однофазных сплавах вырастают до размеров, сопоставимых с размерами исходных зерен и даже превышающих последние.

Более того, важно не допустить не только рекристаллизации, но и полного прохождения возврата, приводящего к образованию субзеренной структуры. Ограничение по температуре возврата важно также для получения неравновесных границ, содержащих избыточную плотность вошедших в них решеточных дислокаций, что обеспечивает УМЗ-материалам максимальное упрочнение. Конкретный выбор температуры деформации металлов и сплавов при ИПД производят на основе предварительных экспериментов с учетом исходных деформационных свойств материала: предельной пластичности и сопротивления деформированию. При РКУП температуру деформации обычно выбирают не выше $0.2T_m$ для чистых металлов, и не выше $0.4T_m$ для сплавов. Малопластичные сплавы, как правило, от перехода к переходу деформируют с последовательным понижением температуры, выбираемой с учетом изменения их прочности и запаса пластичности.

Влияние скорости деформации $\dot{\epsilon}$ на измельчение зерен неоднозначно. Ее повышение расширяет дислокационные моды деформации, «включает» двойникование и в целом интенсифицирует эволюцию дислокационной структуры. Вместе с тем повышение $\dot{\epsilon}$ приводит к росту сопротивления деформированию и к заметному деформационному разогреву материала. Поэтому при ИПД обычно применяют небольшие скорости деформации – $\dot{\epsilon} \sim (10^{-1} - 10^{-2}) \text{ s}^{-1}$.

Непременным условием ИПД, как уже отмечалось, является создание в очаге деформации *квазигидростатического давления (КГД)*, по меньшей мере, достаточного для сохранения сплошности материала. В разных методах ИПД величина КГД заметно отличается: при РКУП она не превышает 2 GPa, а при кручении под давлением обычно составляет 6–8 GPa, но может быть и большей (~ 20 GPa). Высокое давление не только повышает деформируемость материалов, но и активизирует генерацию дислокаций, снижает скорости диффузии атомов и процесса возврата. Тем самым КГД способствует формированию более плотных дислокационных скоплений и, в конечном счете, приводит к образованию более мелких зерен.

Требуемую для формирования УМЗ-структуры *степень деформации* обычно оценивают значением $e \geq 6-8$. Вместе с тем величина e зависит от схемы деформации и размеров образца. В этой связи рассмотрим два последних фактора подробнее.

Схема деформации. Различают схемы простого и чистого сдвига. Наглядным представлением последнего является преобразование такой реперной фигуры, как квадрат, в ромб. При таком преобразовании одна диагональ фигуры непрерывно удлиняется, другая укорачивается, а углы пересечения диагоналей в ромбе остаются такими же прямыми, как в квадрате. Этой схеме деформации во многом отвечают прокатка, волочение, прямое прессование. Поскольку направление вытяжки материала в них не меняется, их относят к квазимонотонным процессам, в которых возникает ламинарное (струйное) течение металла, приводящее к образованию в нем продольных деформационных полос. Такое полосообразование продолжается до тех пор, пока полосы не утоняются до микрометрических размеров и по вышеотмеченным причинам не сменяются другими полосами – сброса и сдвига, ориентированными в направлении действия максимальных касательных напряжений, т.е. под углом примерно $\pm 45^\circ$ по отношению к микрополосам. Пересечение полос сдвига между собой и с микрополосами, в принципе, приводит к формированию областей, обособленных большеугловыми границами, однако доля зерен, образующихся в таких процессах, не столь велика, как при ИПД. Кроме того, поскольку это происходит при значительной редукции поперечного сечения заготовки, область практического применения получаемых такими методами тонкостенных материалов с УМЗ-структурой сильно ограничена.

Ранее отмечалось, что при РКУП после накопления большой деформации $e \sim (3-4)$ образование деформационных полос в металлах не наблюдается, но это не означает, что полосы не возникают вовсе. Их формирование после одного прохода прессования со степенью деформации $e \approx 1$ происходит в алюминии [30,31], меди [32] и во многих других металлах. Образуются полосы и в металлических дисках при кручении под давлением [33]. Не останавливаясь на причине возникновения полос, подробно рассмотренной в работах [16,25], отметим, что их отсутствие, точнее демаскирующее «размы-

тие» при РКУП с большими степенями, связано с тем, что в этом процессе реализуется схема деформирования, близкая к схеме простого сдвига. Ее особенностью является немонотонный характер деформации, наглядно демонстрируемый изменением длин и угла пересечения диагоналей квадрата при преобразовании его в равновеликий параллелограмм. Одна из диагоналей с увеличением угла сдвига γ непрерывно удлиняется, а другая – до достижения $\gamma = 45^\circ$ укорачивается, а затем при $\gamma > 45^\circ$ удлиняется. Существенно, что при простом сдвиге направление наибольшего удлинения (вытяжки) материала меняется, как и положение непрерывно удлиняющейся диагонали². Соответственно в каждый момент в направлении ее вытяжки образуются деформационные полосы, а поскольку это направление изменяется с ростом угла сдвига γ , возникают новые полосы, которые пересекаются полосами, образовавшимися прежде.

Кроме того, при РКУП к немонотонности, свойственной простому сдвигу, дополнительно добавляется активная немонотонность, создаваемая путем поворота заготовки вокруг продольной оси на 90° между переходами. В результате характер деформации при таком пространственно-разнонаправленном сдвиге во многом становится подобным турбулентному течению. Это приводит к еще большему пересечению и размытию ранее образованных полосовых границ более поздними полосами, ориентация границ которых отличается от преждеобразованных. Аналогичная картина, маскирующая выявление полос, наблюдается и при сверхпластической деформации, в ходе которой в пересекающихся направлениях образуется, как известно [34], множество полос КЗГП.

Немонотонность свойственна и другим методам ИПД: винтовой экструзии, всесторонней ковке, «аккумулирующей» прокатке [35]. В частности, изменение направления осадки материала в процессековки приводит к образованию новой зоны локализации деформации сдвига, известной как «ковочный крест», который по мере изменения направления сжатия заготовки в переходах последовательно охватывает весь ее объем. При аккумуляющей прокатке сначала тонкостенную заготовку обжимают по толщине валками на 50%, затем ее разделяют на две части и накладывают их одну на другую. Далее полученную двухслойную заготовку вновь прокатывают с такой же степенью деформации. Многократное повторение этих операций до накопления суммарной деформации $e \sim 6-8$ приводит к деформационной сварке слоев и формированию во всем сечении УМЗ-структуры. В сущности в этом методе прокатки слои представляют собой искусственно создаваемые достаточно тонкие ($\sim 100 \mu\text{m}$) полосы, в которых в процессе прокатки образуются также и естественные деформационные микрополосы. Из-за малых поперечных размеров тех и других полос

² Точное изменение направления максимального удлинения соответствует изменению положения не диагонали параллелограмма, а большой оси вписанного в него эллипса.

деформация такой заготовки осуществляется путем образования полос сдвига, направленных по отношению к слоям под углом, близким к $\pm 45^\circ$. В результате многочисленных сдвигов происходит взаимное перемещение атомов из одного слоя в другой [23], что и приводит к деформационной сварке материала и образованию в нем мелких зерен.

Немонотонность деформации в методах ИПД вызывает более раннее формирование равноосных мелких зерен в сравнении с традиционными методами деформации. При одинаковом угле сдвига γ величина накопленной деформации существенно больше при простом сдвиге, чем при чистом [36]. По этой причине при РКУП уже после деформации образца с истинной степенью, равной 3–4, в нем формируется значительная доля предельно мелких зерен, между тем как в традиционных методах при таких степенях деформации формируется преимущественно субзеренная, а не зеренная структура.

Масштабный фактор. В работе [37] приведены данные, показывающие, что чем меньше очаг деформации при используемом методе ИПД, тем более глубокое измельчение достигается в металлической заготовке. Причина влияния масштабного фактора на размеры зерен связана со сменой механизма деформации от внутриверного дислокационного сдвига (ВДС) к КЗГП [38]. До тех пор пока доминирующим механизмом деформации в ее очаге является ВДС, зерна измельчаются. Однако по мере уменьшения их размера возрастает напряжение, необходимое для генерации решеточных дислокаций и для развития дислокационного сдвига. Основным механизмом деформации в этой ситуации становится межзеренный сдвиг, который не влияет на размеры зерен. Поскольку во многих методах ИПД размеры очага деформации не изменяются или изменяются незначительно, то для них при заданных температурно-скоростных условиях деформирования существует определенный предел измельчения зерен.

В обычных методах вследствие редукации поперечного сечения материала размеры очага деформации уменьшаются. Если в таком очаге останется лишь несколько мелких зерен, а в пределе – лишь одно зерно, то из-за отсутствия достаточного множества границ, а в пределе – даже одной границы КЗГП станет невозможным. Единственным механизмом деформации останется ВДС. Этот механизм будет доминировать до тех пор, пока вследствие вышерассмотренной эволюции дислокационной структуры в очаге деформации вновь не возникнут зерна, но уже более мелкие, чем прежде, и множество их границ не станет достаточным для развития КЗГП. Необходимо отметить, что по мере уменьшения размеров очага деформации возрастают роль и количество (в нормировке на объем очага) поверхностных источников дислокаций, для работы которых требуются заметно меньшие напряжения, чем для работы внутриверенных [20].

При ИПД в многофазных сплавах формируются более мелкие зерна, чем в металлах. Масштабный фактор в таких сплавах определяется не размерами очага деформации, а расстоянием между стабильными дисперсными частицами или слаборастворяющимися в твердом растворе при деформации. В

пределах указанных расстояний сначала формируются ячейки, а затем – зерна, причем возможный рост тех и других блокируется частицами. Подобно внешней поверхности межфазные границы при ИПД играют роль источников дислокаций, необходимых для глубокого измельчения зерен.

В целом размер получаемых зерен зависит от комбинации и взаимовлияния вышерассмотренных факторов. В частности, ограничивающее влияние масштабного фактора в определенной мере может быть скомпенсировано применением криогенных температур деформации и/или легированием материала, приводящих к снижению скорости возврата. Для дисперсионно-твердеющих и дисперсионно-упрочненных сплавов не обязательно активно изменять направление деформирования, например, используя всестороннюю ковку. В таких материалах даже при неизменном направлении внешней нагрузки возникает внутренняя немонотонность, обусловленная тем, что неперерезающиеся движущимися дислокациями частицы изменяют направление сдвига.

4. Некоторые примеры получения и применения наноматериалов

Наряду с необходимостью выполнения вышерассмотренных условий деформирования важно, чтобы методы ИПД обеспечивали минимальные трудо-, материало- и энергозатраты при изготовлении УМЗ-полуфабрикатов и деталей. Выполнить такие требования возможно на основе новых подходов в производстве мелкозернистой металлопродукции, начиная с методов плавки, литья, обработки давлением и термообработки. В отношении последних металлургических переделов на первом этапе рационально применять методы первичной или динамической рекристаллизации, позволяющие при минимальных ресурсных затратах измельчать зерна до размеров 1–10 μm [39]. Затем, используя повышенные пластические свойства таких УМЗ-материалов, целесообразно подвергать их ИПД с последовательным снижением температуры деформации в переходах, достигая тем самым формирование на каждом этапе все более мелких зерен, вплоть до наноразмерных.

Не останавливаясь на большом многообразии конкретных примеров обработки различных материалов с использованием такого подхода, приведенных во многих работах, отметим технологические возможности методов РКУП и всесторонней ковки, применяемых для получения объемных наноматериалов. Так, в настоящее время, варьируя температуру и степень деформации в проходах, методом РКУП получают УМЗ-прутки диаметром до 60 mm и длиной до 200 mm из различных металлов и сплавов, включая малопластичные и труднодеформируемые материалы [9]. Минимально достигаемый размер зерен в таких прутках в зависимости от природы материала и диаметра прутка обычно составляет 200–400 nm. Развитием этого метода является РКУП в параллельных каналах, повышающее коэффициент использования металла и вдвое сокращающее число проходов, необходимое для измельчения зерен.

Другая технологическая разновидность РКУП известна под названием «комформ» – процесс, посредством которого изготавливают длинномерные

(2–3 m) прутки диаметром обычно до 10 mm. Перспективным представляется также метод ротационно-сдвиговой деформации, при котором прутки с овальным поперечным сечением подвергается одновременно РКУП и кручению в очаге деформации, что позволяет уменьшить число проходов до одного, а нагрузку на инструмент – до минимума [40]. Эффективность применения процесса пластического кручения для измельчения зерен в объемных заготовках (прутках) убедительно продемонстрирована таким методом ИПД, как винтовая экструзия [41].

Используя обычные методы деформации (прямое прессование, протяжку, волочение, прокатку) УМЗ-прутков, полученных методом РКУП, изготавливают тонкостенные изделия с более глубоким измельчением зерен, что придает им дополнительное упрочненное состояние. В частности, так можно производить стальную и медно-стальную проволоку [42] со свойствами, превосходящими свойства, полученные по традиционной технологии (волочение с применением патентирования).

Для получения более массивных УМЗ-материалов используют всестороннюю ковку. Таким методом ИПД получают заготовки диаметром до 200 mm и длиной до 300 mm из титана и его сплавов с размерами зерен 300–400 nm [43]. Хотя такая ковка – трудоемкий процесс, тем не менее она оправдана при производстве уникальных деталей, а также крупногабаритных листов, которые изготавливают из крупногабаритных УМЗ-поковок [44].

Привлекательность применения конструкционных наноматериалов объясняется двумя обстоятельствами. Во-первых, возможностью изготавливать детали с более высоким уровнем конструкционной прочности, что позволяет снизить их вес и повысить ресурс эксплуатации. Во-вторых, их высокими технологическими свойствами: сверхпластичностью, формующестью и свариваемостью при низких температурах $\sim 0.4T_m$.

В этой связи особый интерес вызывает применение наноструктурированных материалов для изготовления сложных дорогостоящих машин, например газотурбинных двигателей. Поскольку в таких двигателях и аналогичных устройствах используются особо ценные жаропрочные сплавы на основе железа, никеля и титана, следует отметить влияние наноструктурирования на их свойства. Жаропрочность в этих материалах обеспечивается наличием большого (свыше 50%) количества наноразмерных интерметаллидных частиц с когерентными границами или тонкопластинчатой (~ 100 nm) фазы. В противоположность такому состоянию скоагулированные или сфероидизированные выделения упрочняющих фаз с некогерентными межфазными границами придают этим сплавам при температурах выше $0.5T_m$ не жаропрочные, а сверхпластичные свойства, а при температурах ниже указанной – высокую прочность в сочетании с пластичностью. Поэтому на этапе формообразования таких деталей, как диски, лопатки, кольца, из этих сплавов целесообразно сначала использовать технологию, построенную на эффекте сверхпластичности, а затем (применяя на завершающем этапе термообра-

ботку) обеспечить им наилучший комплекс механических свойств за счет оптимального распределения зерен и нановыделений по размерам.

Заключение

В работе рассмотрены теоретические и практические аспекты наноструктурирования материалов с целью повышения их свойств. Показано, что методы ИПД обеспечивают получение наноматериалов с высокой конструкционной прочностью, сочетающей высокое сопротивление деформированию и пластичность. Рассмотрены механизмы и основные этапы формирования нанозерен при ИПД, а также необходимые для этого условия деформирования. Существенным отличием методов ИПД от традиционных методов деформирования является немонотонный характер деформирования, обеспечивающий равномерное накопление деформации в ее очаге. Важными факторами при этом служат реализация в методах ИПД схемы простого сдвига и ужесточение размеров очага деформации. В качестве одного из примеров применения деформационных нанотехнологий показан рациональный подход при изготовлении деталей ответственного назначения из наноструктурированных жаропрочных сплавов.

1. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
2. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
3. *Рекристаллизация* металлических материалов, Ф. Хесснер (ред.), Металлургия, Москва (1982).
4. *Дж.Ф. Белл*, Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел, Наука, Москва (1984).
5. *П. Бриджмен*, Исследование больших пластических деформаций и разрыва, Изд-во иностр. лит., Москва (1955).
6. *Механические свойства материалов под высоким давлением*, Х.Л. Пью (ред.), Мир, Москва (1973).
7. *R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov, N.K. Tsenev*, Mater. Sci. Eng. **A137**, 35 (1991).
8. *Р.З. Валиев, А.В. Корзников, Р.Р. Мулюков*, ФММ № 4, 70 (1992).
9. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства, ИКЦ «Академкнига», Москва (2007).
10. *H. Gleiter*, Prog. Mater. Sci. **33**, 223 (1989).
11. *R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, T.C. Lowe, Y.T. Zhu*, J. Mater. Res. **17**, 5 (2002).
12. *Р.З. Валиев*, Российские нанотехнологии **1**, № 1–2, 208 (2006).
13. *Р.З. Валиев*, ФТВД **18**, № 4, 12 (2008).
14. *D.A. Hughes, N. Hansen*, Acta Mater. **48**, 2985 (2000).
15. *И.И. Новиков*, Теория термической обработки металлов, Металлургия, Москва (1986).
16. *F.Z. Utyashev, G.I. Raab*, Rev. Adv. Mater. Sci. № 11, 137 (2006).
17. *В.В. Рыбин*, Вопросы материаловедения № 1 (29), 11 (2002).
18. *В.А. Павлов*, ФММ **59**, 632 (1985).

19. А.М. Глезер, Л.С. Метлов, ФТВД **18**, № 4, 21 (2008).
20. М.А. Штремель, Прочность сплавов. Ч. 1, МИСИС, Москва (1997).
21. М.А. Штремель, МиТОМ № 8, 10 (2002).
22. Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб, Металлы № 2, 57 (2004).
23. Я.Е. Бейгельзимер, ФТВД **18**, № 4, 77 (2008).
24. Л.С. Васильев, ЖЭТФ **136**, вып. 2, 254 (2009).
25. Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб, ФММ **104**, 605 (2007).
26. Физическое металловедение, Р. Кан (ред.), Мир, Москва (1968).
27. Э.В. Козлов, Вопросы материаловедения № 1 (29), 50 (2002).
28. Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др., Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов, Наука, Новосибирск (2001).
29. Я.Е. Гегезин, Почему и как исчезает пустота, Наука, Москва (1976).
30. А.Р. Zhilyaev, S. Swaminathan, G.I. Raab, T.K. McNelly, Mat. Sci. Eng. 245 (2006).
31. Z. Horita, M. Furucava, M. Nemoto, T.G. Langdon, Mater. Research soc. Sump, Proc. Vol 601. Superplasticity-Current Status and Future Potential, p. 311–322, Symposium held Nov. 29–Dec.1.1999, Boston, Massachusetts, USA.
32. А.Р. Zhilyaev, K. Oh-ishi, G.I. Raab, T.K. McNelly, Scr. Mater. **55**, 931 (2006).
33. А.Н. Тюменцев, Ю.П. Пижнин, А.Д. Коротаев и др., в сб.: Перспективные технологии физико-химической размерной обработки и формирование эксплуатационных свойств металлов и сплавов, Уфа (2001), с. 332.
34. В.В. Астанин, ФММ **79**, вып. 3, 166 (1995).
35. Y. Satio, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai, Acta Mater. **47**, 579 (1999).
36. Ф.З. Утяшев, Современные методы интенсивной пластической деформации, РИК УГАТУ, Уфа (2008), с. 313.
37. Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб, ФММ **101**, 311 (2006).
38. Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб, КШП № 11, 13 (2008).
39. О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев, Сверхпластичность, измельчение структуры зерен и обработка труднодеформируемых сплавов, Наука, Москва (2002).
40. Патент РФ № 2172350, Устройство для деформационной обработки заготовок, 20.08.2001.
41. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков, Винтовая экструзия – процесс накопления деформации, ТЕАН, Донецк (2003).
42. Г.С. Гун, М.В. Чукин, Д.Г. Галиева, Вестник МГТУ им. Г.И. Носова, ГОУ ВПО МГТУ, Магнитогорск № 3, 84 (2007).
43. Г.А. Салицев, О.Р. Валиахметов, Р.М. Галеев, С.П. Мальшева, Изв. РАН. Металлы № 4, 86 (1996).
44. Р.Р. Мулюков, Российские нанотехнологии **2**, № 7–8, 38 (2007).

Ф.З. Утяшев

НАНОСТРУКТУРОВАННЯ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ МЕТОДАМИ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Ультрадрібнозернисті (УДЗ) метали та сплави з розміром зерен від субмікрометричного (1–0.1 μm) до нанометричного (менше 100 nm) діапазону відрізняються надзвичайно високими і корисними фізико-механічними властивостями. Такі ма-

теріали успішно отримують, використовуючи рівноканальне кутове (РКК) і гвинтове пресування, всебічне кування та інші методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД). У даній роботі розглядаються основні особливості будови і механічних властивостей деформаційних наноматеріалів. Обговорюються можливі шляхи підвищення їх конструкційної міцності, «механізм» формування нанозерен і необхідні для цього умови деформування. Порівнюються можливості методів ІПД з традиційними методами обробки металів тиском (ОМТ). Наводяться приклади отримання, обробки та застосування наноматеріалів конструкційного призначення.

Ключові слова: ультрадрібнозернисті метали, інтенсивна пластична деформація, рівноканальне кутове пресування, наноматеріали

F.Z. Utyashev

NANOSTRUCTURIZATION OF METALLIC MATERIALS BY METHODS OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION

The ultrafine-grained (UFG) metals and alloys with submicro (1–0.1 μm) to nanometer (less than 100 nm) grain size are notable for high and efficient physical and mechanical properties [1]. Such materials are successfully produced by the equal-channel angular (ECA) and twist extrusion, uniform forging and another methods of severe plastic deformation (SPD). The paper treats the specific features of structure and mechanical properties of deformation nanomaterials. Possible ways of increasing structure strength, the «mechanism» of nanograin formation and deformation conditions are discussed. Potentialities of the SPD methods are compared with those of conventional methods of metal working by pressure. Examples of production, processing and application of structural-purpose nanomaterials are given.

Keywords: ultrafine-grained metals, severe plastic deformation, equal-channel angular extrusion, nanomaterials