

УДК 669.01 (07)

Ф.З. УТЯШЕВ

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ПРИКЛАДНЫЕ АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ультрамелкозернистые (УМЗ) и наноструктурные (НС) состояния материалов обеспечивают им высокие механические свойства при нормальной температуре, а при повышенной температуре – сверхпластические свойства. Это позволяет при изготовлении из них деталей использовать, как технологические, так и конструкционные свойства. Существующие методы получения УМЗ и НС материалов, так или иначе, основываются на пластической деформации. Актуальной задачей является разработка эффективных деформационных методов, обеспечивающих максимальное измельчение зерен. В работе показано, что решение такой задачи должно учитывать условия совместности деформации на макро-, мезо- и микроуровнях. С этих же позиций рассматриваются свойства указанных материалов и возможности их конструкционного применения.

Ключевые слова: вектор, тензор, совместность деформации, дефект, структура, механические свойства.

Введение

Для получения объемных УМЗ и НС материалов с размером зерен (1–10) мкм и вплоть до нескольких нанометров используют методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2]. Большинство работ в области интенсивных и больших пластических деформаций посвящены преимущественно структурным механизмам и превращениям в материалах [1,3]. Между тем для разработки эффективных технологий получения УМЗ и НС материалов важна также связь структурных изменений с макроскопическими закономерностями больших деформаций, рассматриваемых в рамках механики сплошных сред (МСС).

Деформированное состояние в материальной точке континуума, как известно, характеризуется тензором деформации $\hat{\epsilon}$. Если известно поле вектора перемещения \mathbf{u} в окрестностях точки, то компоненты тензора деформации, определяют его дифференцированием. При обратной задаче – нахождении вектора \mathbf{u} по компонентам тензора деформации возникает неоднозначность, поскольку надо определить три проекции этого вектора по шести компонентам тензора. Эту неоднозначность устраняют, дифференцируя известные соотношения Коши с исключением из них компонент вектора перемещений. В результате получают шесть уравнений, отражающих условия совместности для малых, но не для больших деформаций. Кроме того, такой подход в определении условий совместности деформации не позволяет судить об особенностях их выполнения в

кристаллических материалах, в которых деформация обусловлена перемещениями линейных дефектов и это приводит к структурным изменениям.

В этой связи в данной работе поставлена задача выявить физико-механические причины фрагментации, обеспечивающие эффективное формирование УМЗ и НС состояний в металлах на основе более широкого представления совместности деформации, чем это принято в МСС. Поскольку условие совместности деформации является прямым следствием закона сохранения вещества при пластической деформации, то поставленная задача ставится исходя из первопринципов строения материалов.

1. Обобщенное представление условия совместности деформации

Пусть некоторое твердое тело под воздействием в общем случае сил и моментов сил подвергается пластической деформации, т.е. изменяет свою форму и размеры без нарушения сплошности. Если в нем до деформации мысленно выделить пространственную сетку линий, составленную из декартовых координат или в качестве таковой для кристаллических материалов использовать «естественные» линии – кристаллографические оси, то при деформации прямые линии неизбежно подвергнутся искривлению – дисторсии и, в целом сетка приобретет некоторый изгиб и кручение (в поликристаллических материалах деформация, обычно, по-разному искривляет кристаллографические оси в каждом зерне).

В каждой материальной точке дисторсия определится соответствующим тензором $\hat{\beta}$, по отношению к которому условие совместности пластической деформации имеет вид:

$$\text{rot}\hat{\beta} = \nabla \times (\hat{e} + \hat{\omega}) = 0, \quad (1)$$

где ∇ – оператор «набла».

Отметим, что условие (1) выполняется исходя из того, что по определению $\hat{\beta} = \text{grad } \mathbf{u}$. Отсюда справедливо тождество $\text{rot grad } \mathbf{u} \equiv 0$ – иная форма записи условия совместности деформации.

Деформация в окрестности материальной точки, как известно, определяется симметричной частью $\hat{\beta}$, т.е. $\hat{e} = (\nabla \mathbf{u} + \mathbf{u} \nabla)/2$. Антисимметричная часть $\hat{\beta}$ представляет собой чистый поворот материальной точки, как единого целого – $\hat{\omega} = (\nabla \mathbf{u} - \mathbf{u} \nabla)/2$. Заменяя в (1) тензор дисторсии $\hat{\beta}$ его суммой $\hat{\beta} = \hat{e} + \hat{\omega}$, получим:

$$\text{rot}(\hat{e} + \hat{\omega}) = \text{rot } \hat{e} + \text{rot } \hat{\omega} = 0. \quad (2)$$

Случай, при котором каждое из слагаемых в соотношении (2) равно нулю отражает идеальную однородность деформации, которая в металлах не реализуется. Практическую ситуацию представляет случай, в котором каждое слагаемое отлично от нуля, но не их сумма, т.е. когда

$$\text{rot } \hat{e} = -\text{rot } \hat{\omega}. \quad (3)$$

Отметим, что уравнения (1) – (3) справедливы не только для континуального твердого тела, но и для кристаллических, аморфных и других твердых тел, в которых межатомные связи обеспечивают им стабильность формы и размеров до деформации и сохранение сплошности при деформации. Подчеркнем, что при деформации возникает два равных и противоположно направленных поворота (ротора или вихря): чистый и порожденный сдвиговой деформацией.

Если деформируемое тело наделять свойствами сплошной среды, то ни сдвиг, ни повороты не изменят его «внутреннего строения», поскольку «элементами» такого тела являются бесконечно малые частицы, расположенные на бесконечно малых расстояниях. Физически выделить и обнаружить такие элементы и, следовательно, их передвижения нельзя: они неотделимы друг от друга и полностью совпадают друг с другом при любой деформации. Поэтому внутренне строение сплошного твердого тела после деформации будет тождественно равным исходному недеформированному строению тела. Существенной компонентой в тензоре дисторсии для континуального твердого тела является тензор деформации, поскольку он в отличие от тензора поворота характеризует изменение формы материала и

для определения деформированного состояния такого твердого тела достаточно знать поле тензора деформации.

Для кристаллических материалов уравнения (1) – (3) полностью сохраняют свою форму, если использовать их континуальное представление, как материалов с бесконечно малым периодом решетки. В обычном же представлении кристаллических материалов процесс деформации обеспечивается движением линейных дефектов кристаллической структуры. В этом случае компоненты в уравнении совместности могут быть определены следующей системой [3]:

$$\begin{cases} \hat{e} = \sum_{k=1} \rho_k \lambda_k \hat{T}_k; \\ \hat{\omega} = \sum_{k=1} \rho_k \lambda_k \hat{R}_k, \end{cases} \quad (4)$$

где соответственно $\hat{T}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b} \times \vec{b}\vec{n})_k$ и $\hat{R}_k = 0,5(\vec{n}\vec{b} - \vec{b}\vec{n})_k$ – симметричная и несимметричная части двухвалентного тензора для k-той системы скольжения. Здесь ρ_k – плотность дислокаций; λ_k – средняя длина пробега дислокаций; \vec{n}, \vec{b} – нормаль к плоскости скольжения и вектор Бюргерса для k-той системы скольжения в зерне.

При этом соотношение аналогичное соотношению (3) запишется в виде

$$\hat{\omega}_\delta = \hat{\omega}_r, \quad (5)$$

где $\hat{\omega}_\delta$ и $\hat{\omega}_r$ – тензоры тейлоровского и реактивно-го поворота зерна соответственно.

Отметим следующее: 1) соотношение (5) позволяет записать систему уравнений (4) в более удобном для решения виде – относительно дислокаций, без привлечения дисклинаций – дефектов, ответственных за поворотную моду деформации; 2) система уравнений (4) справедлива для достаточно крупнозернистого состояния кристаллического материала, в котором деформация происходит путем кристаллографических сдвигов; 3) при существенном измельчении зерен множество их границ в материалах становится достаточным для осуществления зернограничного сдвига практически в любом требуемом направлении, что оправдывает запись условия совместности деформации в форме (2).

Таким образом, принципиальное отличие условий совместности деформации (2) и (4) состоит в том, что первое справедливо для тел, в котором компоненты дисторсии не приводят к изменению его структуры (сплошная среда или поликристалл с предельно измельченными зернами – нанозернами), а второе для поликристаллического тела, в котором компоненты дисторсии изменяют его структуру. Последнее обусловлено тем, что носителями сдвига и поворота в кристаллах являются разные дефекты:

дислокации и дисклинации. Между собой эти дефекты отличаются строением, способом и траекториями перемещения, и они по-разному изменяют структуру материала при деформации. Кроме того, подводя промежуточный итог, повторно отметим, что в классическом представлении, основанном на МСС, оценка деформированного состояния твердого тела определяется лишь симметричной частью дисторсии – тензором деформации. Между тем как структура и свойства кристаллических тел зависят от количества и распределения в них дефектов, следовательно, зависят от тензоров деформации и поворота, определяемых уравнениями (4). Поэтому при оценках деформированного и адекватного ему структурного состояния кристаллического материала и, в конечном счете, свойств материала важно учитывать тензор дисторсии в целом.

2. Структурные условия совместности деформации

Все выше приведенные уравнения справедливы для локальных областей твердого тела, т.е., либо для материальной точки, если оно континуальное, либо для зерна, если оно поликристаллическое. Для твердого тела в целом необходима интегральная (общая) совместность деформации всех его частей. В идеальном случае такая совместность обеспечивается равенством тензоров дисторсии в каждой из N -ного множества точек или зерен, т.е. равенством составляющих дисторсии:

$$\begin{aligned}\hat{e}_1 = \hat{e}_2 = \dots = \hat{e}_N = \hat{e}; \\ \hat{\omega}_1 = \hat{\omega}_2 = \dots = \hat{\omega}_N = \hat{\omega}.\end{aligned}$$

Для выполнения таких условий в поликристаллах необходимо, чтобы в каждом зерне действовало не менее 5 независимых систем скольжения дислокаций, либо имелось достаточное большое количество границ, обеспечивающих возможность осуществления по ним сдвигов (зернограничного проскальзывания) и поворотов.

Обычно поликристаллические материалы отличаются крупнозернистым строением, в которых доля границ составляет пренебрежимо малую часть, а в зернах имеется не более 2–3 активных систем скольжения дислокаций. Вследствие этого для таких поликристаллических материалов более правдоподобной представляется следующие условия совместности деформации

$$\hat{e}_1 + \hat{\omega}_1 = \hat{e}_2 + \hat{\omega}_2 = \dots = \hat{e}_n + \hat{\omega}_n = \hat{e} + \hat{\omega}. \quad (6)$$

Если выразить условие совместности деформации в виде

$$\sum_{k=1}^N \text{rot}(\hat{e} + \hat{\omega}) = \sum_{k=1}^N \text{rot}(\sum \rho_k \lambda_k \hat{T}_k + \sum \rho_k \lambda_k \hat{R}_k) = 0, \quad (7)$$

то, принимая во внимание значения \hat{T}_k и \hat{R}_k , а также то, что плотность дислокаций и их пробег не равны нулю, получим:

$$\sum \bar{n}\bar{b} = 0. \quad (8)$$

Последнее соотношение имеет простой геометрический смысл для монокристалла или поликристалла, состоящего из слабоориентированных субзерен. Оно отражает ситуацию, при которой макроскопическая плоскость сдвига совпадает с кристаллографической плоскостью (или почти совпадает с таковыми в каждом субзерне). Тогда угол между векторами \bar{n} и \bar{b} равен $\pi/2$, их скалярные произведения, и, следовательно, вся сумма (8) равны нулю

Для поликристалла с большеугловыми границами соотношение (8) могло бы реализоваться, если \bar{b} траектория движения дислокаций в зернах представляла бы собой ломанную (зигзагообразную) линию, многократно пересекающую прямую линию, в направлении которой осуществляется макросдвиг (рис. 1).

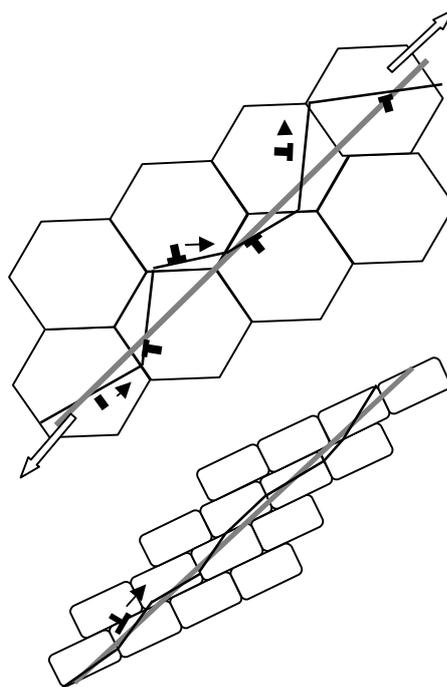


Рис. 1. Схема траекторий перемещения дислокаций в крупных зернах и в мелких субзернах

При этом сумма проекций траекторий на линию сдвига, лежащих выше этой линии была бы равной сумме проекций траекторий, лежащих ниже её. Для этого необходимо допустить, что дислокации способны преодолевать большеугловые границы и переходить из одного зерна в другое. Допустим, что это возможно и такой сдвиг в крупнозернистом материале происходит. Определим необхо-

димую для этого плотность дислокаций в сравнении с плотностью дислокаций, обеспечивающий равновеликий сдвиг в субзеренном материале. При этом учтем, что размеры субзерен значительно меньше размеров зерен.

В обоих случаях величина сдвига определится как число дислокаций, умноженное на сумму проекций вектора Бюргерса, ориентированного параллельно каждому отрезку ломаной линии, на направление прямой линии сдвига.

Плотности подвижных дислокаций в окрестности линий сдвига можно принять пропорциональными их количеству. Тогда отношение плотностей дислокаций определится как

$$\rho'_g / \rho'_f = \sum_{i=1}^{M^f} \cos \alpha_i^f / \sum_{i=1}^{M^g} \cos \alpha_i^g, \quad (9)$$

где α_i^f и α_i^g – соответственно угол наклона i -го отрезка зигзагообразной линии в фрагментированной и крупнозернистой структуре по отношению к направлению сдвига.

Заменим суммы косинусов углов произведением числа границ (верхних значений пределов сумм) на косинус среднего угла. Учитывая, что длина прямой L , по которой происходит сдвиг, намного больше размера зерен и тем более субзерен, число границ определим как $M^g = L/d_g$ и $M^f = L/d_f$, где d_g и d_f – средние значения размера зерен и малоугловых фрагментов. По порядку величины в крупнозернистом металле $d_g \sim 100$ мкм, а в измельченном субзеренном $d_f \sim 0,1$ мкм. Косинус малоугловой границы близок к единице, а большеугловой границы, например, $\cos 45^\circ \sim 0,5$.

Отсюда получим $\rho'_g / \rho'_f \sim 10^3$. Данный результат показывает, что в крупнозернистом материале для равновеликого сдвига требуется плотность дислокаций на три порядка большая, чем в субзеренном материале, что согласуется с экспериментом уже после относительно небольших деформаций ($\geq 0,2 - 0,3$) [3]. Вместе с тем во всех случаях для совершения равновеликих сдвигов, как известно, необходима практически одна и та же плотность полных дислокаций, равная $\rho = \gamma/\Delta Lb$, где ΔL – величина относительного смещения частей материала по линии сдвига. Налицо противоречие, поскольку не только расчет, но и опыт показывает о значительном (на три порядка) повышении плотности дислокаций в крупнозернистом материале, чем это необходимо для сдвига. Противоречие разрешается тем, что накопленная плотность дислокаций «расходуется» не на собственно сдвиг, а на его подготовку. Суть подготовки заключается в том, что взамен исходного множества непреодолимых для дислокаций большеугловых границ образуется новое еще большее множество малоугловых границ, которые дислока-

ции легко преодолевают. В первом приближении угловая разориентировка малоугловых фрагментов при этом определится как $\varphi_f = \varphi_g M^g/M^f \sim 0,01$ рад, что согласуется с минимальными по порядку величины оценками разориентировок фрагментов в металлических материалах.

В целом же фрагментация кристаллических материалов, является структурным условием обеспечения совместности деформации, согласующимся с законами сохранения в виде:

$$\operatorname{div} \hat{\alpha} = \nabla \cdot \hat{\alpha} = 0; \quad (10)$$

$$\iiint_V \nabla \cdot \bar{b} \, dV = \iint_A \bar{b} \, dA, \quad (11)$$

где $\hat{\alpha}$ – тензор плотности дислокаций; V и A – соответственно объем и площадь поверхности деформируемого металла.

Физический смысл выражения (10) означает, что внутри деформируемого объема – очага деформации – нет источников дислокаций, которые бы изменили плотность дислокаций одного знака или другими словами изменили бы кривизну – кручение кристаллической решетки. Уравнение (11) отражает закон Остроградского-Гаусса в отношении поля вектора Бюргерса дислокаций, демонстрирующего, что дивергенция этого поля в очаге деформации равна потоку дислокаций, выходящих на поверхность очага деформации. Справедливо и обратное утверждение: источником зарядовых дислокаций является поверхность очага деформации. Действительно поскольку решеточные дислокации рождаются петлями, то обход по их контуру дает нулевую кривизну-кручение кристаллической решетки. Накапливается кривизна-кручение, если на поверхность выходят не вся петля, а её сегменты, и/или когда поверхность становится активным источником сегментов (полупетель) дислокаций.

Из выше приведенных уравнений нетрудно получить связь между изменением внешней поверхности деформируемого поликристалла и его линейными дефектами. Формальный вывод этой связи приведен в работах [2, 4] и она устанавливает равенство между приращениями кривизны – кручения кристаллической решетки и площади очага деформации, отнесенной к его объему, что представляет собой не что иное, как геометрическую форму условия совместности деформации, связывающую её мезо- и макроуровни. В результате использованный подход позволяет определить средний размер измельченных при деформации зерен, как величину обратную накопленной кривизне-кручению кристаллической решетки и выявить условия деформации, обеспечивающие максимальное накопление в материалах тензорной плотности дислокаций.

3. Конструкционная прочность УМЗ и НС материалов, примеры их получения и применения

Из выше приведенного условия совместности важно, чтобы в УМЗ и НС материалах возникали сдвиговая и ротационная мода деформации. При температурах выше $0,4T_{пл}$ такие материалы демонстрируют сверхпластичные свойства, поскольку в них реализуется, так называемый механизм кооперированного зернограничного проскальзывания (КЗГП), обеспечивающий сдвиг в направлении наибольших касательных напряжений в сочетании с ротациями отдельных зерен. При температурах деформации ниже $0,4T_{пл}$ действие обычного механизма деформации – внутризеренного дислокационного сдвига – в УМЗ и НС материалах затруднено из-за высокого напряжения, необходимого для генерации решеточных дислокаций. Тем не менее, УМЗ материалы демонстрируют высокую прочность и пластичность, а наноматериалы, как правило, проявляют рекордно высокую прочность, но малую пластичность.

Вместе с тем установлено [1], что ряд типичных наноструктурных материалов при растяжении демонстрируют не только в 3–4 раза большую прочность по сравнению с обычным крупнозернистым состоянием, но характерное для последнего высокое значение относительного удлинения до разрушения $\delta \sim (40 \div 60)\%$.

Детальной ясности в причинах этого парадокса пока нет, подробно он обсуждался в работе [5]. Высокая прочность и пластичность может быть свойственна наноматериалам:

- с бимодальной структурой, состоящих из ответственных за пластичность относительно крупных зерен и ответственных за прочность мелких зерен. При этом регламентированная разнотернистость обеспечивает развитие сдвиговых и поворотных мод деформации, важных для обеспечения её совместности и релаксации перенапряжений;

- с «зернограничным дизайном» – определенным соотношением большеугловых и малоугловых границ, соответственно препятствующих и не препятствующих движению дислокации, а также специальных границ, например, двойниковых, и с дозированной сегрегацией примесей, замедляющих скорость динамического возврата;

- с определенным уровнем неравновесности большеугловых границ, регулируемой частичным снижением концентрации зернограничных дислокаций при термообработке;

- с 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.

Для измельчения зерен необходимо, 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 от методов плавки, литья, обработки давлением и термообработки. В отношении последних металлургических переделов на первом этапе рационально применять метод первичной или динамической рекристаллизации, позволяющий при минимальных ресурсных затратах измельчать зерна до размеров (1–10) мкм. Затем, используя повышенные пластические свойства таких УМЗ материалов, целесообразно подвергать их ИПД с последовательным снижением температуры деформации в переходах, достигая тем самым формирования на каждом этапе все более мелких зерен, вплоть до наноразмерных зерен [6].

Не останавливаясь на большом многообразии конкретных примеров обработки различных материалов с использованием такого подхода, приведенных во многих работах, отметим технологические возможности методов РКУП и всестороннейковки, применяемых для получения объемных наноматериалов. Так, в настоящее время, варьируя температурой и степенью деформации в проходах, методом РКУП получают УМЗ прутки диаметром до 60 мм и длиной до 200 мм из различных металлов и сплавов, включая малопластичные и труднодеформируемые материалы [1, 6]. Минимально достигаемый размер зерен в таких прутках в зависимости от природы материала и диаметра прутка обычно составляет (200–400) нм. 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) м прутки диаметром обычно до 10 мм. Перспективным представляется также метод ротационно-сдвиговой деформации, в котором прутки с овальным поперечным сечением одновременно подвергается РКУП и кручению в очаге деформации, что позволяет уменьшить число проходов до одного, а нагрузку на инструмент до минимума [1]. Эффективность применения процесса пластического кручения для измельчения зерен в объемных заготовках – прутках – убедительно продемонстрирована таким методом ИПД, как винтовая экструзия [7].

Используя обычные методы деформации (прямое прессование, протяжку, волочение, прокатку)

УМЗ прутков, полученных методом РКУП, изготавливают тонкостенные изделия с максимальным измельчением зерен, что придает им дополнительное упрочненное состояние. В частности, так можно производить стальную и медностальную проволоку [8], со свойствами, превосходящими традиционную технологию волочения с применением патентирования.

Для получения массивных УМЗ материалов применяют всестороннюю изотермическую ковку. Таким методом ИПД получают [9] заготовки диаметром до 200 мм и длиной до 300 мм из титана и его сплавов с размерами зерен (300–400) нм (рис. 2).

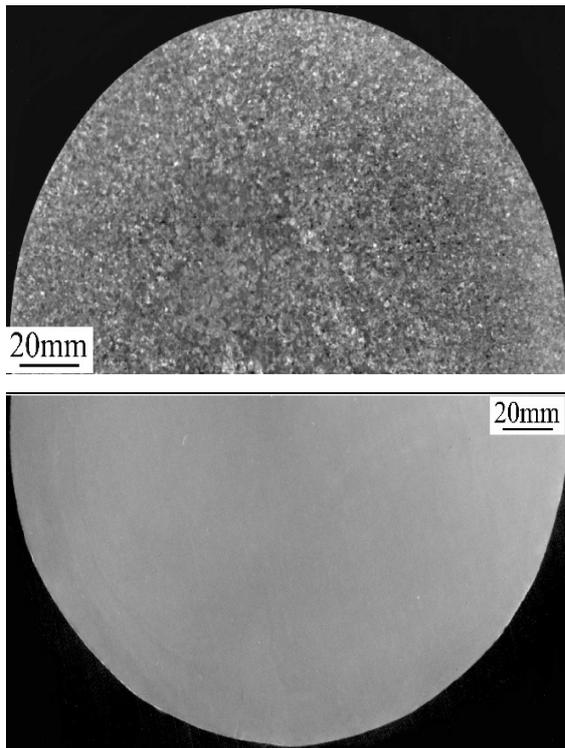


Рис. 2. Макроструктуры титанового сплава ВТ6 в исходной заготовке (вверху) и после всестороннейковки (внизу)

Хотя такая ковка – трудоемкий процесс, тем не менее, она оправдана при производстве уникальных деталей, а также крупногабаритных листов, которые изготавливают из крупногабаритных УМЗ поковок.

Привлекательность применения конструкционных наноматериалов объясняется двумя обстоятельствами.

Во-первых, возможностью изготавливать детали с более высоким уровнем прочности, что позволяет снизить их вес и повысить ресурс эксплуатации при других важных для этого характеристиках свойств.

Во-вторых, их высокими технологическими свойствами: сверхпластичностью, формруемостью и свариваемостью при низких температурах ($\sim 0,4T_{пл}$).

В этой связи особый интерес вызывает применение наноструктурированных материалов для изготовления сложных дорогостоящих машин, например, газотурбинных двигателей (ГТД).

Поскольку в ГТД и аналогичных устройствах используются особо ценные жаропрочные сплавы на основе железа, никеля и титана, то следует отметить влияние наноструктурирования на их свойства. Жаропрочность в этих материалах обеспечивается наличием большого количества (свыше 50%) наноразмерных интерметаллидных частиц с когерентными границами или тонкопластинчатой (~ 100 нм) фазы. В противоположность такому состоянию скоагулированные или сфероидизированные выделения упрочняющих фаз с некогерентными межфазными границами при температурах выше $0,5T_{пл}$, не жаропрочные, а сверхпластичные свойства. А при температуре 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 на завершающем этапе применяя термообработку обеспечить им наилучший комплекс механических свойств за счет оптимального распределения зерен и нановыделений по размерам [6].

Заключение

В работе рассмотрены теоретические и практические аспекты получения и применения УМЗ и НС материалов. Показано, что физические причины формирования мелких зерен в твердых телах, включая металлические материалы, обусловлены фундаментальными законами сохранения вещества, обеспечивающими совместность деформации на макро-, мезо- и микроуровнях. Существенное значение для поликристаллических материалов имеет совместность деформации, обеспечиваемая не только за счет тензора деформации, но и тензора поворота. Показано, что поворотная мода деформации в поликристаллах имеет дислокационно-дислокационную природу, которая обеспечивает не только формирование мелких зерен, но и придает материалам высокие механические свойства. Рассмотрены примеры получения и применения УМЗ и НС материалов, в частности, для изготовления деталей ответственного назначения из жаропрочных сплавов.

Литература

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

2. Утяшев Ф.З. *Современные методы интенсивной пластической деформации* / Ф.З. Утяшев. – Уфа: РИК УГАТУ, 2008. – 313 с.
3. Рыбин В.В. *Большие пластические деформации и разрушение металлов* / В.В. Рыбин. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
4. Влияние очага деформации на измельчение зерен в металлах / Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – Т. 104, № 6. – С. 605-617.
5. Валиев Р.З. *Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации* / Р.З. Валиев // *Российские нанотехнологии*. – 2006. – № 1-2. – С. 208-216.
6. Кайбышев О.А. *Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов* / О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
7. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов и др. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
8. Гун Г.С. *Исследование формирования субмикроструктурной структуры поверхностного слоя стальной проволоки с целью повышения уровня её механических свойств*. / Г.С. Гун, М.В. Чукин, Д.Г. Галиева // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. – 2007. – № 3. – С. 84-86.
9. *Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства* / Г.А. Салищев, О.Р. Валиахметов, Р.М. Галеев, С.П. Малышева // *Изв. РАН. Металлы*. – 1996. – № 4. – С. 86-91.

Поступила в редакцию 31.05.2010

Рецензенты: д-р ф.-м. наук С.В. Дмитриев и д-р техн. наук Р.Я. Лутфуллин, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия.

ТЕОРЕТИЧНІ ТА ПРИКЛАДНІ АСПЕКТИ ВИГОТОВЛЕННЯ І ЗАСТОСУВАННЯ ОБ'ЄМНИХ УЛЬТРАМІЛКОЗЕРНИСТИХ І НАНОСТРУКТУРНИХ МАТЕРІАЛІВ

Ф.З. Утяшев

Ультрамілкозернисті (УМЗ) і наноструктурні (НС) стани матеріалів забезпечують їм високі механічні властивості при нормальній температурі, а при підвищеній температурі – понадпластичні властивості. Це дозволяє при виготовленні з них деталей застосовувати як технологічні, так і конструкційні властивості. Існуючі методи отримання УМЗ і НС матеріалів, так або інакше, мають за основу пластичну деформацію. Актуальною задачею є розробка ефективних деформаційних методів, які забезпечують максимальне змельчення зерен. В роботі показано, що рішення такої задачі повинно ураховувати умови сумісності деформації на макро-, мезо- і мікрорівнях. З цих же позицій розглянуто властивості вказаних матеріалів і можливості їх конструкційного застосування.

Ключові слова: вектор, тензор, сумісність деформації, дефект, структура, механічні властивості.

THEORETICAL AND PRACTICAL ASPECTS OF PRODUCTION AND APPLICATION OF BULK ULTRA-FINE-GRAINED AND NANOSTRUCTURAL MATERIALS

F.Z. Utayshev

Ultra-fine-grained (UFG) and nanostructural (NS) states of materials ensure them high mechanical properties at normal temperature, and at elevated temperatures – superplasticity properties. This allows, when making parts from them, apply both manufacturing and structural properties. Existing methods for production of UFG and NS materials, somehow or other, are based on plastic deformation. Actual task is development of effective deformation methods providing maximal refinement of grains. It is shown in the work that solution of such task should take into account conditions of deformation compatibility at macro, meso and micro levels. Properties of the listed materials and capabilities of their structural application are considered from the same point of view.

Key words: vector, tensor, deformation compatibility, defect, structure, mechanical properties.

Утяшев Фарид Зайнуллаевич – д-р техн. наук, проф., главный научный сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов, учреждения Российской академии наук, Уфа, Российская Федерация, e-mail: ufz1947@mail.ru.