PACS: 62.20.Fe

Ф.З. Утяшев

УСЛОВИЯ СОВМЕСТНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПРЕДЕЛЬНОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
ул. С. Халтурина, 39, г. Уфа, 450001, Россия
E-mail: ufz1947@.mail.ru

На основе фундаментального принципа пластической деформации – условий ее совместности – показана закономерность прохождения фрагментации материала при интенсивной пластической деформации (ИПД). Выявлены важная роль поворотной составляющей тензора дисторсии в структурообразовании и основное условие формирования фрагментов минимальных размеров. Рассмотрены возможные варианты учета поворотной составляющей при определении накопленной деформации в разных методах ИПД.

Ключевые слова: дисторсия, деформация, поворот, плотность дислокаций; области разориентации: фрагмент, блок, ячейка, субзерно, полоса, зерно

Введение

Для получения объемных наноструктурных полуфабрикатов из металлов и сплавов используют методы ИПД. Важной особенностью таких методов является возможность накопления в заготовке при температуре ниже температуры рекристаллизации большой (не менее 6–8) степени деформации [1]. К методам ИПД иногда относят обычные методы обработки металлов давлением, такие как прокатка, волочение, прессование, которые в определенных условиях также позволяют обрабатывать металлы [2] с большими степенями деформации. Однако между обычными методами деформации и ИПД существует принципиальное отличие. Оно заключается в том, что первые приводят к формированию преимущественно субзеренной структуры, а вторые – зеренной, что наделяет такие нанозернистые материалы особенно высокими физико-механическими свойствами. Указанное отличие обусловлено тем [3], что при ИПД применяется немонотонная деформация, между тем как при обычных методах – монотонная.

В данной работе на базе фундаментального принципа, известного как условие совместности пластической деформации, показано, что измельчение зерен – это закономерность, присущая всем методам холодной деформации материалов с большими степенями, и она может быть использована как при зеренном, так и при субструктурном упрочнении материалов. Для теоретического обоснования этого положения используется не классическая система уравнений совместности Сен-Венана, справедливая для небольших степеней деформаций, а совместность в отношении тензора дисторсии, который учитывает также поворотную моду деформации, влияющую на структурообразование. Рассматриваются условия структурной совместности деформации и формирования предельно измельченных зерен.

1. Обобщенное представление условия совместности деформации

В теории обработки металлов давлением классические условия совместности деформации обычно представляют в виде системы дифференциальных уравнений, связывающих компоненты тензора деформации. Однако такое представление допустимо лишь для малых деформаций ($e \ll 1$). При больших деформациях необходимо учитывать также влияние на структурообразование относительных поворотов частей тела [4].

В этой связи рассмотрим общий случай пластического течения сплошного твердого тела. Умозрительно представим в нем наличие до деформации пространственной сетки линий в виде декартовых координат, привязанных к материальным точкам тела. Пусть далее под воздействием произвольной системы сил и моментов тело подвергнется пластической деформации, в ходе которой произойдут относительные перемещения материальных точек. Тогда изначально прямые линии сетки приобретут некоторый изгиб и кручение, а сетка и материал в целом подвергнутся дисторсии – искажению. Если материал кристаллический, то в нем в качестве координатной сетки можно использовать «естественные» линии – кристаллографические оси, которые в процессе деформаций тоже подвергаются дисторсии.

По определению тензор дисторсии $\hat{\beta} = \mathrm{grad}\,\mathbf{u}$, где $\mathbf{u}$ – вектор перемещения точки. В чистых деформированных металлах участками значительной дисторсии становятся скопления дислокаций и формирующиеся на их базе границы блоков, полос, зерен, где градиент изгиба-кручения кристаллической решетки пропорционален величине угловой разориентировки указанных областей разориентации, отнесенной к 1–2 межатомным расстояниям – толщине границ.

Учитывая тождество $\mathrm{rot}\,\mathrm{grad}\,\mathbf{u} \equiv 0$, условие совместности в отношении $\hat{\beta}$ имеет вид

$$\mathrm{rot}\hat{\beta} = \nabla \times \hat{\beta} = 0\,. \qquad (1)$$

Заменяя в (1) тензор дисторсии $\hat{\beta}$ суммой $\hat{e} + \hat{\omega}$, где $\hat{e}$ – тензор деформации (симметричная часть $\hat{\beta}$), а $\hat{\omega}$ – тензор поворота (несимметричная часть $\hat{\beta}$), получим:

$$\mathrm{rot}(\hat{e} + \hat{\omega}) = \mathrm{rot}\hat{e} + \mathrm{rot}\hat{\omega} = 0\,. \qquad (2)$$

Уравнения (1), (2) справедливы также и для кристаллических материалов в их континуальном приближении. Вместе с тем без указанного допущения компоненты в уравнении (2) для кристаллических материалов могут быть представлены в виде [5]:

$$\hat{e} = \sum_{k=1} \rho_k \lambda_k \hat{T}_k ,$$
$$\hat{\omega} = \sum_{k=1} \rho_k \lambda_k \hat{R}_k , \tag{3}$$

где диады $\hat{T}_k = 0.5(\mathbf{nb} + \mathbf{bn})_k$ и $\hat{R}_k = 0.5(\mathbf{nb} - \mathbf{bn})_k$ – соответственно симметричная и несимметричная части тензора для k-й системы скольжения; ρ_k – плотность дислокаций; λ_k – средняя длина пробега дислокаций; **n**, **b** – соответственно нормаль к плоскости скольжения и вектор Бюргерса для k-й системы скольжения в зерне.

Отметим, что из (2) следует, что поворот, обусловленный дислокационным скольжением, приводит к реактивному повороту, осуществляемому частичными дисклинациями.

2. Структурные условия совместности деформации

Вышеприведенные уравнения справедливы для локальных областей твердого тела. Для тела в целом необходима совместность деформации для всех его частей. В идеальном случае такая совместность обеспечивается равенством между составляющими тензора дисторсии, а также между их производными по времени для N-го количества точек или зерен, из которого состоит тело. Однако в случае поликристалла для этого необходимо, чтобы в каждом зерне действовало не менее 5 систем скольжения дислокаций либо поликристалл состоял из мелких зерен, разделенных достаточно большим множеством границ, по которым могут осуществляться сдвиги и повороты подобно тому, как это происходит при сверхпластической деформации [3]. Обычно же поликристаллические материалы отличаются крупнозернистым строением с пренебрежимо малой долей границ зерен и двумя-тремя системами скольжения в их объеме. Вследствие этого для таких материалов условия совместности деформации определяются не равенствами между соответствующими компонентами дисторсии, а равенствами их сумм:

$$\hat{e}_1 + \hat{\omega}_1 = \hat{e}_2 + \hat{\omega}_2 = \ldots = \hat{e}_n + \hat{\omega}_n = \hat{e} + \hat{\omega} . \tag{4}$$

Небольшие деформации ($e < 1$). В этом случае условие совместности отражает принцип Поляни–Тейлора в отношении тензора деформации, утверждающий, что форма и размеры зерен в процессе деформации в среднем по образцу изменяются так же, как образец в целом. Поэтому при однородном растяжении относительное удлинение зерен соответствует относительному изменению длины прутка. Для субзерен этот принцип выполняется менее строго – субзерна удлиняются в направлении вытяжки, но в меньшей мере, чем образец, что связано с миграцией и нестабильностью их малоугловых границ.

В отношении тензора поворота принцип совместности обычно не рассматривается, хотя с его проявлением, по-видимому, связаны распределение угловых разориентировок границ фрагментов и перетекстуровка материала при немонотонном деформировании. К классическому подтверждению принципа совместности в отношении $\hat{\omega}$ можно отнести результаты экспериментов Р. Кана [6] по изгибу пластины цинка. При такой деформации в пластине образуются полигоны (блоки) с формой в виде трапеций, у которых меньшие основания образуются в области сжатия пластины, а большие – в области ее растяжения. При этом общая для каждых двух блоков-трапеций боковая сторона представляет собой малоугловую границу, образованную стенкой краевых дислокаций, и в сумме угловые разориентировки таких границ соответствуют углу изгиба пластины.

Большие деформации. При больших деформациях исходные равноосные зерна и субзерна в металлах исчезают, и вместо них возникают полосовые структуры – деформационные, переходные микрополосы, внутри которых содержатся слоборазориентированные ячейки и блоки. В направлении вытяжки размеры полос не согласуются с удлинением заготовки, что связано с их дроблением вследствие поперечных возмущений [7]. По толщине, т.е. в поперечном направлении, размеры полос зависят от радиуса кривизны поворота материала в очаге деформации [4,8]. В среднем изменение толщины полос при квазимонотонных деформациях можно принять соответствующим принципу Поляни–Тейлора, тогда кинетика их образования [8], идущая в направлении замены толстых полос более тонкими, согласуется с экспериментом. Однако при сложном нагружении, приводящем к немонотонному деформированию, выявить закономерности мезоструктурных изменений (на уровне полос, зерен, субзерен), соответствующих макроскопической деформации материала, практически невозможно ввиду изменения направления главных деформаций – следа тензора. Решить такую задачу можно, если использовать представления о «самоорганизации» структуры, происходящей в материале, с целью сохранения его сплошности или, иначе, обеспечения совместности деформации.

Структурное обеспечение совместности. Начиная от относительно малых (0.2–0.3) и до больших деформаций, характерных для ИПД, структурные изменения в материалах обусловлены эволюцией линейных дефектов, прежде всего дислокаций. В отношении последних условие совместности деформации можно представить в виде

$$\sum_{k=1}^{N} \operatorname{rot}(\hat{e}+\hat{\omega}) = \sum_{k=1}^{N} \operatorname{rot}\left(\sum \rho_k \lambda_k \hat{T}_k + \sum \rho_k \lambda_k \hat{R}_k\right) = 0\,. \qquad (5)$$

Формальное определение структурных изменений

в поликристалле, отвечающих условию совместности (5), связано в первую очередь с трудностью выбора конкретной траектории движения дислокаций и зависимости нарастания их плотности в материале. Принимая во внимание, что плотность дислокаций и их пробег при деформации не могут быть равны нулю, из вышеприведенных формул диад $\hat{T}_k$ и $\hat{R}_k$ следует, что условие совместности выполнится, если сумма тензорных произведений векторов, характеризующих траектории перемещения дислокаций в металлическом материале, равна нулю, т.е.

$$\sum \mathbf{nb} = 0 . \qquad (6)$$

Условию (6) удовлетворит траектория перемещения дислокаций в виде ломаной (зигзагообразной) линии, многократно пересекающей прямую линию, в направлении которой осуществляется макросдвиг. Образ такой траектории обусловлен тем, что плоскость макросдвига образца задается внешним напряжением и она не совпадает с плоскостями, по которым в кристаллических решетках зерен скользят дислокации.

Для таких траекторий известно уравнение [4], позволяющее оценить плотности ρ_g и ρ_f дислокаций, необходимых для осуществления одинакового сдвига соответственно в крупнозернистом и слаборазориентированном субзеренном материале:

$$\rho_g / \rho_f = \sum_{i=1}^{M^f} \cos\alpha_i^f \Big/ \sum_{i=1}^{M^g} \cos\alpha_i^g , \qquad (7)$$

где α_i^f и α_i^g – углы наклона *i*-го отрезка зигзагообразной линии соответственно в субзеренном и крупнозернистом материале по отношению к направлению сдвига. В крупнозернистом металле отрезки траектории образуют большие углы между собой и с линией сдвига, а в слаборазориентированном поликристалле из-за существенно меньших размеров и угловых разориентировок субзерен отрезки траекторий дислокаций слегка повернуты относительно друг друга и почти совпадают с линией сдвига. В результате отношение ρ_g/ρ_f достигает значения ~ 10^3. Отметим, что во столько же раз по порядку величины наблюдается повышение плотности дислокаций в предварительно отожженных крупнозернистых металлах после их относительно небольшой (~ 0.3–0.4) деформации [9].

Причина существенно большей плотности дислокации, необходимой для деформации крупнозернистого материала, обусловлена не только существенным несовпадением траекторий движения дислокаций в зернах с направлением макросдвига, но и тем, что границы зерен являются непреодолимым препятствием для перемещения дислокаций из одного зерна в другое. Это приводит к нарушению условий совместности деформации в границах зерен, накоплению дислокаций в зернах и вследствие этого к росту напряжений.

Выход из такой ситуации разрешается тем, что возникшие в зернах скопления зарядовых[1] дислокаций «расходуются» не столько на совершение сдвига, сколько на подготовку условий для его дальнейшего развития в ходе осуществления большой деформации. Суть такой подготовки заключается в

[1] Такие дислокации называют также избыточными или геометрически необходимыми [9].

том, что взамен исходного множества непреодолимых для дислокаций большеугловых границ из образующихся уже после относительно небольших деформаций ($e \ge 0.2$–0.3) скоплений дислокаций в зернах формируется новое, превосходящее прежнее, множество малоугловых границ, легко преодолеваемых дислокациями. В первом приближении разориентировка таких малоугловых границ определится как $\varphi_f = \varphi_g M^g/M^f \sim 0.01$ rad, что согласуется с минимальными по порядку величины оценками разориентировок фрагментов в металлических материалах [9].

Таким образом, в крупнозернистых металлах при большой пластической деформации условия ее совместности реализуются путем фрагментации их структуры. Этот процесс относят к самоорганизующемуся в том понимании, что металл преобразует свою структуру так, чтобы обеспечить совместность деформации и тем самым сохранить сплошность.

3. Размеры малоугловых фрагментов и зерен

Во всех случаях образование новых областей разориентации (зерен, субзерен, полос) представляет собой релаксационный процесс формирования их границ из возникших при деформации скоплений решеточных дислокаций. Известны два основных механизма преобразования таких скоплений в большеугловые границы. Один реализуется путем поглощения дислокационными скоплениями потока решеточных дислокаций. Другой осуществляется в результате перемещений по плотным скоплениям дислокаций серий краевых и винтовых сегментов (диполей) петель частичных дисклинаций. В обоих механизмах образование большеугловых границ связано с эволюцией зарядовых дислокаций, которые преобразуются в границы либо вследствие встраивания в них однозначных решеточных дислокаций, либо в результате перемещения по скоплениям зарядовых дислокаций частичных дисклинаций, представляющих собой сильно взаимодействующие коллективные формы зарядовых дислокаций. Поэтому в качестве «универсальной» структурной характеристики, зависящей от деформации и влияющей на измельчение зерен, целесообразно использовать зарядовую ρ' или тензорную α плотности дислокаций. Между собой эти параметры связаны соотношением $\alpha = b\rho'$, и их особенностью является то, что они характеризуют кривизну-кручение кристаллической решетки, которая при преобразовании скоплений дислокаций в границы сохраняется и даже накапливается. Поэтому, несмотря на то, что дислокации при слиянии ядер в границах становятся неразличимыми, их тензорная плотность остается актуальным параметром структуры, и в отношении тензора плотности дислокаций условие совместности имеет вид [11]:

$$\mathrm{div}\hat{\alpha} = \nabla \times \hat{\alpha} = 0\,. \qquad (8)$$

Физический смысл (8) означает, что внутри деформируемого объема нет источников дислокаций, которые бы изменили избыточную плотность зарядовых дислокаций, т.е. кривизну-кручение кристаллической решетки. Решеточные дислокации рождаются замкнутыми петлями, обход которых по охватывающему их контуру дает нулевую кривизну [12]. Кривизна-кручение накапливается тогда, когда на поверхность материала и зерен выходит не вся петля, а ее сегменты, и/или когда поверхность рождает сегменты (полупетли) дислокаций.

С учетом этого обстоятельства условие совместности для решеточных дислокаций можно записать также в виде формулы Остроградского–Гаусса:

$$\iiint_V \nabla \times \mathbf{b} \mathrm{d}V = k_{\mathrm{em}} \iint_A \mathbf{b}\, \mathrm{d}A\,, \tag{9}$$

где V и A – соответственно объем и площадь поверхности деформируемого металла, k_{em} – коэффициент выхода сегментов петель дислокаций на поверхность. Очевидно, что $0 < k_{\mathrm{em}} < 1$, поскольку при $k_{\mathrm{em}} = 0$ деформации не возможны (сдвиг завершается лишь тогда, когда дислокации выходят на поверхность), а равенство $k_{\mathrm{em}} = 1$ не согласуется с опытом, поскольку не все дислокации выходят на поверхность.

При холодной деформации тепловые флуктуации малы, поэтому выход дислокаций на поверхность возможен лишь под воздействием напряжений. Кроме того, в этих условиях наблюдают образование более высоких плотностей дислокаций, чем при горячей деформации. Исходя из этих соображений, а также из компромисса между реализацией принципа максимума работы пластической деформации и максимального скопления в материале дислокаций, получим, что $k_{\mathrm{em}} = 0.5$. Отсюда справедливо равенство, приведенное в [13], между относительным приращением внешней поверхности Δk и тензорной плотностью дислокаций:

$$\Delta k = \frac{\Delta A}{V} = \frac{Nbl}{V} = \rho' b = \alpha\,, \tag{10}$$

где N и l – число и длина сегментов дислокационных петель, вышедших на поверхность. В ряде работ [4,8,13,14] показано, что накопленная тензорная плотность (кривизна-кручение) $\sum \alpha$ возрастает с увеличением степени деформации и с уменьшением размеров образца, при этом минимальный средний размер формируемых фрагментов определится как

$$d^f_{\min} = \frac{\theta_{\min}}{\left(\sum \alpha\right)_{\max}}\,, \tag{11}$$

где θ – угол разориентировки границ.

4. Об эквивалентности деформации

Тензорное описание деформации для практики неудобно. Важным технологическим параметром для методов ИПД является степень деформации материала, применяемая для заданного измельчения зерен. Однако для вычисления степени деформации используют разнообразные формулы как для одного, так и для разных методов ИПД, которые дают сильно отличающиеся результаты [15].

С точки зрения формоизменения тела при деформации для определения ее степени достаточно использовать обычный подход, основанный на анализе тензора скорости деформации. Степень деформации при этом определяют как интеграл интенсивности тензора скорости деформации ξ_e:

$$e = \int_0^t \xi_e \mathrm{d}t = \int_0^t \sqrt{2\xi_{ij}\xi_{ij}/3}\,\mathrm{d}t\,, \tag{12}$$

где t – время, ξ_{ij} – компоненты девиатора скорости деформации.

По этой формуле в [3] были определены истинные деформации для разных схем:

при растяжении

$$e = \int_0^t v\mathrm{d}t/L = \int_{L_0}^{L_k} \mathrm{d}L/L = \ln(L_k/L_0) = 2\ln(R_0/R_k)\,, \tag{13}$$

при равноканальном угловом (РКУ) прессовании

$$e = \frac{\mathrm{tg}\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{S}{\sqrt{3}} = \frac{2}{\sqrt{3}}\mathrm{ctg}\frac{\phi}{2}\,, \tag{14}$$

при кручении

$$e = \int_0^t \left[r\omega/\left(L\sqrt{3}\right)\right]\mathrm{d}t = r/(L\sqrt{3})\int_0^t \omega\mathrm{d}t = r\varphi/\left(L\sqrt{3}\right). \tag{15}$$

При кручении под давлением (кручении с равномерным сжатием)

$$e = \int \xi_e \mathrm{d}t = \int \frac{1}{L}\sqrt{v^2 + \frac{r^2\omega^2}{3}}\mathrm{d}t\,. \tag{16}$$

Поворотная компонента дисторсии заметный вклад в формоизменение тела не вносит, поэтому в таком геометрическом представлении деформации она во внимание не принимается. Однако, как показано выше, поворотная мода влияет на структурообразование, и в этом аспекте ее необходимо учитывать.

Возможны несколько подходов при оценке вклада поворота в деформацию материала[2]. Один из них – это оценка поворота как независимой моды деформации, поскольку, вообще говоря, поступательное и вращательное перемещение – это различные виды движения. Такую оценку нередко используют при кручении под давлением, указывая число оборотов образца. При этом важно также указывать относительную величину поворота ω/l, где ω –

[2] Более правильно говорить о вкладе поворота в дисторсию материала.

угол поворота, l – длина (толщина диска), на которой происходит поворот материала. Поскольку в общем случае поворот характеризует тензор изгиба-поворота $\chi = \mathrm{grad}\,\hat{\omega}$, от которого зависят размеры фрагментов, то очевидно, что компоненты χ с ростом l при заданном угле ω будут уменьшаться, как и среднее значение кривизны $k = 1/R = \omega/l$ осей кристаллической решетки. Размер фрагментов d в таком случае будет большим, поскольку он обратно пропорционален кривизне $d = \omega/k$. Поэтому для формирования небольших фрагментов необходимы большие градиенты угла поворота, т.е. большие углы поворота на малых расстояниях.

Другой подход в оценке деформационного вклада поворота привлекателен тем, что он основан на обычной практике, при которой тензор деформации заменяется одним скалярным инвариантом – истинной степенью деформации. Такой прием возможен и по отношению к дисторсии в целом. Для этого, как обычно, определяется корень квадратный из второго инварианта тензора деформации, и эта величина представляет собой истинную степень деформации e^e, обусловленную формоизменением тела. Кроме того, необходимо определить «довесок» к истинной степени деформации, который возникает из-за поворотной составляющей дисторсии. В механическом представлении тензор поворота не вносит вклад в активную деформацию (формоизменение) материала, поскольку этот тензор антисимметричен и компоненты на его главной диагонали равны нулю, что означает отсутствие линейной деформации (растяжение или сжатие) тела. Однако необходимо заметить, что указанные нули в матрице этого тензора получают формально – вычитая из прямой матрицы тензора дисторсии транспонированную матрицу. В физическом представлении это означает проявление при повороте существенно немонотонного характера деформации. К такой деформации, как известно, относят изменение направления линейной деформации на 180°. Примером существенно немонотонной деформации является однородное растяжение цилиндрического образца, сменяющееся последующим его сжатием в направлении той же оси. В случае, когда удлинение и сжатие одинаковы, абсолютная результирующая деформация образца будет равна нулю, между тем как истинная деформация определится удвоенным значением $\ln(L_k/L_0)$. Аналогичная ситуация, но не на макро-, а на мезоуровне возникает при поворотах, поскольку к ним приводит перемещение диполей (петель) дисклинаций. В работе [9] показано, что типичные расстояния между дисклинациями диполя составляют порядка 0.1 μm, а величина сдвигов определяется значениями, составляющими десятки векторов Бюргерса для каждого диполя. Суммируя эти сдвиги так же, как и при существенно немонотонной деформации, можно вычислить вклад ротационной компоненты в деформацию. В качестве выражения, ориентировочно оценивающего степень деформации за счет ротационной моды, можно использовать соотношение, предложенное В.В. Рыбиным [9]:

$$e^{\omega} = 0.5\sum F_p\theta,$$

где F_p – фактор, аналогичный фактору Шмида, θ – угол разориентировки границ.

Отметим следующее: условие совместности деформации показывает, что сумму угловых разориентировок границ можно приравнять к сумме макроскопических углов поворота образца. Очевидно, что использование такого подхода позволяет получать более правдоподобные значения накопленной деформации в методах ИПД, которые приводят к формированию в одинаковых материалах не сильно отличающихся по размерам зерен. В частности, размеры зерен после кручения под давлением в одном и том же материале обычно в 2–3 раза меньше, чем после РКУ-прессования, что, как показано в [8], связано с масштабным фактором. Однако, поскольку при оценке степени деформации при РКУ-прессовании вклад поворота не учитывается, это приводит к вопиющему (на порядок) различию со значением накопленной деформации при кручении под давлением, где степень деформации определяется по углу поворота.

Третий подход позволяет оценить накопленную деформацию, как показано в работе [14], по формуле

$$e = 2\ln\frac{k}{k_0} = 2\ln\frac{A}{A_0}. \tag{17}$$

В случае однородного растяжения отношение $k/k_0 = R_0/R$, и формула (17) приобретает классический вид (13).

При сложных процессах степень деформации может быть определена на основе условия совместности деформации в отношении кривизны-кручения, накапливаемой в кристаллической решетке. Согласно этому условию, как уже отмечалось, приращение тензорной плотности дислокаций, характеризующее кривизну-кручение кристаллической решетки, увеличивается при деформации так же, как и площадь поверхности деформируемого тела. Это позволяет использовать зависимость $\alpha = f(e, R)$ для определения степени деформации [14].

Заключение

Структурным откликом на условие совместности деформации при ИПД является фрагментация металла. Минимальные размеры фрагментов образуются в металле при накоплении максимальной тензорной плотности. Для этого и для повышения угловых разориентировок фрагментов важно активно повышать вклад поворотной составляющей дисторсии.

1. *Р.З. Валиев*, ФТВД **18**, № 4, 12 (2008).
2. *Рекристаллизация* металлических материалов, Ф. Хесснер (ред.), Металлургия, Москва (1982).
3. *О.А. Кайбышев, Ф.З. Утяшев*, Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов, Наука, Москва (2002).

4. *Ф.З. Утяшев*, Современные методы интенсивной пластической деформации, РИК УГАТУ, Уфа (2008).
5. *В.В. Рыбин*, Вопросы материаловедения № 1, 11 (2002).
6. *Физическое* металловедение, Р. Кан (ред.), Мир, Москва (1968).
7. *Дж. Мартин, Р. Доэрти*, Стабильность микроструктуры металлических систем, Атомиздат, Москва (1978).
8. *Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб*, ФММ **104**, 605 (2007).
9. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
10. *Н.А. Конева, Н.А. Попова, Л.И. Тришкина, Э.В. Козлов*, Изв. вузов. Физика **52**, № 9, 5 (2009).
11. *Р. де Вит*, Континуальная теория дисклинаций, Мир, Москва (1977).
12. *М.А. Штремель*, Прочность сплавов, МИСИС, Москва (1997), ч. 1.
13. *F.Z. Utyashev, G.I. Raab*, Rev. Adv. Mater. Sci. № 11, 137 (2006).
14. *Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб*, КШП № 11, 13 (2008).
15. *F.Z. Utyashev, F.U. Enikeev, V.V. Latysh*, Ann. Chim. Fr. **21**, 379 (1996).

Ф.З. Утяшев

УМОВИ СПІЛЬНОСТІ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ І ГРАНИЧНОГО ПОДРІБНЕННЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛАХ

На основі фундаментального принципу пластичної деформації – умов її спільності – показано закономірність проходження фрагментації матеріалу при інтенсивній пластичній деформації (ІПД). Виявлено важливу роль поворотної складової тензора дисторсії в структуроутворенні і основну умову формування фрагментів мінімальних розмірів. Розглянуто можливі варіанти контролю поворотної складової при визначенні накопиченої деформації в різних методах ІПД.

Ключові слова: дисторсія, деформація, поворот, щільність дислокацій; області разорієнтації: фрагмент, блок, ячейка, субзерно, смуга, зерно

F.Z. Utyashev

COMPATIBILITY CONDITIONS FOR PLASTIC DEFORMATION AND ULTIMATE REFINEMENT OF GRAINS IN METALS

Basing on plastic-deformation fundamental principle – the compatibility conditions, the refinement of material under severe plastic deformation (SPD) is shown to be regular. The importance of distortion-tensor rotary component in structurization as well as the primary condition for the formation of fragments of minimal size have been determined. Possible variants of allowing for the rotary component in determining the accumulated strain by different SPD methods have been considered.

Keywords: distortion, deformation, rotation, dislocation density, reorientation region: fragment, block, cell, subgrain, strip, grain