

PACS: 05.70.Ce, 05.70.Ln, 61.43.Dg

А.М. Глезер<sup>1</sup>, Л.С. Метлов<sup>2</sup>

## МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

<sup>1</sup>Институт металловедения и физики металлов ГНЦ «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»  
2-я Бауманская ул, 9/23, г. Москва, 105005, Россия

<sup>2</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины  
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина  
E-mail: glezer@imph.msk.ru

*Рассмотрены концепция мегапластических деформаций (МПД) металлов и связанные с нею структурные изменения дефектных подсистем. Показано, что существует некоторое критическое значение деформации, начиная с которого изменения в структуре материала при переходе к высокодеформированному состоянию происходят скачкообразно. При сверхбольших деформациях помимо обычного механизма релаксации в форме фрагментации или дробления зерен имеют место и другие ее виды – рекристаллизация за счет упругих напряжений при относительно низких температурах, фазовые переходы, аморфизация. Указанные явления и процессы, протекающие при МПД, адекватно описываются в рамках энергетического подхода.*

В последние годы всевозрастающее внимание исследователей привлекает возможность существенного повышения физико-механических свойств металлических материалов путем использования сверхвысоких пластических деформаций [1]. Два наиболее распространенных способа создания гигантских степеней деформации – кручение под давлением в камере Бриджмена (КДКБ) и равноканальное угловое прессование (РКУП). Реализуемые при этом пластические деформации столь существенны, что теряют смысл обычные значения относительных степеней деформации, и следует переходить к истинным деформациям. Для КДКБ  $e = (r/t)\varphi$ , где  $r$  и  $t$  – соответственно радиус и толщина цилиндрического образца,  $\varphi$  – угол поворота подвижной наковальни, а для РКУП  $e = \text{arsh}(nctg\varphi)$ , где  $n$  – число проходов,  $\varphi$  – угол поворота каналов.

Формирующиеся при столь гигантских деформациях структурные состояния весьма необычны и труднопредсказуемы. К сожалению, подавляющее большинство авторов, исследующих влияние сверхвысоких пластических деформаций, ограничиваются изучением конечных структур и соответ-

ствующих свойств материалов, не анализируя тех физических процессов, которые протекают непосредственно при гигантских степенях пластического течения. Классические дислокационные и дисклинационные подходы к пониманию структурных процессов при сверхвысоких пластических деформациях представляются недостаточно эффективными и требуют переосмысления.

Цель данной статьи – предложить единую физическую картину процессов при сверхвысоких пластических деформациях, способную непротиворечиво объяснить всю совокупность экспериментальных данных, накопленных к настоящему времени в этой бурно развивающейся области физики прочности и пластичности.

В работе [2] для обозначения подобных величин деформации предложен термин *мегапластическая деформация*, что в большей степени, нежели другие, отвечает общей логике развития любого материального явления [3]. Граница между макро- и мегапластической деформациями остается физически неопределенной. Условно мы будем считать граничной областью относительную деформацию  $\varepsilon \approx 100\%$  или истинную деформацию  $e \approx 1$ .

### 1. Мегапластическая деформация

Суммируя многочисленные исследования по изучению структуры материалов, подвергшихся МПД, можно констатировать, что наблюдается сложное сочетание дефектных структур различных уровней – точечные дефекты, дислокации, сетки дислокаций, мало- и высокоугловые границы зерен в различном процентном соотношении, микропоры и микротрещины. Популярная в литературе трехмерная статистическая оценка подобной зеренной структуры дает в лучшем случае соотношение между высоко- и малоугловыми границами в структуре материала, а также несущественную информацию о природе тех физических процессов, которые протекают при образовании границ. Кроме того, информация эта, к сожалению, довольно противоречива и неоднозначна, поскольку в различных экспериментах авторы наблюдают, как правило, различные структурные состояния на одних и тех же материалах при сходных, казалось бы, условиях деформирования. При этом наноструктурное состояние с размером зерна  $d < 0.1 \mu\text{m}$  формируется сравнительно редко. В сталях и сплавах МПД часто сопровождается фазовыми переходами (выделение и растворение фаз, мартенситное превращение, аморфизация) [4,5]. Последние, как правило, происходят в интерметаллидах или многокомпонентных системах.

Наиболее стройная концепция больших пластических деформаций предложена В.В. Рыбиным [6]. В ее основе лежит понятие о дисклинационной моде. Автору удалось корректно описать явления, протекающие при степенях деформации, близких к  $e = 1$ . Согласно концепции [6] размер фрагментов – основных структурных элементов – по мере увеличения деформации уменьшается до минимального значения  $0.2 \mu\text{m}$ , после чего стабилизируется

(предельная или критическая фрагментированная структура). В работе С.А. Фирстова и др. [7] обращается внимание на тот факт, что при достижении некоторого критического значения  $e_c$  изменения в структуре материала при переходе к высокодеформированному состоянию происходят скачкообразно.

Подробную систематизацию дефектных структур на основании концепции самоорганизации дислокаций в зависимости от степени пластической деформации провели Э.В. Козлов и Н.А. Конева [8]. Они показали, что в зависимости от природы материала на 1, 2 и 3-й стадиях деформирования при подходе к области МПД подобно структурным фазовым переходам происходит последовательная смена одних структурных состояний другими (ячеистые, полосовые, фрагментированные структуры и т.д.).

Чрезвычайно широкое распространение получила гипотеза о том, что в результате МПД образуются «особые» «неравновесные» границы зерен [9]. Эти границы, по мнению многих авторов, ответственны за аномальные явления проскальзывания, диффузии, взаимодействия с решеточными дефектами и, как следствие, могут отвечать за высокий уровень пластичности при относительно высокой прочности наноматериалов.

В работе В.А. Лихачева с сотрудниками [10], в которой подвергали МПД медную проволоку ( $e = 1.6$  и  $3.7$ ), по мере приближения к устью трещины наблюдали пространственную цикличность в изменении структуры: фрагментированная структура ( $r = 0.2 \mu\text{m}$ ), рекристаллизованная ( $r = 5 \mu\text{m}$ ), далее снова фрагментированная ( $d = 0.1 \mu\text{m}$ ), где  $d$  – средний размер фрагментов. Интересно отметить, что вторичная фрагментированная структура непосредственно у устья трещины в два раза дисперснее структуры первичной фрагментации в областях, удаленных от трещины.

## 2. Энергетические принципы механического воздействия на твердое тело

Полноценная теория МПД должна, с нашей точки зрения, быть способной однозначно ответить на следующие вопросы:

- какие структурные и фазовые превращения протекают в процессе МПД;
- каковы предпосылки реализации МПД по тому или иному сценарию;
- каковы условия образования при МПД истинного наноструктурного состояния с размером кристаллитов менее  $100 \text{ nm}$ , разделенных высокоугловыми границами или иной фазой [11];
- какими отличительными структурными признаками обладает процесс МПД и в чем различие между МПД и «обычной» пластической деформацией;
- чем определяется граничное значение величины деформации, начиная с которой мы можем говорить о том, что находимся в области МПД.

Рассмотрим энергетические аспекты поведения твердого тела под нагрузкой. При механическом и тепловом воздействии на твердое тело конечных размеров в него в общем случае закачивается определенная энергия  $du$  в форме работы  $\delta a$  и теплового потока  $\delta q$ :

$$du = \delta a + \delta q. \quad (1)$$

Внутри твердого тела часть энергии, полученной от работы, будет запасена в форме поля упругих напряжений  $de = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e$  (где  $\sigma_{ij}$  – упругие напряжения,  $\varepsilon_{ij}^e$  – упругие деформации), вторая часть  $\delta a'$  будет рассеяна (диссипирована) и перейдет в другие формы энергии, а именно в энергию теплового движения  $\delta q^{\text{in}}$  и на создание или модернизацию дефектной подсистемы:

$$\delta a = de + \delta q^{\text{in}} + \sum_{i=1}^N \delta g_i, \quad (2)$$

где  $g_i$  – суммарная энергия дефектов  $i$ -типа,  $N$  – число типов дефектов. Будем рассматривать только дефекты, образующие статистические множества (точечные дефекты, дислокации, дислокационные сетки, мало- и высокоугловые границы и др.), элементы которых равномерно распределены в пространстве. Уникальные дефекты (полосы скольжения и др.), которых мало в представительном объеме, могут быть также рассмотрены, но только как составные дефекты, удовлетворяющие предыдущему условию.

Отметим, что  $\delta q$  – это часть приращения тепловой энергии за счет внешних источников в форме тепловых потоков от термостатов, в то время как  $\delta q^{\text{in}}$  – это часть тепловой энергии, производимая внутри твердого тела вследствие необратимости. Она не является потоком, а имеет объемное происхождение от равномерно распределенных в пространстве источников энтропии, которые могут быть отождествлены с процессами, протекающими на структурных дефектах. Поскольку эта часть энтропии генерируется в форме квазимонохроматических фононов (акустическая эмиссия) в момент зарождения и движения дефектов, она находится в неравновесной форме. Обозначим через  $\delta q'$  часть тепловой энергии от внутренних источников, успевшей за время акта внешнего воздействия релаксировать и перейти в равновесную форму, а через  $\delta q''$  – ту ее часть, которая остается в неравновесной форме и которой предстоит релаксировать в последующие моменты времени. Объединив обе части равновесной тепловой энергии от внешних и внутренних источников, можно записать  $\delta q + \delta q' \equiv Tds$ . Тогда изменение внутренней энергии (1) можно представить в виде

$$du = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e + Tds + \tilde{T} \delta \tilde{s} + \sum_{i=1}^N \varphi_i \delta h_i. \quad (3)$$

Здесь изменения «остаточной» энергии неравновесной теплоты  $\delta q''$  и суммарной энергии дефектов каждого типа  $\delta g_i$  выражены через произведения сопряженных термодинамических переменных и их приращений, где  $\tilde{T}$  и  $\tilde{s}$  – неравновесные температура и энтропия, а  $\varphi_i$  и  $h_i$  – средняя энергия и плотность дефектов соответствующего типа. Все параметры, входящие в (3), являются по определению измеримыми величинами. Через полные дифференциалы записаны приращения параметров, являющихся функциями состояния системы. Это те параметры, которые по определению равновесны. Остальные

параметры неравновесны, и в общем случае они не являются функциями состояния системы. По аналогии с параметром порядка эволюцию неравновесных параметров можно описать в виде системы эволюционных уравнений:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \tilde{s}}{\partial t} &= \gamma_{\tilde{s}} \left( \frac{\partial u}{\partial \tilde{s}} - \tilde{T} \right), \\ \frac{\partial h_l}{\partial t} &= \gamma_{h_l} \left( \frac{\partial u}{\partial h_l} - \varphi_l \right). \end{aligned} \quad (4)$$

где  $\gamma_{\tilde{s}}$  и  $\gamma_{h_l}$  – кинетические коэффициенты.

В случае гигантских пластических деформаций основным видом дефектов являются высокоугловые границы зерен, образование которых определяет сущность измельчения последних в процессе МПД [12]. Плотности дислокаций и сеток дислокаций, основная эволюция которых завершилась на 1, 2 и 3-й стадиях деформирования, на стадии МПД меняются медленно и выступают как управляющие параметры по отношению к эволюции основного дефекта. Их влияние будет осуществляться через законы упрочнения. Одним из «каналов диссипации» упругой энергии является пластическая деформация, которая на разных стадиях деформирования осуществляется различными типами структурных дефектов. При исчерпании этого канала может быть реализован другой – механическое разрушение через накопление микротрещин и последующее их слияние. Однако при значительных величинах упругой энергии внутренних напряжений, связанных с неравновесным состоянием границ, могут быть инициированы иные «каналы диссипации»: динамическая рекристаллизация и фазовые превращения. В тех вариантах МПД, в которых велика компонента напряжений всестороннего сжатия, образование и рост раскалывающих трещин частично или полностью подавляется, а следовательно, существенно затрудняется реализация процесса разрушения.

Представим внутреннюю энергию в виде ряда по степеням равновесных и неравновесных параметров

$$u = u_0 + \varphi_0 h - \frac{1}{2} \varphi_1 h^2 + \frac{1}{3} \varphi_2 h^3 - \frac{1}{4} \varphi_3 h^4 + \dots, \quad (5)$$

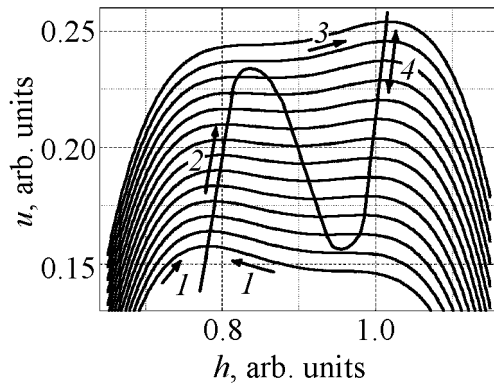
где  $h$  – объемная плотность границ зерен;  $\varphi_0$ ,  $\varphi_1$ ,  $\varphi_2$  и  $\varphi_3$  – коэффициенты разложения, которые выражаются через управляющие параметры следующим образом:

$$\begin{aligned} u_0 &= \frac{1}{2} \lambda (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \mu (\varepsilon_{ij}^e)^2, \\ \varphi_0 &= \varphi_0^* + g \varepsilon_{ii}^e + \frac{1}{2} \bar{\lambda} (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \bar{\mu} (\varepsilon_{ij}^e)^2 + aC, \\ \varphi_1 &= \varphi_1^* + 2e \varepsilon_{ii}^e. \end{aligned} \quad (6)$$

Здесь  $\lambda$ ,  $\mu$  – упругие модули Ламе,  $\bar{\lambda}$ ,  $\bar{\mu}$  – их необратимые аналоги,  $\varphi_0^*$ ,  $\varphi_1^*$ ,  $g$ ,  $a$ ,  $e$  – остальные коэффициенты разложения, выражающие разные вариан-

ты зависимости от управляющих параметров – инвариантов тензора упругих деформаций  $\varepsilon_{ij}^e$  и  $(\varepsilon_{ij}^e)^2 \equiv \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{ji}^e$  – концентрации компонентов  $C$  (в сплавах). Кинетическое уравнение эволюции границ зерен благодаря (15) можно записать в явном виде:

$$\frac{\partial h}{\partial t} = \gamma_h (\varphi_0 - \varphi_1 h + \varphi_2 h^2 - \varphi_3 h^3 + \dots). \quad (7)$$



**Рис. 1.** Зависимость внутренней энергии от плотности границ зерен. Каждая кривая построена при постоянном значении управляющего параметра  $\varepsilon_{ij}^e$

низкого значения плотности границ зерен  $h$ , т.е. в области крупнозернистого строения, правый – то же самое в области мелкозернистого строения.

В работе [13] было предложено три возможных сценария развития событий после формирования предельной фрагментированной структуры.

1. В случае, когда в материале облегчены процессы дислокационных (дисклинационных) перестроек (например, в чистых металлах), наряду с дроблением зерен осуществляется низкотемпературная динамическая рекристаллизация. Локальные области структуры «очищаются» от дефектов, и в новых рекристаллизованных зернах снова начинается процесс пластического течения с помощью дислокационных и дисклинационных мод. В этом случае динамическая рекристаллизация выступает в качестве мощного дополнительного канала диссипации упругой энергии.

Стационарное состояние системы в процессах МПД определяется нулями правой части (17). В квадратичном по энергии приближении (линейном по обобщенной термодинамической силе) это состояние задается условием:

$$\varphi_0 - \varphi_1 h = 0. \quad (8)$$

Это соотношение следует понимать как динамическое равновесие процессов образования и распада границ зерен, когда общее количество границ в процессе МПД не меняется.

Графики внутренней энергии при некоторых параметрах модели приведены на рис. 1. Каждый отдельный график построен при постоянном значении упругой деформации  $\varepsilon_{ij}^e$ , что позволяет осуществить классификацию основных сценариев развития МПД. В приближении полинома 4-й степени график внутренней энергии в общем случае имеет два максимума (устойчивые стационарные точки) и один минимум (неустойчивая стационарная точка). Левый максимум соответствует существованию устойчивого стационарного решения в области

2. В том случае, когда подвижность носителей пластической деформации относительно низка (например, в интерметаллидах), мощным дополнительным каналом диссипации упругой энергии служит фазовый переход. Чаще всего это переход кристалл  $\Rightarrow$  аморфное состояние. В результате пластическое течение локализуется в аморфной матрице без эффектов деформационного упрочнения и накопления больших внутренних напряжений.

3. Промежуточный случай, когда дополнительным каналом диссипации могут служить дисклинационные перестройки, что приводит к наблюдаемой в некоторых экспериментах стабилизации фрагментированной структуры по мере развития МПД.

Очевидно, переход от одного сценария структурных перестроек к другому зависит также от параметра  $T_{MPD}/T_m$ , где  $T_{MPD}$  – температура МПД с учетом возможного эффекта выделения тепла,  $T_m$  – температура плавления.

С учетом сказанного концепция В.В. Рыбина [6] соответствует переходу материала от левого максимума к правому по направлению, указанному стрелкой 3 (рис. 1). С учетом влияния гидростатических давлений в рамках этой концепции вполне можно описать формирование структур и с более мелким зерном, вплоть до достижения истинного наноструктурного состояния 100 nm и ниже. Однако, если продолжать деформировать материал уже после достижения им критической или стационарной дефектной структуры, то в действие могут вступить другие механизмы релаксации, которые раньше не учитывались.

При условии отсутствия больших гидростатических сжимающих напряжений – это будут формирование системы микротрещин и последующее разрушение; при наличии гидростатических сжимающих напряжений – это динамическая рекристаллизация и фазовые превращения, роль которых согласно (15) при больших  $h$  должна возрасти. Для сравнения на рис. 2 приведены кинетические кривые, построенные в соответствии с теорией Рыбина (кривая 1) [29] и с представленным энергетическим описанием (кривая 2).

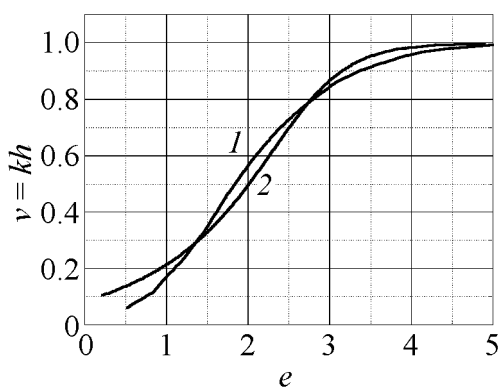


Рис. 2. Кинетические кривые фрагментации металла в процессе МПД: 1 – из работы [29], 2 – в рамках энергетического описания

### 3. Низкотемпературная динамическая рекристаллизация

Предлагая первый сценарий структурных изменений при МПД, мы тем самым *a priori* констатировали, что процесс рекристаллизации в ходе деформации может быть реализован даже при комнатной температуре. Согласно существующим представлениям процесс рекристаллизации (в том числе и динамической) является сугубо диффузионным [14]. Тем самым предполагается, что диффузия и самодиффузия атомов замещения, необхо-

димые для образования зародышей рекристаллизации и их последующего роста, могут быть успешно реализованы при относительно низких температурах в железе, никеле, алюминии, титане и других металлах, а также сплавах на их основе, для которых проводились МПД-эксперименты. На первый взгляд, подобное утверждение выглядит некорректным. Приведем, однако, ряд соображений, подтверждающих правоту нашей гипотезы.

1. Известно [14], что температура начала динамической рекристаллизации зависит от степени деформации при заданной температуре. Чем выше степень деформации, тем при более низкой температуре деформации начинается рекристаллизация. В области холодной деформации эта зависимость также реализуется, и нет никаких физических ограничений на то, чтобы распространить ее и на область комнатной и близких к ней температур. В этом случае динамической рекристаллизации должны соответствовать очень высокие степени деформации, а именно о таких деформациях (МПД) мы и ведем речь.

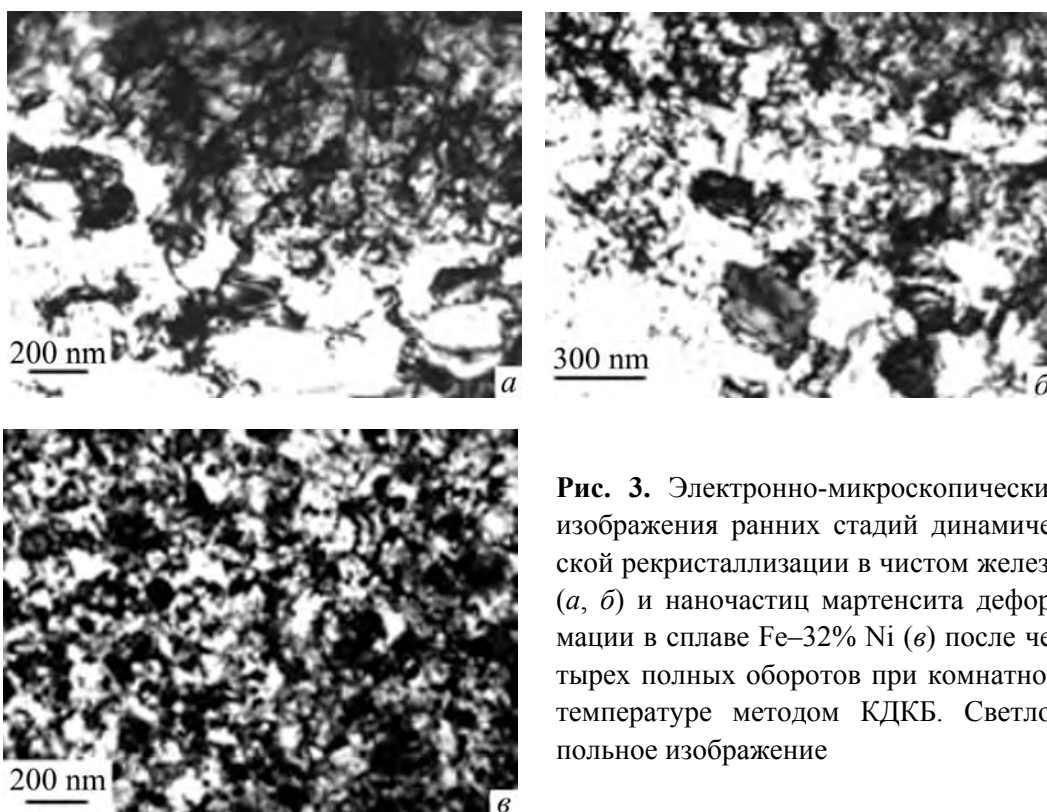
2. Многие исследователи, рассматривая возможность протекания тех или иных диффузионных процессов в условиях МПД, не учитывают существенного влияния на диффузионные потоки внутренних напряжений. Вместе с тем термин «диффузия под напряжением» давно и хорошо известен [15]. Поскольку процессам пластической деформации свойственна неоднородность, заметную роль приобретают градиенты упругих напряжений, в особой степени проявляющиеся при МПД. Возникающий как следствие этого градиент химического потенциала в соответствии с известным вторым постулатом Онзагера [16] должен приводить к возникновению диффузионных потоков. Вполне возможно, что диффузионные процессы еще более ускоряются за счет колоссального пересыщения материала, подвергнутого МПД, точечными дефектами [17]. Дополнительный вклад в ускорение диффузии может быть связан также с динамическим захватом атомов ансамблями индивидуально и коллективно движущихся дислокаций и дисклинаций.

3. Существует множество примеров, когда действующие напряжения смещают реализацию физических процессов в область более низких температур. В качестве примера рассмотрим механизм пластической деформации нанокристаллов, где дислокационная мода не может быть реализована вследствие размерного эффекта. В работе [18] был теоретически предсказан механизм низкотемпературного зернограничного микропроскальзывания как начальный этап пластического течения нанокристаллов при комнатных температурах. Зернограничное проскальзывание, как известно, является процессом, контролируемым диффузией, и в обычных условиях наблюдается при высоких температурах. Тем не менее эксперименты по компьютерному моделированию подтвердили правоту авторов [18] и показали возможность проскальзывания по границам зерен при комнатной температуре в условиях существования больших деформирующих напряжений [19]. В настоящее время механизм низкотемпературного зернограничного микропроскальзывания в нанокристаллах является общепризнанным.



Как показано в обзоре [20], после МПД чистой меди в ней фиксируются существенно более низкие, чем в обычном материале, значения энергии активации ряда диффузионных процессов: для зернограницной диффузии – 0.64–0.69 eV/at, для ползучести по механизму Кобле – 0.72 eV/at, для процесса роста зерен – 0.7 eV/at. Общая тенденция к заметному снижению температуры, при которой могут реализоваться диффузионные процессы, в условиях очень больших пластических деформаций четко проявляется, как будет показано в следующем разделе, и при МПД аморфных сплавов.

4. На рис. 3 представлены электронно-микроскопические изображения структуры чистого железа, прошедшего обработку при комнатной температуре методом КДКБ (4 полных оборота,  $e = 5.6$ ). На фоне матрицы с высокой плотностью дефектов наблюдаются малые по размеру (100–200 nm) области, полностью свободные от дислокаций и представляющие собой, судя по всему, зародыши рекристаллизации. Получение подобных снимков, безусловно, редкая удача, поскольку процесс МПД был остановлен как раз в тот момент, когда зародыши рекристаллизации только появились и не успели вырасти и/или «обзавестись» дислокациями в результате непрекращающейся деформации. Проведенные нами исследования показали, что переход от чистого металла к твердому раствору на его основе затрудняет динамическую рекристаллизацию. Аналогичным образом влияет мартенситное превращение, инициированное деформацией. Оно же ведет к заметному диспергированию структуры, переводя ее в нанокристаллическое состояние (рис. 3, в).



**Рис. 3.** Электронно-микроскопические изображения ранних стадий динамической рекристаллизации в чистом железе (а, б) и наночастиц мартенсита деформации в сплаве Fe–32% Ni (в) после четырех полных оборотов при комнатной температуре методом КДКБ. Светло-польное изображение

Механизмы формирования зародыша рекристаллизации и его последующего роста в процессе МПД могут совпадать с теми механизмами, которые уже известны для обычной динамической рекристаллизации при высоких температурах, но могут оказаться существенно иными, возможными только при низких температурах в условиях МПД.

5. В работе [10] впервые убедительно продемонстрировано явление динамической рекристаллизации в процессе МПД чистой меди при комнатной температуре. Хотя авторы работы создавали условия для МПД весьма оригинальным способом (локальной деформацией в зоне растущей трещины), это несколько не снижает значимости их результата, тем более что ими же было обнаружено явление вторичной фрагментации.

6. Можно также предположить, что в случае гигантских пластических деформаций мы сталкиваемся с принципиально новой ситуацией, с другим механизмом протекания рекристаллизационных процессов по бездиффузионному механизму. Например, граница зерна в результате потери устойчивости может прийти в быстрое движение подобно ударной волне, «заметая» в процессе такого движения все мелкие структурные дефекты и даже границы других зерен. В пользу такого механизма протекания рекристаллизационных процессов свидетельствуют экспериментальные результаты, полученные М.М. Мышляевым на сверхпластичных материалах [12], когда удалось по следам выделений мелких частиц  $Al_2LiMg$  установить промежуточные положения границ зерен в процессе этого движения. В пользу подобного сценария развития событий говорят также результаты компьютерных экспериментов, когда *in situ* удалось наблюдать движение границы разориентации со скоростью порядка 45% от скорости звука [21].

Таким образом, можно считать вполне установленным и теоретически обоснованным тот факт, что в процессе МПД чистых металлов (Fe, Al, Cu и др.) и твердых растворов на их основе наблюдается процесс динамической рекристаллизации, который является мощным дополнительным каналом диссипации упругой энергии, вводимой в твердое тело в процессе МПД.

### 5. Принцип цикличности при МПД

Классические представления о пластической деформации основываются на том, в процессе увеличения степени деформации происходит накопление дислокационных дефектов. Чем выше степень пластической деформации, тем больше дефектов должен содержать деформируемый кристалл. Первое исключение из этого правила возникло при осуществлении больших пластических деформаций с активным участием дисклинационных мод: фрагменты имели тонкие границы и были практически полностью свободны от дислокаций. Однако при переходе в область МПД, как мы видели, осуществляются кардинальные структурные перестройки за счет дополнительных каналов диссипации упругой энергии. О скачкообразном изменении структуры и свойств при переходе к МПД сообщали и авторы работы [7]. При наличии

существенных напряжений всестороннего сжатия в схеме напряженного состояния при МПД процесс разрушения предотвращается или, по крайней мере, сильно затрудняется. В этих условиях каналами диссипации при МПД могут служить динамическая рекристаллизация, фазовые превращения (включая аморфизацию) и выделение избыточного тепла. Если рассматривать конкретный микрообъем деформируемого образца, то вслед за динамической рекристаллизацией или аморфизацией процесс пластической деформации как бы начинается «с чистого листа» во вновь образовавшемся рекристаллизованном зерне или в области аморфной фазы. Далее в рассматриваемом микрообъеме под действием деформирующих напряжений снова происходит накопление дефектов, и процесс повторяется. Можно полагать, что природа формирования пластических зон вокруг устья трещины, наблюдавшихся в работе [10], имеет такое же циклическое автоволновое происхождение.

Автоволновой циклический характер описанных выше переходов можно проиллюстрировать в рамках энергетического подхода из условия существования двух максимумов внутренней энергии (см. рис. 1). Если в начальном состоянии материал находился в аморфном состоянии, то в результате внешнего механического воздействия он будет разупрочняться, что согласуется со снижением твердости на этой стадии [22]. Физической предпосылкой наблюдавшегося при МПД снижения прочности служит, по-видимому, то обстоятельство, что аморфное состояние является замороженным жидким состоянием и в процессе энергетической накачки еще больше приближается к последнему.

Наиболее эффектно цикличность перехода кристалл–аморфное состояние наблюдалась при осуществлении весьма близких с МПД процессов механоактивации [23]. По мере обработки порошка интерметаллида  $\text{Co}_{75}\text{Ti}_{25}$  в шаровой мельнице при продолжительности обработки до 720 ks рентгенографически наблюдались циклические фазовые переходы  $\text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \Rightarrow \text{аморфное состояние} \Rightarrow \text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \text{аморфное состояние} \Rightarrow \text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \text{аморфное состояние}$ .

На рис. 4 представлена обобщающая все вышесказанное схема протекания структурных процессов, демонстрирующая принцип цикличности при МПД. Процесс разрушения скомпенсирован напряжениями всестороннего сжатия и выведен из рассмотрения. Две ветви структурных превращений при МПД соответствуют протеканию либо динамической рекристаллизации, либо аморфизации сплавов. Схема носит упрощенный характер и не учитывает ряда дополнительных условий, которые могут усложнить общую картину. Но принцип цикличности является, на наш взгляд, основополагающим при рассмотрении МПД.

### Заключение

Мы можем теперь дать исчерпывающие ответы на все вопросы, поставленные в начале раздела 3.

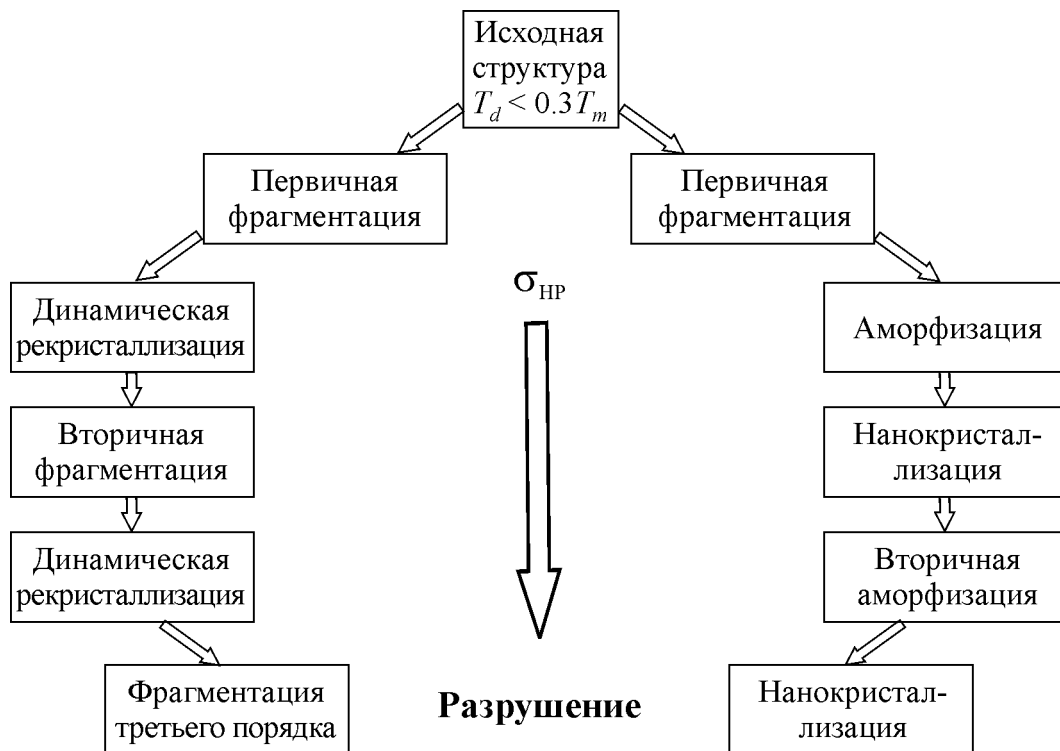


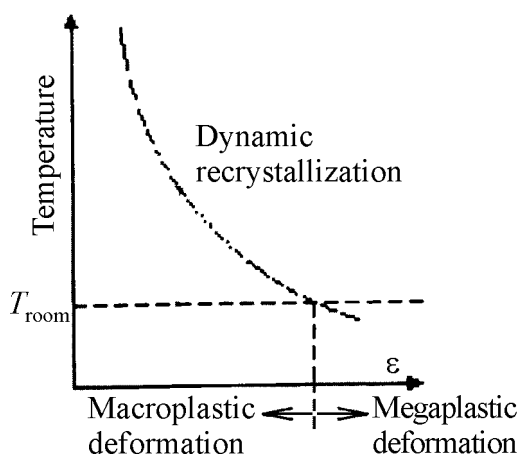
Рис. 4. Общая схема возможных структурных превращений в процессе МПД;  $\sigma_{нр}$  – всестороннее сжатие

В процессе МПД обязательно должны быть эффективно реализованы дополнительные (помимо пластической деформации) каналы диссипации упругой энергии. Структурные изменения при МПД характеризуются определенной цикличностью.

Конкретный маршрут структурных перестроек при МПД определяется рядом факторов: температурой, величиной барьера Пайерлса дислокаций и их способностью к диффузионным перестройкам, разностью энергий кристаллического и аморфного состояний.

Протекание МПД вовсе не гарантирует образования нанокристаллического состояния с размером кристаллитов менее 100 nm, разделенных высокоугловыми или межфазными границами. Например, в чистых металлах с высокой дислокационной подвижностью это практически исключено. Важными факторами образования наноструктур при МПД являются протекание фазовых превращений мартенситного и диффузионного типа, а также переход в аморфное состояние. Стимулируя фазовые превращения путем варьирования температуры и химического состава материалов, мы в состоянии получить наноструктуры различного типа.

Отличительным признаком МПД является существование дополнительных эффективных каналов диссипации упругой энергии. Таких каналов, по нашему мнению, четыре (если исключить процессы механического разрушения): динамическая рекристаллизация, дисклинационные перестройки, фазовые превращения (включая переход в аморфное состояние) и выделение скрытой



**Рис. 5.** Схема, поясняющая нахождение граничной области деформаций, разделяющей макро- и мегапластическую деформации

дим деформацию при комнатной температуре (в принципе она может быть любой, удовлетворяющей соотношению  $T_d/T_m < 0.3$ ). При степенях деформации ниже граничного значения  $\epsilon_b$  динамическая рекристаллизация не происходит, и мы находимся в области макродеформации. При значениях  $\epsilon > \epsilon_b$  процесс пластической деформации начинает включать в себя динамическую рекристаллизацию, и мы переходим в область МПД. Таким образом, определена граница реализации МПД в случае действия одного из мощных каналов диссипации. В случае другого канала (аморфизации) признаком перехода в область МПД может служить появление в структуре микрообластей аморфной фазы. Если действуют одновременно оба вышеупомянутых канала диссипации (относительно редкий случай), то граничное значение деформации соответствует меньшему из них.

В качестве вывода по работе попытаемся дать строгое определение МПД.

*Мегапластическая (интенсивная) деформация – это процесс пластического течения при температуре  $T_d < 0.3T_m$ , удовлетворяющий двум следующим условиям:*

1) *в схеме напряженного состояния деформируемого твердого тела имеется существенная компонента напряжений всестороннего сжатия, предотвращающая механическое разрушение;*

2) *величина пластической деформации столь велика, что пластическое течение сопровождается циклическими процессами динамической рекристаллизации и/или аморфизации структуры, которые протекают при тех же температурах с учетом эффектов выделения скрытого тепла.*

В заключение несколько коротких замечаний.

1. В рамках рассматриваемой модели МПД нет необходимости привлекать представления об «особых» сильнонеравновесных границах зерен как ответственных за протекание всех неравновесных процессов в твердом теле

теплоты деформационного происхождения. При обычных (макропластических) деформациях происходит накопление упругой энергии, и лишь на стадии МПД включаются мощные диссипативные процессы.

Можно весьма точно определить граничную деформационную область, где макропластическая деформация переходит в мегапластическую. На рис. 5 представлена зависимость температуры начала динамической рекристаллизации от величины деформации при заданной температуре, приведенная в монографии [14]. Предположим, что мы проводим

при интенсивном внешнем воздействии. Хотя, безусловно, неравновесность границ имеет место и может сыграть определенную роль в общем сценарии установления стационарного или автоволнового режима (например, при запуске одного из каналов мощной релаксации), все же эта роль, скорее, более скромная, чем это полагалось ранее.

2. Деформационное поведение материалов в условиях МПД по своей природе очень близко, на наш взгляд, к поведению материала при сверхпластичности. Подобная аналогия может оказаться продуктивной для выяснения природы сверхпластичности.

3. МПД – это явление, протекающее только на поздних стадиях деформации, для его реализации можно использовать любую схему напряженного состояния (например, обычную прокатку) при условии создания высоких гидростатических напряжений.

Авторы выражают сердечную признательность Б.С. Бокштейну, В.Н. Варюхину, С.В. Добаткину, Ю.А. Осипьяну, Е.Г. Пашинской, С.Д. Прокошкину и М.А. Штремелю за плодотворное обсуждение полученных результатов. Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант 06.02.17075).

1. С.В. Добаткин, Н.П. Лякишев, Тез. докл. Второй Всероссийской конференции по наноматериалам, ИХТТМ СО РАН, Новосибирск (2007), с. 35–36.
2. А.М. Глезер, Изв. РАН. Сер. физ. **71**, 1767 (2008).
3. Ю.И. Головин, Универсальные принципы естествознания, ТГУ, Тамбов (2002).
4. Е.В. Татьяна, В.Г. Курдюмов, В.Б. Федоров, ФММ **62**, 133 (1986).
5. Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.И. Пилюгин, Р.И. Кузнецов, Л.С. Давыдова, В.А. Сазонов, ФММ **61**, 1170 (1986).
6. В.В. Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
7. С.А. Фирстов, Н.И. Даниленко, В.И. Копылов, Ю.Н. Подрезов, Изв. вузов. Физика **45**, № 3, 41 (2002).
8. Н.А. Конева, Э.В. Козлов, в сб.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения, В.Е. Панин (ред.), Наука, Новосибирск (1990), с. 123–186.
9. Р.З. Валиев, Российские нанотехнологии **1**, № 1–2, 208 (2006).
10. В.М. Быков, В.А. Лихачев, Ю.А. Никонов, Л.Л. Сербина, Л.И. Шибалова, ФММ **45**, 163 (1978).
11. Р.А. Андриевский, А.М. Глезер, ФММ **89**, № 1, 91 (2000).
12. М.М. Myshlyaev, М.М. Kamalov, М.М. Myshlyaeva, in the collection: Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, M. Zehetbauer, R.Z. Valiev (eds.) (2005), p. 717–721.
13. В.А. Поздняков, А.М. Глезер, Изв. РАН. Сер. физ. **68**, 1449 (2004).
14. С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, Рекристаллизация металлов и сплавов, МИСиС, Москва (2005).
15. Я.С. Уманский, Б.Н. Финркельштейн, М.Е. Блантер, Физические основы металловедения, Metallurgizdat, Москва (1949).

16. Б.С. Бокиштейн, Диффузия в металлах, Металлургия, Москва (1978).
17. В.Л. Гапонцев, В.В. Кондратьев, ДАН **385**, 608 (2002).
18. В.А. Поздняков А.М. Глезер, ФТТ **44**, 705 (2002).
19. А.М. Глезер, Деформация и разрушение материалов № 2, 10 (2005).
20. Э.В. Козлов, Н.А. Конева, А.Н. Жданов, Физическая мезомеханика **7**, № 4, 93 (2004).
21. Н.Н. Белоусов, Л.С. Метлов, А.Б. Дугадко, ФТВД **15**, № 2, 38 (2005).
22. А.М. Глезер, С.В. Добаткин, М.Р. Плотникова. А.В. Шалимова, Тез. докл. Второй Всероссийской конференции по наноматериалам, ИХТТМ СО РАН, Новосибирск (2007), с. 51.
23. М. Sherif El-Eskandarany, K. Aoki, K. Sumiyama, K. Suzuki, Acta Met. **50**, 1113 (2002).

*A.M. Glezer, L.S. Metlov*

## MEGAPLASTIC DEFORMATION OF SOLIDS

The concept of megaplastic deformations (MPD) of metals and the related changes in structure of defective subsystems have been considered. It is shown that there exists some critical deformation value when changes in structure of the material, transforming to a high-deformed state, happen in a jump-like way. Under superhigh deformations, we have, apart from the ordinary relaxation mechanism (grain fragmentation or refinement), another deformation types, such as recrystallization due to elastic stresses for relatively low temperatures, phase transitions, amorphization. These phenomena and processes developing under the MPD are adequately described within the energy approach.

**Fig. 1.** Dependence of internal energy on density of grain boundaries. Each curve has been constructed for constant value of control parameter  $\varepsilon_{ij}^e$

**Fig. 2.** Kinetic curves for metal fragmentation under MPD: 1 – from paper [29], 2 – within the framework of energy description

**Fig. 3.** Electron microscope image of early stages of dynamic recrystallization in pure iron (a, б) and of deformation-martensite nanoparticles in alloy Fe–32% Ni (в) after four complete revolutions by the torsion under pressure in Bridgemen chamber method, under the room-temperature conditions. Light-field image

**Fig. 4.** General scheme of possible structural transformations under MPD;  $\sigma_{HP}$  – uniform compression

**Fig. 5.** Scheme explaining the location of boundary deformation region separating macro- and megaplastic deformations