

Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел

© А.М. Глезер, Л.С. Метлов*,

Институт металловедения и физики металлов
ГНЦ „Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина“,
Москва, Россия* Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
Донецк, Украина

E-mail: a.glezer@mail.ru

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 23 октября 2009 г.)

В рамках концепции проявления дополнительных каналов диссипации упругой энергии, подводимой к твердому телу при мегапластической деформации, теоретически и экспериментально проанализированы основные закономерности структурных и фазовых превращений, протекающих в твердом теле. Показано, что активное участие процессов низкотемпературной динамической рекристаллизации, фазовых переходов типа кристалл \leftrightarrow аморфное состояние и тепловых эффектов в условиях недостаточной эффективности дислокационных и дисклинационных мод релаксации способно непротиворечиво объяснить практически все экспериментальные результаты, полученные для очень больших пластических деформаций.

Авторы выражают признательность РФФИ за финансовую поддержку (грант № 09.02.00831).

1. Введение

За последние годы большой интерес исследователей вызывают физические процессы, протекающие при сверхвысокой пластической деформации твердых тел [1]. Формирующиеся при гигантских деформациях структурные состояния весьма необычны и трудно предсказуемы. К сожалению, подавляющее большинство авторов, исследующих влияние сверхвысоких пластических деформаций, ограничивается изучением конечных структур и соответствующих свойств материалов, не анализируя те физические процессы, которые протекают непосредственно при гигантских степенях пластического течения. Классические дислокационные и дисклинационные подходы к описанию структурных процессов при сверхвысоких пластических деформациях представляются, на наш взгляд, недостаточно эффективными.

Цель настоящей работы — 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 (МПД), что в большей степени, нежели другие, отвечает общей логике развития любого материального явления [3]. Граница между макропластической и мегапластической деформацией остается физически неопределенной. Условно будем считать граничной областью

относительную деформацию $\varepsilon \approx 100\%$ или истинную деформацию $\varepsilon \approx 1$.

2. 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, малоугловые и высокоугловые границы зерен в различном процентном соотношении, а также микропоры и микротрещины. Популярная в литературе трехмерная статистическая оценка подобной зеренной структуры дает в лучшем случае соотношение между высокоугловыми и малоугловыми границами в структуре материала и мало информации о природе тех физических процессов, которые протекают при их образовании. 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 нередко 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 Рыбиным [6]: в ее основе лежит понятие о дисклинационной моде. Ему удалось корректно описать явления, протекающие при степенях деформации, близких к $e = 1$. Согласно этой концепции, 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) [6]. В работе Фирстова с соавторами [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 Козлов и Конева [8]. Они показали, что в зависимости от природы материала на первой, второй и третьей стадии деформирования при подходе к области МПД происходит последовательная смена одних структурных состояний на другие (ячеистые, полосовые, фрагментированные структуры и т.д.) по аналогии со структурными фазовыми переходами.

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 Лихачева с соавторами [10], в которой подвергали МПД медную проволоку ($e = 1.6$ и 3.7), наблюдали пространственную цикличность в изменении структуры по мере приближения к устью трещины: фрагментированная структура ($r = 0.2 \mu\text{m}$), рекристаллизованная структура ($r = 5 \mu\text{m}$), далее снова фрагментированная структура ($d = 0.1 \mu\text{m}$), где d — средний размер фрагментов.

3. Энергетические принципы механического воздействия на твердое тело

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

- 1) Какие структурные и фазовые превращения протекают в процессе МПД?
- 2) Каковы предпосылки реализации МПД по тому или иному сценарию?
- 3) Каковы условия образования при МПД истинного наноструктурного состояния с размером кристаллов менее 100 nm , разделенных высокоугловыми границами или иной фазой [11]?

4) Какими отличительными структурными признаками обладает процесс МПД и в чем различие между МПД и „обычной“ пластической деформацией?

5) Чем определяется граничное значение величины деформации, начиная с которой мы можем полагать, 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 δa и теплового потока δq :

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

Внутри твердого тела часть энергии, полученной от работы, будет запасена в форме поля упругих напряжений $de = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e$, где σ_{ij} — упругие напряжения, ε_{ij}^e — упругие деформации, вторая часть $\delta a'$ будет рассеяна (диссипирована) и перейдет в другие формы энергии, а именно в энергию теплового движения δq^{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 те дефекты, которые образуют статистические множества (точечные дефекты, дислокации, дислокационные сетки, малоугловые 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, каждый из которых удовлетворяет предыдущему условию.

Отметим, что δa — это часть приращения тепловой энергии за счет внешних источников в форме тепловых потоков от термостатов, в то время как δq^{in} — это та часть тепловой энергии, которая производится 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 $\delta q'$ ту часть тепловой энергии от внутренних источников, которая за время акта внешнего воздействия успела релаксировать и перейти в равновесную форму, а через $\delta q''$ — ту часть ее, которая остается в неравновесной форме, и ей предстоит релаксировать в последующие моменты времени. Объединив обе части равновесной тепловой энергии от внешних и внутренних источников, можно записать $\delta q + \delta q' \equiv T ds$, и тогда изменение вну-

тренней энергии (1) может быть представлено в виде

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

Здесь изменения „остаточной“ энергии неравновесной теплоты $\delta q''$ и суммарной энергии дефектов каждого типа δg_i выражены через произведения сопряженных термодинамических переменных и их приращений, где \tilde{T} и \tilde{s} — неравновесная температура и энтропия, а φ_i и h_i — средняя энергия и плотность дефектов соответствующего типа. Все параметры, входящие в (3), относятся по определению к измеримым параметрам. Через полные дифференциалы записаны приращения тех параметров, которые являются функциями состояния системы. Эти параметры по определению равновесные. Остальные параметры являются неравновесными, и в общем случае они не относятся к функциям 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 γ_{h_l} — кинетические коэффициенты.

В случае гигантских пластических деформаций основным видом дефектов являются высокоугловые границы зерен, образование которых определяет сущность измельчения зерен в процессе МПД [12]. Плотность дислокаций и сеток дислокаций, основная эволюция которых завершилась на первой, второй и третьей стадиях деформирования, на стадии МПД меняется медленно; они 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 реализуется различными типами структурных дефектов. При исчерпании его может быть реализован другой канал — 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 и другие „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 подавляются, 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 φ_3 — коэффициенты разложения, которые выражаются через управляющие параметры следующим образом:

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

Здесь λ, μ — упругие модули Ламе, $\bar{\lambda}, \bar{\mu}$ — их необратимые аналоги, $\varphi_0^*, \varphi_1^*, g, a, e$ — остальные коэффициенты разложения, выражающие разные варианты зависимости от управляющих параметров — инвариантов тензора упругих деформаций, ε_{ij}^e и $(\varepsilon_{ij}^e)^2 \equiv \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{ji}^e$, и концентрации компонентов C (в сплавах). Кинетическое уравнение эволюции границ зерен благодаря (5) можно записать в явном виде

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

Зависимости внутренней энергии от плотности границ зерен при некоторых параметрах модели приведены на рис. 1. Каждая отдельная кривая построена при

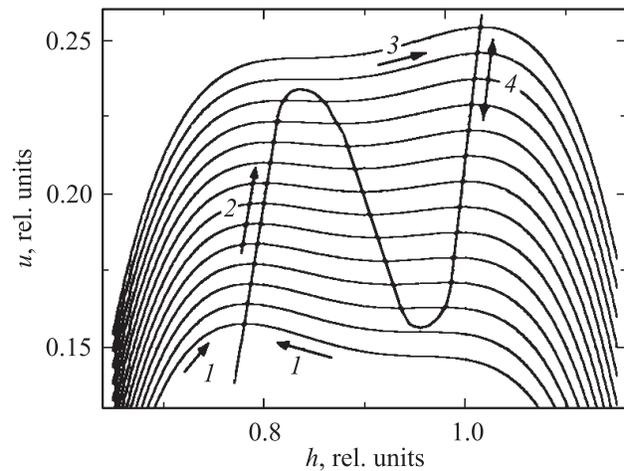


Рис. 1. Зависимость внутренней энергии от плотности границ зерен. Каждая кривая построена при постоянном значении управляющего параметра ε_{ij}^e . Стрелками указано направление эволюции системы: 1 — из произвольного состояния к ближайшему максимуму внутренней энергии; 2 — „медленная“ эволюция системы вдоль максимумов за счет роста управляющего параметра (упрочнение); 3 — „быстрая“ эволюция системы при переходе от левого максимума к правому; 4 — „медленная“ эволюция системы за счет изменения управляющего параметра (упрочнение — стрелка вверх, разупрочнение — стрелка вниз).

постоянном значении упругой деформации ε_{ij}^e . С их помощью можно осуществить классификацию основных сценариев развития МПД. В приближении полинома четвертой степени кривая 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 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 вступает в качестве мощного дополнительного канала диссипации упругой энергии. Стационарные состояния системы в процессах МПД определяются нулевыми значениями величин в правой части (7). В квадратичном по энергии приближении (линейном по обобщенной термодинамической силе) оно определяется 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.

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 (MPD) с учетом возможного эффекта выделения тепла, T_m — температура плавления.

С учетом отмеченного выше концепция Рыбина [6] соответствует переходу материала от левого максимума к правому вдоль кривой, указанной стрелкой 3 (рис. 1).

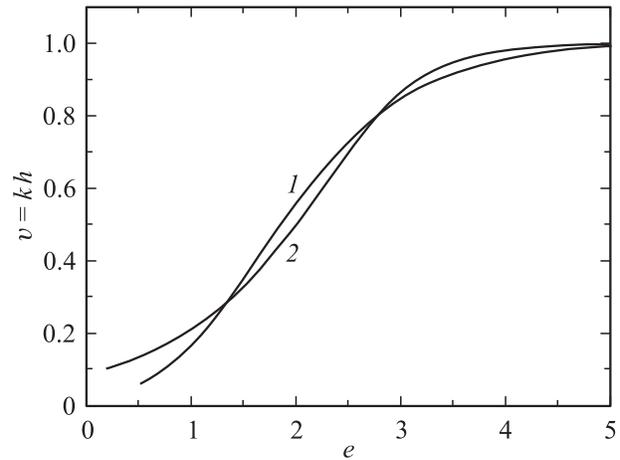


Рис. 2. Кинетические кривые фрагментации металла в процессе МПД. 1 — из работы [6]; 2 — из энергетического описания. v — доля объема, охваченного фрагментацией [6], k — коэффициент пропорциональности.

С учетом влияния гидростатических давлений в ее рамках 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 к ним относятся формирование системы микротрещин и последующее разрушение, при наличии гидростатических сжимающих напряжений — 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) [6] и с учетом энергетических аспектов рассматриваемых процессов (кривая 2). Как видно, кривые практически совпадают, что свидетельствует о корректности нашего рассмотрения.

4. 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 процессы диффузии и самодиффузии атомов замещения, необходимые 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 такие деформации (МПД) мы и обсуждаем.

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 в результате 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 фиксируется существенно более низкие, чем в обычном материале, значения энергии активации ряда диффузионных процессов. Для зернограничной диффузии — $0.64-0.69 \text{ eV/at.}$, 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 и при МПД аморфных сплавов.

4) На рис. 3 представлены электронно-микроскопические изображения структуры чистого железа, прошедшего обработку при комнатной температуре методом кручения под давлением в камере Бриджмена (четыре полных оборота, $e = 5.6$). На фоне матрицы с высокой плотностью дефектов наблюдаются малые по размеру ($100-200 \text{ nm}$) 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 непрекращающегося процесса МПД. 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, *с*). 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 [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 [12].

Таким образом, можно считать установленным и теоретически обоснованным тот факт, что в процессе

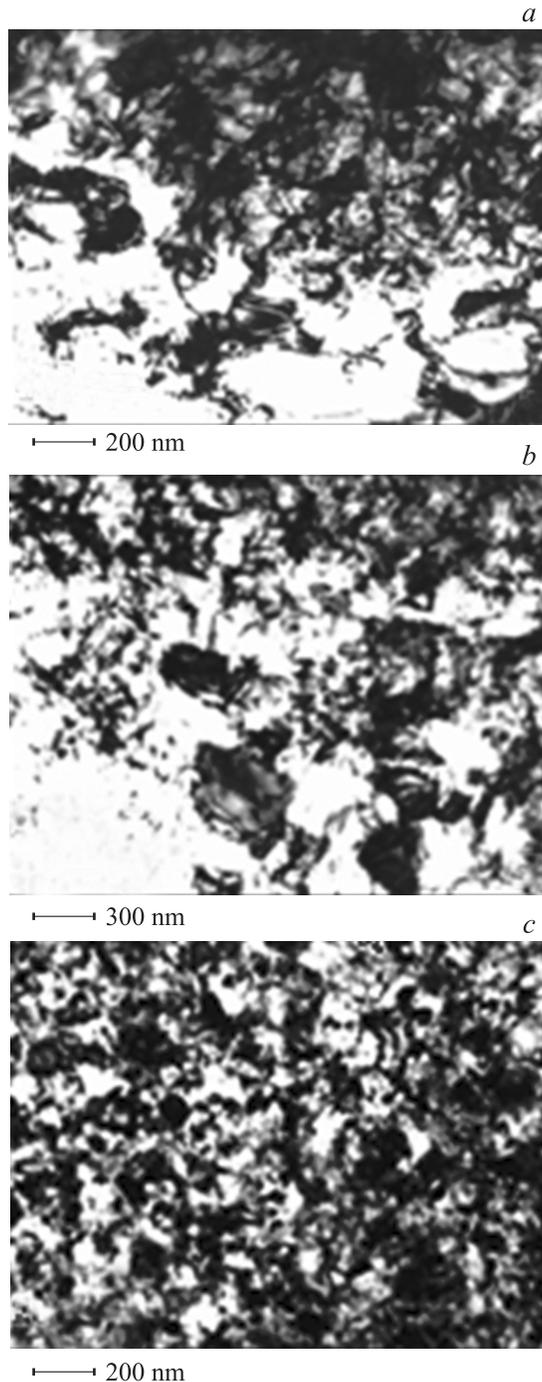


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения ранних стадий динамической рекристаллизации в чистом железе (*a, b*) и наночастиц мартенсита при деформации в сплаве Fe–32 at.%Ni (*c*) после четырех полных оборотов при комнатной температуре методом кручения под давлением в камере Бриджмена. Светлые поля.

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, что 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 дисклиниционных мод: фрагменты имели тонкие границы и были практически полностью свободны от дислокаций. Однако при переходе в область МПД, как мы видели, происходят 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]. Если рассмотреть конкретный микрообъем деформируемого образца, то вслед за динамической рекристаллизацией или аморфизацией процесс пластической деформации как будто 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.

Наиболее эффектно цикличность перехода кристалл–аморфное состояние наблюдалось при осуществлении весьма близких к МПД процессов механоактивации [21]. При увеличении продолжительности обработки порошка интерметаллида $\text{Co}_{75}\text{Ti}_{25}$ в шаровой мельнице до 720 ks рентгенографически наблюдались циклические фазовые переходы $\text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \text{аморфное состояние} \Rightarrow \text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \text{аморфное состояние} \Rightarrow \text{ОЦК-Co}_{75}\text{Ti}_{25} \Rightarrow \text{аморфное состояние}$.

На рис. 4 представлена обобщающая все отмеченное выше схема протекания структурных процессов, демонстрирующая принцип цикличности при МПД. Процесс разрушения скомпенсирован напряжениями всесторон-

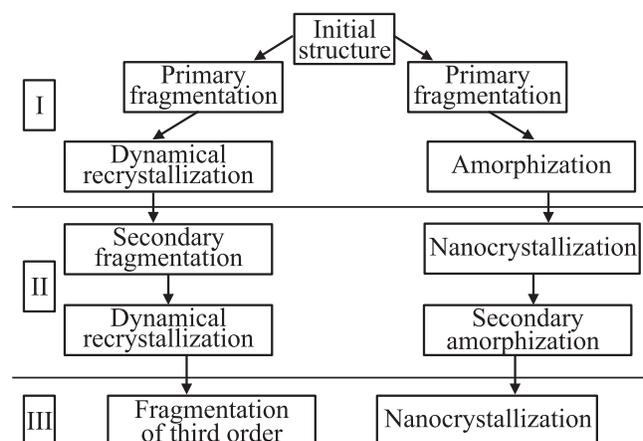


Рис. 4. Общая схема возможных структурных превращений в процессе МПД. I, II, III и т. д. — номера циклов структурных превращений.

него сжатия и выведен из рассмотрения. Две ветви структурных превращений при МПД соответствуют протеканию либо динамической рекристаллизации, либо аморфизации сплавов. Схема имеет, очевидно, упрощенный характер и не учитывает ряда дополнительных условий, которые могут усложнить общую картину. Но принцип цикличности, на наш взгляд, является основополагающим.

6. Заключение

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

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 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. Важным фактором образования наноструктур при МПД является 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 эффективных дополнительных 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 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 деформацию при комнатной температуре (в принципе она может быть любой, удовлетворяющей соотношению $T_D/T_m < 0.3$). При степенях деформации ниже граничного значения ε_{cr} динамическая

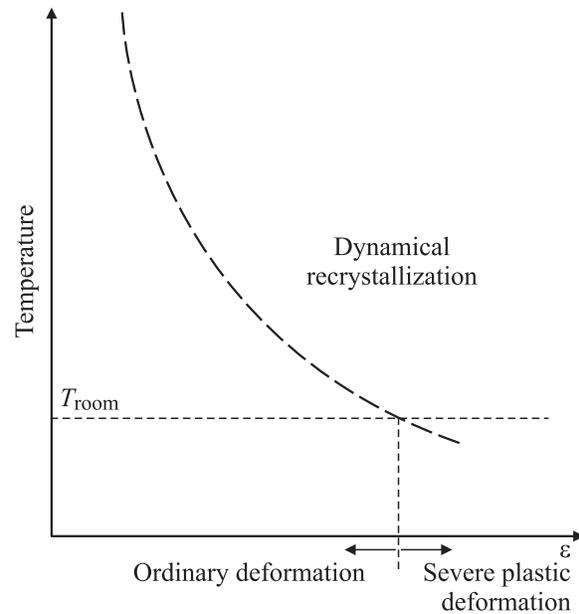


Рис. 5. Схема, поясняющая нахождение граничной области, разделяющей макропластическую и мегапластическую деформацию.

рекристаллизация не происходит, и мы находимся в области макродеформации. При значениях $\varepsilon > \varepsilon_{cr}$ процесс пластической деформации начинает включать в себя динамическую рекристаллизацию, и мы переходим в область МПД. Таким образом, мы определили границу 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 упомянутых выше канала диссипации (относительно редкий случай), то граничное значение деформации соответствует меньшему из них.

В заключение приведем несколько коротких замечаний.

1) В рамках рассматриваемой модели МПД нет необходимости привлекать представления об „особых“ сильно неравновесных границах зерен как ответственных за протекание всех неравновесных процессов в твердом теле при интенсивном внешнем воздействии. Хотя, безусловно, неравновесность границ имеет место и может сыграть определенную роль в общем сценарии установления стационарного или автоколебательного режима, например, при запуске одного из каналов 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 признательность В.Н. Варюхину и А.Е. Ермакову за плодотворную дискуссию.

Список литературы

- [1] Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Логос, М. (2000). 272 с.
- [2] А.М. Глезер. Изв. РАН. Сер. физ. **71**, 1767 (2007).
- [3] Ю.И. Головин. Универсальные принципы естествознания. ТГУ, Тамбов (2002). 271 с.
- [4] Е.В. Татъянин, В.Г. Курдюмов, В.Б. Федоров. ФММ **62**, 133 (1986).
- [5] Н.А. Смирнова, В.И. Левит, В.П. 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, М. (1986). 224 с.
- [7] С.А. Фирстов, Н.И. Даниленко, В.И. Копылов, Ю.Н. Подрезов. Изв. вузов. Физика **3**, 41 (2002).
- [8] Н.А. Конева, Э.В. Козлов. В сб.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. Наука, Новосибирск (1990). С. 123.
- [9] Р.З. Валиев. Рос. нанотехнологии **1**, 1–2, 2008 (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**, 91 (2000).
- [12] М.М. Myshlyayev, М.М. Kamalov, М.М. Myshlyayeva. In: Nanomaterials by severe plastic deformation / Eds M. Zehetbauer, R.Z. Valiev. Vien (2005). P. 717.
- [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, М. (2005). 431 с.
- [15] Я.С. Уманский, Б.Н. Финкельштейн, М.Е. Блантер. Физические основы металловедения. Metallurgizdat, М. (1949). 591 с.
- [16] Б.С. Бокштейн. Диффузия в металлах. Metallurgiya, М. (1978). 248 с.
- [17] В.Л. Гапонев, В.В. Кондратьев. Докл. РАН **385**, 684 (2002).
- [18] В.А. Поздняков, А.М. Глейзер. ФГТ **44**, 705 (2002).
- [19] А.М. Глейзер. Деформация и разрушение материалов **2**, 10 (2005).
- [20] Э.В. Козлов, Н.А. Конева, А.Н. Жданов. Физ. мезомеханика **7**, 93 (2004).
- [21] M. Sherif El-Eskandarany, K. Aoki, K. Sumiyama, K. Suzuki. Acta Met. **50**, 1113 (2002).