

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА И УСЛОВИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

М. П. Бондарь, Л. А. Мержиевский

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, bond@hydro.nsc.ru

На основе известной зависимости критических параметров локализации деформации от размера зерна, выявленной при взрывном обжатии полых толстостенных цилиндров, проведено исследование особенностей эволюции микроструктуры крупнозернистой и мелкозернистой меди. Установлено подобие свойств и механизмов деформирования мелкозернистого и ультрамелкозернистого материалов. На основе анализа результатов предложена схема смены механизмов деформирования мелкозернистой меди в процессе развития деформационных структур при высокоскоростном деформировании.

Ключевые слова: высокоскоростное деформирование, локализация деформации, фрагментация, микроструктура.

### ВВЕДЕНИЕ

По современным представлениям в процессе развития необратимых деформаций поликристаллических материалов происходит последовательная трансформация механизмов деформирования. Установлено существование однозначной связи между зависимостью напряжения от деформации (диаграммы деформирования) и механизмами деформации. Для обычных конструкционных материалов определяющей является эволюция дислокационного ансамбля — переход от одного типа дислокационной структуры к другому. Осуществлена четкая привязка отдельных участков диаграммы деформирования к определенному типу дислокационных структур [1, 2].

Существует взаимно-однозначное соответствие между механизмами деформирования и структурой материала (исходной и текущей). С этим связаны многочисленные количественные и качественные отличия свойств и поведения одних и тех же материалов с различными размерами зерен. В настоящее время все большее внимание как с научной, так и с практической точки зрения привлекают нанокристаллические материалы. По-видимому, впервые термин «нанокристаллические материалы» был введен в работе [3] и там же предложен метод их получения. С тех пор количество методов получения наноматериалов существенно увеличилось, а исследование их свойств и поведения при различных видах нагружения выделилось в самостоятельное направление. При

этом несмотря на то, что сам термин «наноматериалы» прочно вошел в словарь материаловедения, понятие наноматериалов продолжает оставаться недостаточно четко определенным и включает в себя разнообразные типы материалов: поликристаллические, нанофазные, слоистые и гетероструктурные композиты и т. д. Даже в случае поликристаллических материалов размер зерна, начиная с которого материал считается нанокристаллическим, в представлении разных авторов различается более чем на порядок. Первоначально [3] к нанокристаллическим относились материалы, в которых доля поверхностей раздела в общем объеме материала составляла около 50 % (характерный размер зерна  $\approx 10 \div 20$  нм). В дальнейшем основным признаком таких материалов стало существенное изменение свойств материала с уменьшением размера зерна, что дало основание относить к нанокристаллическим материалы с характерным размером зерна  $\approx 100$  нм, а в ряде случаев — несколько сотен нанометров.

Вопрос о характерном размере нанокристаллического материала является принципиальным при анализе возможных механизмов деформирования, так как, например, для меди характерный размер свободного нанокристалла, ниже которого значительно снижается вероятность существования внутри кристалла первичных дислокаций, составляет  $\approx 40$  нм [4], что практически исключает возможность дислокационного механизма деформирования.

Целый ряд особенностей свойств и поведе-

ния нанокристаллических материалов наблюдается и у ультрамелкозернистых (субмикрорекристаллических) материалов с характерным размером зерна в диапазоне  $50 \div 600$  нм. В частности, для тех и других материалов характерно нарушение соотношения Холла — Петча, связывающего предел текучести материала с размером зерна. Значительно менее изученными, чем два названных материала, являются микрокристаллические (мелкозернистые) материалы с характерным размером зерна единицы — десятки микрометров, занимающие промежуточное положение между ультрамелкозернистыми и обычными конструкционными (крупнозернистыми) материалами. Проведенные ранее исследования [5, 6] показывают, что и этим материалам присущи значительные отличия в свойствах и поведении по сравнению с крупнозернистыми материалами. В данной работе приведены результаты сравнительного исследования эволюции микроструктуры и условий локализации при высокоскоростной деформации крупнозернистых и мелкозернистых материалов и выявлены аналогии в механизмах деформирования мелкозернистых, ультрамелкозернистых и наноматериалов. Для создания больших деформаций использовался метод взрывного обжатия полых толстостенных цилиндров.

Одним из часто используемых методов создания нанокристаллических материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД), реализующаяся при сдвиге (кручении) при высоком гидростатическом давлении, равноканальном угловом прессовании и в ряде других процессов. В основе этого метода лежит формирование за счет больших деформаций сильно фрагментированной и разориентированной структуры. Показано [7], что формирование в процессе ИПД высокодефектных структурных состояний с высокими локальными внутренними напряжениями приводит к подавлению дислокационного механизма деформации, активизации коллективных механизмов деформации на более высоком структурном уровне и переориентации частей кристалла, что и вызывает его дальнейшую фрагментацию. При воздействии на материал ИПД зачастую наблюдается большой разброс размеров образующихся структурных элементов в пределах одного образца. Вместе с тем, с помощью ИПД может быть получен как нано-, так и ультрамелкозернистый или мелкозернистый

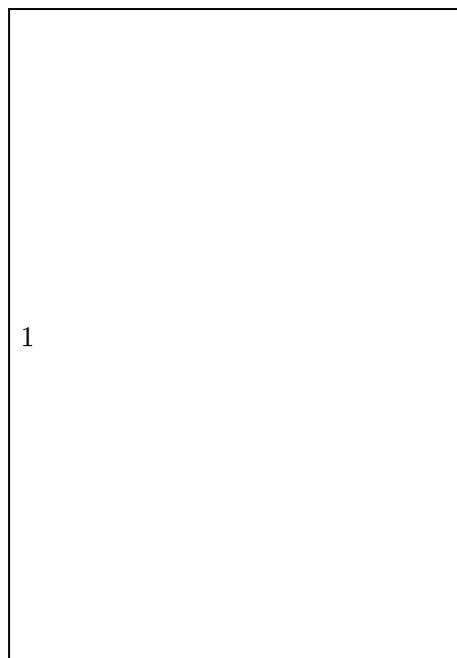


Рис. 1. Схема постановки экспериментов:  
1 — детонатор, 2 — ВВ, 3 — стальные цилиндры,  
4 — медные цилиндры, 5 — исследуемый цилиндрический образец

материал. Используемый в работе метод, по сути, является вариантом метода ИПД.

## ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Детальное описание постановки экспериментов по динамическому деформированию материала цилиндрических образцов приведено в работе [5]. Схема подготовленной к опыту сборки показана на рис. 1. Сжатие полого цилиндра осуществляется в результате воздействия продуктов детонации коаксиально расположенного цилиндрического заряда взрывчатого вещества. Детонация распространяется вдоль оси цилиндра. Параметры образца и заряда подбирались исходя из обеспечения условий, при которых не происходит струеобразования вследствие цилиндрической кумуляции. Этот эффект привел бы к выносу внутренних слоев цилиндра, представляющих интерес с точки зрения реализующихся в них больших деформаций и скоростей деформации. Скорость сжатия цилиндра много меньше скорости детонации, поэтому в первом приближении осевой деформацией можно пренебречь и считать процесс схлопывания одномерным, а существенная толщина стенки обеспечивает сохранение осе-

вой симметрии образца. Метод позволяет задавать и регулировать величину деформаций с помощью сплошного стержня определенного диаметра, вставляемого в полость цилиндра из исследуемого материала.

В процессе обжатия разные слои цилиндра испытывают различные деформации с различными скоростями, что позволяет в одном опыте исследовать изменение структуры материала в зависимости от величины деформации и ее скорости. В качестве меры удобно использовать логарифмические деформации

$$\varepsilon_r = \ln(r_0/\rho),$$

где  $r_0$ ,  $\rho$  — радиусы начального и конечного положений рассматриваемого элемента.

Аналитическое выражение для распределения скоростей деформации элементов цилиндра в зависимости от их первоначального положения можно получить из решения задачи о динамическом обжатии цилиндра из несжимаемого пластического материала под действием импульса внешнего давления. Для вычисления значений скорости деформации достаточно иметь информацию о скорости движения внешней (внутренней) поверхности цилиндра. Характерные значения скоростей деформации  $\approx 10^3 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ .

Сформировавшиеся после деформирования структуры изучались с помощью электронного сканирующего микроскопа высокого разрешения (4 нм).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Одним из ключевых моментов в исследовании процессов деформирования при высокоскоростном нагружении является изучение перехода от однородной деформации (в макроскопическом смысле) к неоднородной, связанной с зарождением и развитием полос локализации. Исследования по установлению закономерностей локализации пластической деформации проведены на ряде материалов с разными кристаллическими решетками [5, 8, 9]. Начало зарождения макрополос локализации пластической деформации (ПЛПД) характеризуется критической деформацией  $\varepsilon_{cr}$ , в качестве которой принимается соответствующее значение  $\varepsilon_r$ . Для всех материалов обнаружена зависимость  $\varepsilon_{cr}$  от размера зерен  $d$ . Было показано,

что в мелкозернистых материалах зарождается существенно большее число полос локализации, чем в крупнозернистых ( $d > 50 \text{ мкм}$ ) [5]. Полосы локализации, как правило, расходятся от оси цилиндра по радиусам и имеют приблизительно одинаковую длину. В крупнозернистых материалах полосы локализации зарождаются на разных расстояниях от оси цилиндра и не имеют строго радиального направления. Наиболее подробно эта зависимость исследована для меди. Благодаря высокой пластичности медь является модельным материалом для определения эволюции микроструктуры при развитии интенсивной пластической деформации.

В настоящей работе исследовали эволюцию микроструктуры меди с ростом деформации и определяемые этим особенности зарождения ПЛПД в крупнозернистых ( $d \approx 150 \div 200 \text{ мкм}$ ) и мелкозернистых ( $d \approx 30 \text{ мкм}$ ) материалах, в том числе и различие значений  $\varepsilon_{cr}(d)$ . Исследования показали, что в условиях реализованного высокоскоростного деформирования крупно- и мелкозернистых материалов наблюдаются не только количественные, но и качественные различия в зарождении и распространении ПЛПД. Так, в крупнозернистом материале  $\varepsilon_{cr} = 0.26 \div 0.3$ , в мелкозернистом —  $\varepsilon_{cr} \geq 2$ . ПЛПД в крупнозернистом материале зарождаются на разных расстояниях от оси цилиндра, т. е. при разных значениях  $\varepsilon_{cr}$ . Это, в первую очередь, связано с кристаллографической ориентацией зерен относительно направления максимального касательного напряжения. В [8] четко прослеживается, что при ориентации кристаллов, соответствующей наибольшим значениям фактора Шмида, ПЛПД возникают при меньших значениях  $\varepsilon_{cr}$ . На определяющую роль кристаллографической ориентации в зарождении и формировании ПЛПД указывают и особенности ее траектории (рис. 2, а). В плоскости сечения шлифа ПЛПД в крупнозернистом материале имеют прерывистую траекторию, она может отсутствовать в соседнем зерне, а затем вновь появляться в следующем, как видно на рис. 2, а. Это происходит из-за того, что траектория полосы отклоняется от плоскости шлифа, следуя наиболее благоприятному кристаллографическому направлению в зернах. С ростом деформации увеличивается ширина ПЛПД. При  $\varepsilon_r > 1$  ПЛПД в плоскости шлифа становятся непрерывными и приобретают четкую на-

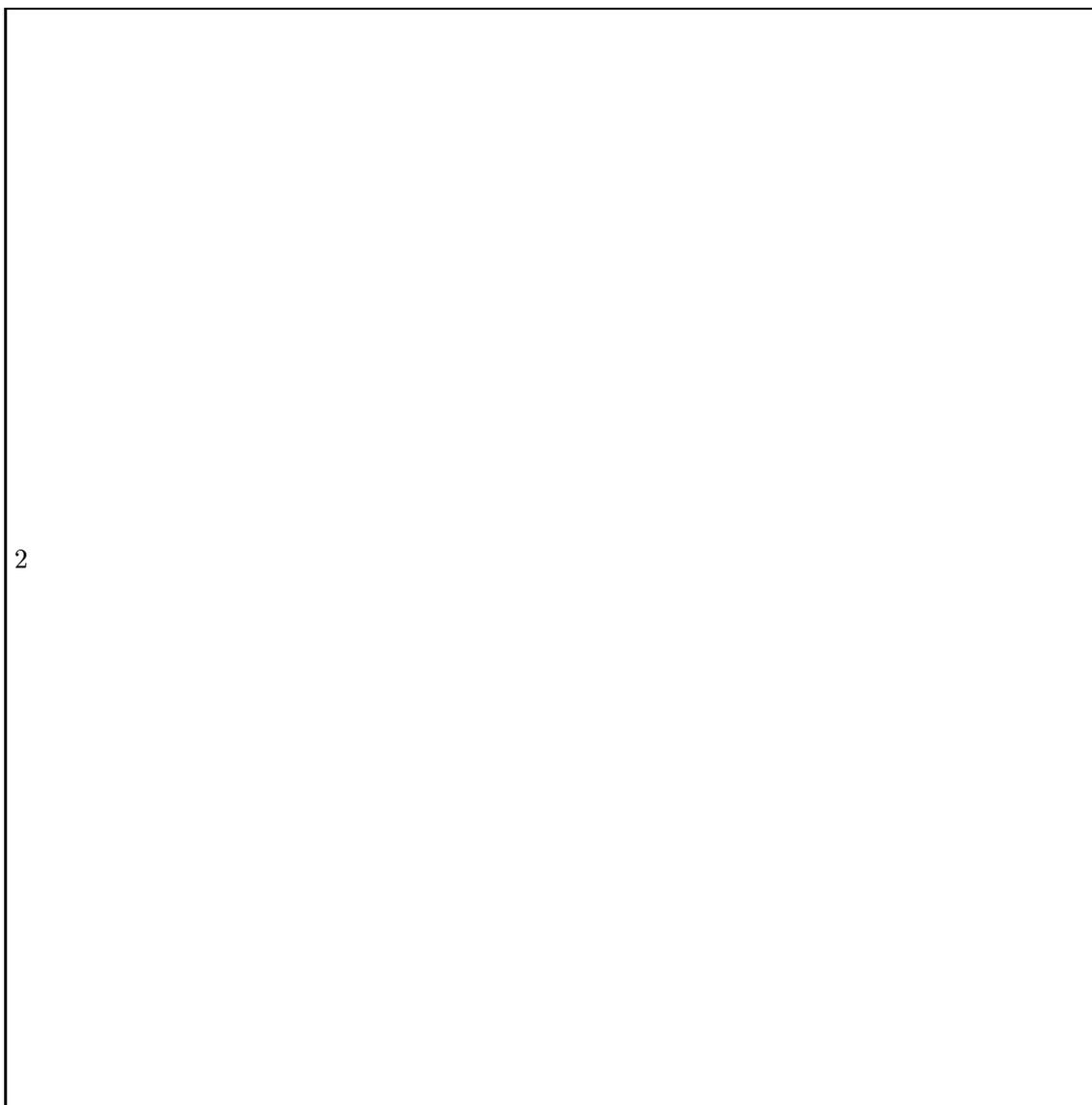
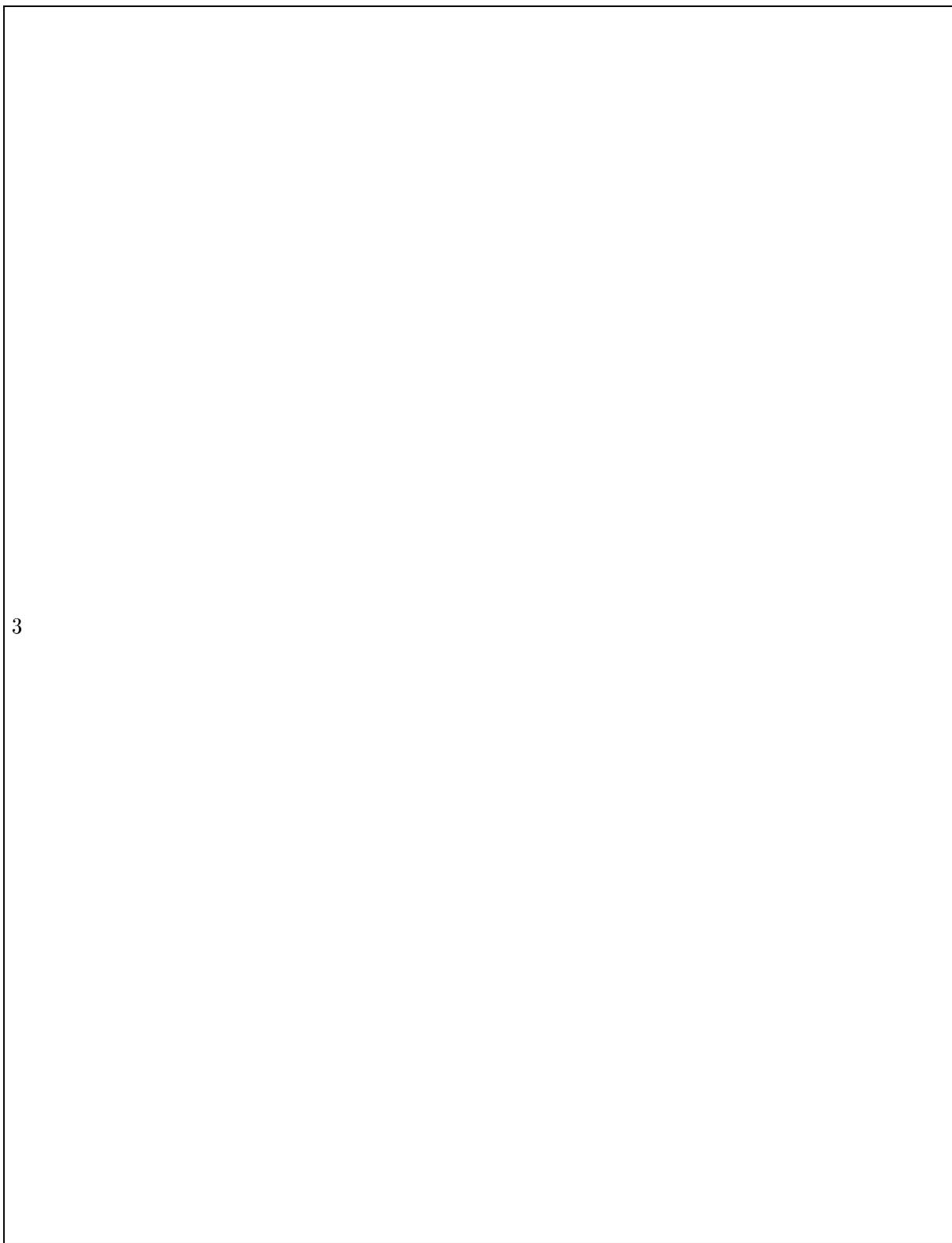


Рис. 2. Полоса локализации в крупнозернистом материале

правленность по радиусу цилиндра. Это может быть связано не столько с независимостью распространения ПЛПД с ростом деформации от кристаллографической ориентации зерен, сколько с изменением ориентации самих зерен за счет текстуры, формирующейся при больших деформациях в окрестности центральной части сжатого цилиндра. Роль текстуры в данном случае состоит в благоприятном изменении ориентации зерен относительно систем скольжения с максимальным фактором Шмида. Это прослеживается на характере изменения формы и направления двой-

ников, пересекающих полосу локализации деформации на рис. 2,б-г. Рис. 2,б относится к началу развития ПЛПД, инициированной концентратором напряжения, возникающим вследствие несогласованности направлений и величин сдвигов в соседних зернах. Это видно из разной степени изгиба двойников, расположенных по разные стороны от ПЛПД. По мере роста деформации и увеличения текстуры различие в кристаллографической ориентации двойника и зерна практически исчезает (рис. 2,в,г). Фрагментации структуры в крупных зернах с ПЛПД с ростом деформации до величины



3

Рис. 3

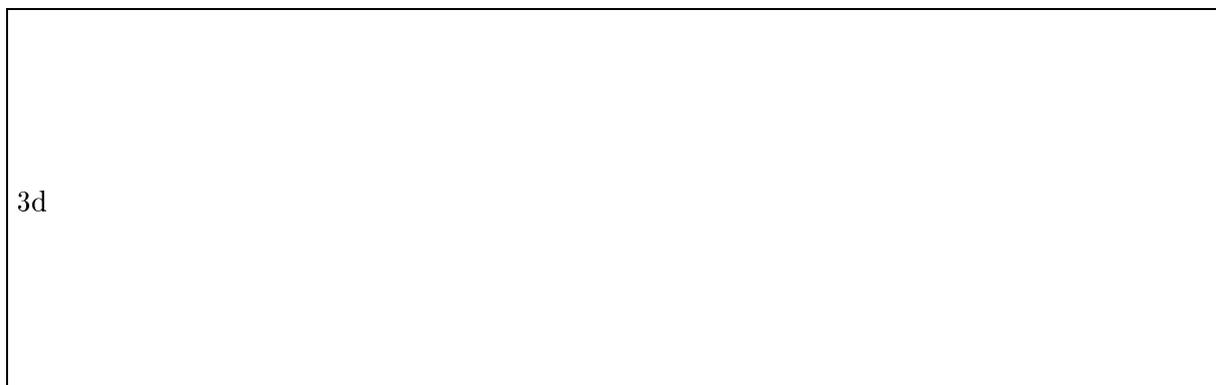


Рис. 3 (окончание). Структуры сколлапсированного мелкозернистого образца при деформациях  $\varepsilon$  и соответствующие им гистограммы распределения размеров структурных элементов:

$a$  — общий вид;  $b$  — ПЛПД, заканчивающиеся трещиной, длина полосы  $\approx 360$  мкм;  $v$  — развитая текстура,  $\varepsilon = 1.06$ ;  $z$  — начало ПЛПД,  $\varepsilon = 2$ ;  $d$  — между ПЛПД,  $\varepsilon > 2$

$\varepsilon_r \approx 3$  не наблюдалось (рис. 2,  $d$ ). Пластическое течение по ПЛПД осуществлялось (рис. 2,  $d$ ) так же, как в монокристаллах [8].

Связь эволюции микроструктуры в крупнозернистом материале с величиной фактора Шмида в конкретных зернах указывает на определяющую роль в данном случае дислокационного (сдвигового) механизма деформирования. Это также свидетельствует о том, что зарождение и распространение ПЛПД в крупнозернистом материале определены потерей сдвиговой устойчивости с ростом деформации материала.

Другой характер развития микроструктуры, определяющий большие значения  $\varepsilon_{cr}$  зарождения ПЛПД, наблюдается при высокоскоростном деформировании образцов из мелкозернистого материала ( $d \leq 50$  мкм). На рис. 3,  $a$  представлена общая картина микроструктуры сжатого мелкозернистого образца ( $d \approx 30$  мкм) вблизи полости. От периферии до значений  $\rho = 6$  мм сохраняется равноосность зерен. При приближении к центру развивается текстура, на расстоянии  $\approx 2$  мм ( $\varepsilon_r \approx 1$ ) степень ее такова, что разрешить структуру в оптическом микроскопе невозможно. При  $\varepsilon_r \approx 2$  начинается образование ПЛПД.

На рис. 3,  $b$  на фоне общей фрагментированной микроструктуры показан общий вид ПЛПД, входящих в трещину. На начало образования ПЛПД указывает появление удлиненных, больших по размеру, вытянутых к центру цилиндра фрагментов; в большинстве из них полосы сдвига направлены также к центру. Однако имеются фрагменты, встроенные



Рис. 4. Зависимость размера структурных фрагментов от деформации:

стрелки: первая и вторая сверху —  $\rho \approx 6$  мм,  $0.17 < \varepsilon < 0.21$ , третья —  $\varepsilon > 2$

в общую траекторию ПЛПД, где направление полос сдвига заметно отличается от направления развития ПЛПД (стрелка на рис. 3,  $b$ ). Последнее указывает на то, что кристаллографическая ориентация зерен, так же как и в крупнозернистом материале, влияет на формирование внутренней микроструктуры полосы. Сформированные структурные фрагменты внутри ПЛПД за счет больших сдвиговых деформаций, направленных к центру, отличаются большой длиной ( $> 100$  мкм). Ширина ПЛПД может достигать 50 мкм. Перед трещиной в конце полосы видна рекристаллизованная микроструктура, характеризуемая равноосностью структурных элементов и отсутствием полос сдвига в них. Структурные фрагменты, расположенные до начала образования ПЛПД, внутри ПЛПД и в их окрестностях, содержат поло-

Таблица 1

| Место с соответствующей деформацией $\varepsilon$ | Наиболее вероятные размеры фрагментов (величина дисперсии) |                 |
|---|--|-----------------|
|   | $D_{\max}$   | $D_{\min}$      |
| Развитая текстура, $\varepsilon = 1.06$           | 10.4 (4.8 ÷ 30)  | —               |
| Начало ПЛПД, $\varepsilon = 1.2$                  | 2 (0.7 ÷ 12)   | 1.6 (0.7 ÷ 2.8) |
| Между ПЛПД, $\varepsilon \approx 2.0$             | 4.2 (1.7 ÷ 10)   | 3.5 (1.5 ÷ 3.3) |
| Рекристаллизованная зона, $\varepsilon \approx 3$ | 1.3 (0.9 ÷ 4.4)  | 0.9 (0.7 ÷ 3)   |

сы сдвига (рис. 3, б–д). Плотность полос сдвига наибольшая во фрагментах, расположенных внутри ПЛПД. Наличие полос сдвига во фрагментах указывает на то, что они сформированы в процессе деформации, плотность полос сдвига определяется величиной деформации.

На рис. 4 приведены данные об изменении среднего размера структурных элементов, сформировавшихся в процессе деформации, от величины деформации. Тенденция уменьшения размера наблюдается уже при  $\varepsilon_r = 0.21$ . Резкое уменьшение размера структурных элементов происходит в промежутке  $0.3$  ( $d = 23$  мкм)  $< \varepsilon_r < 0.43$  ( $d = 14$  мкм), отмеченном стрелками на рис. 4. Можно предположить, что на изменение размера в некоторой степени влияет и развитие текстуры. Однако на роль деформации в уменьшении размера вновь образовавшихся зерен (фрагментов) указывает их форма, при  $\varepsilon_r \approx 1$  для большинства из них она близка к равноосной, средний размер изменяется на порядок и становится  $\approx 5$  мкм. Сохранение размеров фрагментов при росте  $\varepsilon_r$  от 2 до 3 указывает на активное развитие ПЛПД. Далее деформация происходит по ПЛПД, в целом объеме сохраняется микроструктура, сформированная до появления ПЛПД.

Эволюция микроструктуры от места развитой текстуры перед появлением ПЛПД ( $\varepsilon_r \approx 1$ ) до зоны рекристаллизации ( $\varepsilon_r \rightarrow 3$ ) представлена на рис. 3, в–д, каждый из которых соответствует определенному значению деформации  $\varepsilon_r$ . Здесь же приведены гистограммы распределения размеров структурных элементов, соответствующие каждой из микроструктур. Числовые характеристики фрагментов структуры, представляющие наиболее вероятные значения их длины ( $D_{\max}$ ) и ширины ( $D_{\min}$ ), определенные по гистограммам, а также разброс значений этих величин для областей, соответствующих определенным  $\varepsilon_r$ , пред-

ставлены в табл. 1. Перед развитием полос локализации в объеме зерна наблюдается неоднородная фрагментированная микроструктура ( $\varepsilon_r \approx 1.06$ , рис. 3, в): размер структурных элементов у границ зерен  $5 \div 10$  мкм, в центре текстурированных зерен —  $10 \div 30$  мкм и более, что видно из гистограммы, полученной на основе измерений большого количества зерен. С ростом деформации однородность фрагментированной микроструктуры увеличивается и занимает весь объем зерна, наиболее вероятный размер структурных элементов уменьшается, область значений их размеров сужается (рис. 3, г–д). Сохраняющаяся «разнозернистость», порой отличающаяся на порядок (см. табл. 1), характерна в данном случае для субмикроскопических кристаллов, как и для нанокристаллических материалов, формирующихся при ИПД [10].

Известно, что степень размерной однородности структуры может быть оценена коэффициентом вариации  $k = \sigma/\bar{d}_{cp}$ , где  $\bar{d}$  — средний размер структурного элемента,  $\sigma$  — среднеквадратичное отклонение от среднего [11]. В табл. 2 представлены результаты измерений  $\bar{d}$ ,  $\sigma$ , а также значения  $k$ , которые вычислялись отдельно по наибольшим и наименьшим средним размерам фрагментов ( $D_{\max}$  и  $D_{\min}$  — см. табл. 1) микроструктур в образцах, соответствующих определенным значениям  $\varepsilon_r$ .

Рост значений  $k$  обычно связывается с появлением «хвостов» на распределении зерен по размерам. Кроме того, считается, что значения  $k \geq 0.6$  (для наибольших значений  $d$ ) определены протеканием процесса динамической рекристаллизации [11]. В отсутствие крупных рекристаллизованных зерен  $k \leq 0.6$ , и это является показателем того, что структурные элементы формируются за счет интенсивной пластической деформации.

В наших экспериментах, проведенных при

Таблица 2

| $\varepsilon$ (номер рисунка) | $\bar{d}_{\max}$ | $\bar{d}_{\min}$ | $\sigma_{\max}$ | $\sigma_{\min}$ | $k_{\max}$ | $k_{\min}$ |
|-------------------------------|------------------|------------------|-----------------|-----------------|------------|------------|
| 1.06 (3, в)                   | 15.4             | 5.56             | 14.74           | 3.49            | 0.96       | 0.63       |
| 1.2 (3, з)                    | 7.16             | 1.45             | 4.74            | 0.48            | 0.66       | 0.33       |
| $\approx 2$ (3, д)            | 5.03             | 3.03             | 3.83            | 1.52            | 0.76       | 0.5        |
| $\approx 3$                   | 1.65             | 1.04             | 0.85            | 0.40            | 0.52       | 0.39       |

скоростях деформации  $\geq 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ , условия деформирования соответствуют реализации динамической рекристаллизации. Это показано расчетами температуры в работе [9], а также подтверждается наличием рекристаллизованной зоны у трещины (см. рис. 3, б).

Во всех представленных случаях для минимальных размеров структурных элементов  $k \leq 0.6$  (см. табл. 2). Однако значения  $k$  для максимальных размеров структурных элементов в сопоставлении с эволюцией микроstructures (см. рис. 3) не позволяют однозначно трактовать причины появления «хвостов» на гистограммах распределения структурных элементов по размерам в областях, соответствующих  $\varepsilon_r = 1.06 \div 2$ . Здесь максимальные размеры структурных элементов определяются, в первую очередь, особенностями зарождения фрагментов и усилением степени текстуры с ростом деформации при приближении к центру цилиндра. Из сопоставления данных табл. 1 и рис. 3, в видно, что разброс размеров таков, что  $D_{\max}$  может соответствовать значению исходного размера зерен или превосходить его. Как правило, большие фрагменты расположены в центральных частях исходных зерен, мелкие — в окрестности их границ (см. рис. 3, в). Картина такого распределения фрагментов по размерам связана с природой зарождения фрагментов, определенной высокой плотностью и неоднородностью дефектов в объеме зерна, созданной при деформировании.

В работе [7] показано, что при интенсивной пластической деформации в приграничных зонах создается высокий уровень локальных искажений, релаксация которых осуществляется раньше, чем в других местах, за счет фрагментации структуры. Фрагментация структуры происходит в результате разориентации отдельных микрообъемов кристалла. Следует учесть, что при больших неоднородных деформациях в приграничных областях зерен формируются дисклинации (оборванные стенки дис-

локаций одного знака) [7]. Энергетически более выгодным является образование диполей частичных дисклинаций, для которых не требуется избытка дислокаций одного знака, каждая из стенок разориентированного слоя (границы частичных дисклинаций) образована дислокациями другого знака. Полосы сброса (сгущение полос сдвига, см. рис. 3, в, стрелка), наблюдаемые в больших фрагментах зерен исследованных образцов в простейшем виде по структуре представляют собой диполи частичных дисклинаций. Образование полос сброса в центральных частях зерен (см. рис. 3, в) можно рассматривать как предвестник дальнейшего развития фрагментации микроstructures при увеличении деформации. Уменьшение размеров фрагментов с ростом деформации и охват ими всего объема зерен (см. табл. 1) подтверждают это.

При этом нельзя исключить роль динамической рекристаллизации в эволюции микроstructures в процессе взрывного коллапса металлических цилиндров. Выраженная тенденция уменьшения размера зерен уже при  $\varepsilon_r = 0.21$  (см. рис. 4) может быть связана с локальным проявлением динамической рекристаллизации, в частности с появлением мелких зерен в тройных стыках. Это, вероятно, обусловлено осуществлением деформации мелкозернистого образца в условиях взрывного коллапса путем проскальзывания по границам зерен, что приводит к созданию большой плотности дислокаций вдоль границ. Неравновесные границы являются источником значительных внутренних напряжений. Как указано в [12], для такой структуры характерно наличие нескомпенсированных стыков границ зерен. Известно также, что в субмикроскопических материалах тройные стыки вызывают разупрочнение материала, так как в них облегчена генерация дислокаций и, кроме того, природа основной доли тройных стыков считается дисклинационной. Все это и сопутствующее деформации тепловыделение способствуют появлению и росту зародышей новых зерен на границах зерен и особенно в области тройных стыков. Однако вновь образующиеся зерна в результате динамической рекристаллизации не определяют увеличение  $k$ , так как приводят к снижению  $\bar{d}$ .

Об особенностях механизма деформирования мелкозернистых материалов в условиях взрывного нагружения можно также судить по характеру изменения зависимости микротвер-

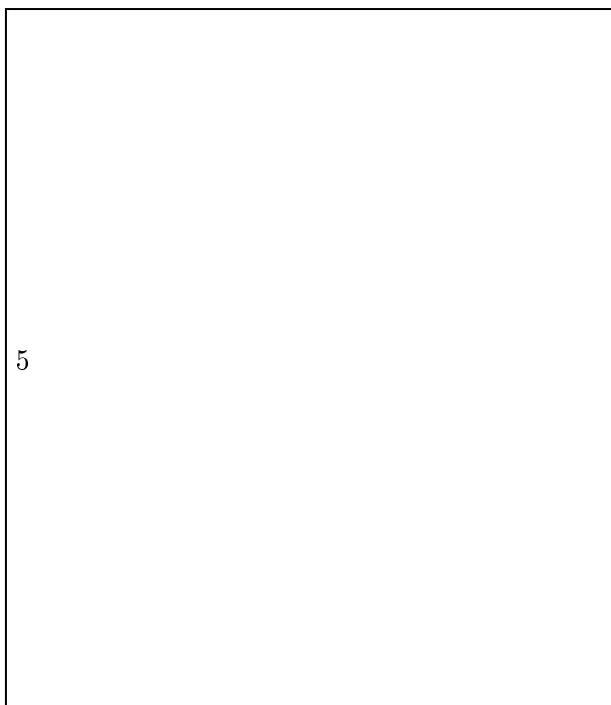


Рис. 5. Изменение  $H_V$  по радиусам крупнозернистого (а) и мелкозернистого (б) цилиндров

дости от расстояния от центра до периферии крупно- и мелкозернистых образцов, приведенных на рис. 5. На основе выражения Холла — Петча для микротвердости

$$H_V = H_0 + k^* d^{-1/2}$$

кривая зависимости  $H_V(r)$  в случае мелкозернистого цилиндра должна соответствовать более высоким значениям  $H_V$  на всей длине радиуса нагруженного цилиндра. Однако на рис. 5 виден заметно меньший рост  $H_V$  в мелкозернистом образце, особенно при больших деформациях, начиная с расстояния  $\rho \approx 5$  мм. Именно с этого расстояния резко уменьшается средний размер структурных элементов (см. рис. 4).

Наблюдающееся для мелкозернистого материала отклонение зависимости  $H_V(r)$  от правила Холла — Петча, характерное для ультрамелкозернистых и нанокристаллических материалов, может быть следствием его большего, по сравнению с крупнозернистым материалом, нагрева, определенного процессом динамического возврата вдоль всего сечения. Степень нагрева зависит от величины сопротивления деформированию. Очевидно, высокая энергия приграничных областей зерен в мелкозер-

нистых образцах в большой степени определена деформацией, осуществляемой механизмом зернограничного проскальзывания.

Приведенные экспериментальные данные по эволюции микроструктуры и обусловленные этим особенности свойств мелко- и крупнозернистых материалов позволяют считать, что существует некоторый критический размер зерна, при котором происходит смена механизмов деформации при высокоэнергетическом нагружении. По аналогии с анализом механизмов деформации для наноматериалов, проведенном в [12], можно считать, что в зависимости от размера зерна и соотношения напряжения зернограничного сдвига и сопротивления движению дислокации в решетке возможны разные варианты развития пластического течения. Если размер зерен меньше некоторого критического значения, то основным механизмом пластической деформации будет зернограничное проскальзывание, а основным аккомодационным процессом зернограничной деформации — ротация зерен. Однако, поскольку уровень напряжений высокий, необходимо также учитывать существование высокой плотности дислокаций на границах зерен и их выход в объем зерен. В нашем случае при распространении фронта к центру цилиндра напряжение увеличивается из-за уменьшения нагружаемой площади. Это, вероятно, определяет практически лавинный выход дислокаций из границ, интенсифицирующий процесс фрагментации при приближении к центру цилиндра.

Таким образом, неоднородность высокоэнергетического состояния границ зерен обусловила наблюдаемое развитие микроструктуры в мелкозернистом материале, характеризующее зарождением структурных элементов в первую очередь в области границ исходных зерен.

Общая картина развития микроструктуры в мелкозернистых образцах и соответствующее ей изменение свойств дают возможность раскрыть физическую природу формирования ПЛПД в мелкозернистом материале.

По характеру трансформации микроструктуры мелкозернистых образцов видно, как изменяется механизм диссипации энергии при росте деформации в процессе взрывного коллапса. При  $\varepsilon_r > 1$  избыток энергии, не реализованный за счет разного типа дефектов внутри зерен, реализуется путем текстурирования, включая фрагментацию.



Рис. 6. Схема смены механизмов деформирования при развитии деформационных структур

При больших деформациях и развитой фрагментированной структуре возникают мощные ротационные неустойчивости, сводящиеся к большим пластическим разворотам фрагментов относительно друг друга. Зарождение пластической неустойчивости определено резким снижением сопротивления поворотам, обусловленным как величиной деформации, так и ее скоростью. В приведенных условиях деформирования образование ПЛПД происходит при  $\varepsilon_r \approx 2$  и  $\dot{\varepsilon}_r \approx 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$  (см. рис. 3,2).

Из проведенного анализа следует, что роль ротационных составляющих в деформации мелкозернистых материалов является определяющей. Это обусловлено исходным состоянием мелкозернистого материала и методом его создания. Так, при получении мелкозернистого материала осуществляется его многократное деформирование с последующим высокотемпературным отжигом, в случае мелкозернистого — многократное деформирование с низкотемпературным отжигом. Варьируя величину деформации и подбирая соответствующие температуры рекристаллизации, можно получить мелкозернистую структуру, в которой первоначальный уровень дефектности создается уже наличием большого количества границ зерен. Было показано [5], что в таких материалах ( $d < 50 \text{ мкм}$ ), независимо от типа кристаллической решетки, при больших высокоскоростных деформациях активно развивается процесс фрагментации.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Можно выделить следующие основные результаты проведенного исследования:

- механизмы деформации, характер эволюции микроструктуры при больших высокоскоростных деформациях и определяемые этим величины критических деформаций зарождения ПЛПД существенно зависят от размера исходного зерна;
- установленная связь эволюции микроструктуры в крупнозернистом материале с ве-

личной фактора Шмида в конкретных зернах указывает на определяющую роль дислокационного механизма деформирования; зарождение ПЛПД в крупнозернистом материале связано с потерей сдвиговой устойчивости по мере роста деформации материала;

- существует некоторый критический размер зерна, начиная с которого основным механизмом деформации при высокоскоростном нагружении становится проскальзывание по границам зерен; вызванная этим неоднородность напряженного состояния, как на границах, так и в объеме зерен, приводит к активному развитию фрагментации;

- в мелкозернистом материале происходит отклонение от правила Холла — Петча, аналогичное наблюдаемому в субмикроструктурных и нанокристаллических материалах;

- степень фрагментации увеличивается с ростом деформации; развитие высокофрагментированной микроструктуры ограничено нарушением однородности пластического течения — зарождением и развитием ПЛПД;

- ПЛПД в мелкозернистых материалах образуются в условиях больших деформаций и их скоростей и развитой фрагментированной структуры ( $\varepsilon_r \approx 2$  и  $\dot{\varepsilon}_r \approx 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ ,  $\bar{d} \approx 3 \div 5 \text{ мкм}$ ) как результат проявления мощной ротационной неустойчивости, обусловленной резким снижением сопротивления поворотам фрагментов друг относительно друга.

В целом результаты проведенных исследований согласуются с общими представлениями о том, что во всех поликристаллических материалах в процессе конечных деформаций реализуется широкий спектр сменяющих друг друга структурных состояний. Последовательность и набор конкретных состояний определяются как особенностями процесса деформирования (интенсивностью нагрузок, скоростью деформаций и т. д.), так и исходным структурным состоянием исследуемого материала. Для мелкокристаллических материалов при интенсивном высокоскоростном нагружении представляется справедливой сформулиро-

ванная в [13] концепция предельных деформационных структур, по которой при достижении определенной величины деформации происходит фрагментация материала. При этом принципиальную роль играют ротационные моды пластической деформации, потеря устойчивости которых приводит к локализации деформации.

В упрощенном виде изменение микроструктурных состояний в условиях проведенных экспериментов можно представить, по-видимому, как реализацию последовательности механизмов деформирования, показанную на рис. 6. Для объяснения механизма реализации конкретного пути эволюции дефектной структуры и соответствующих микроструктурных состояний можно воспользоваться представлениями о том, что при необратимом деформировании одновременно происходят повышение упругой энергии системы и релаксационные процессы, приводящие к ее снижению. Переход к механизму деформирования следующего уровня связан с тем, что действующий механизм не обеспечивает скорости релаксации, необходимой для поддержания локального равновесия в макроскопически неравновесной системе, которой является материал, подвергающийся интенсивному высокоскоростному деформированию.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Конева Н. А., Козлов Э. В.** Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 89–106.
2. **Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П., Горная И. Д.** Общая схема упрочнения поликристаллических ОЦК-металлов // Докл. АН СССР. 1985. Т. 285, № 1. С. 109–112.
3. **Gleiter H.** Materials with ultrafine grain size // Proc. Second Riso Intern. Symp. on Metallurgy and Materials Sci. / N. Hansen, T. Leffers, H. Lilholt (Eds). Roskilde, Denmark, 1981. P. 15–21.
4. **Андриевский Р. А., Глейзер А. М.** Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88, № 1. С. 50–73.
5. **Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.** Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
6. **Бондарь М. П., Тесленко Т. С.** Влияние степени дефектности исходного материала на деформационную структуру, формируемую при взрывном коллапсе полых толстостенных цилиндров // Физика горения и взрыва. 1997. Т. 33, № 6. С. 108–120.
7. **Тюменцев А. Н., Дитенберг И. А., Пинжин Ю. П. и др.** Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикроструктурной меди, полученной методами интенсивной пластической деформации // Физика металлов и металловедение. 2003. Т. 96, № 4. С. 33–43.
8. **Бондарь М. П.** Локализация деформации в монокристаллах меди при взрывном коллапсе // Физика горения и взрыва. 2003. Т. 39, № 1. С. 128–131.
9. **Nesterenko V. F., Meyers M. A., LaSalvia J. C., et al.** Investigation of high-strain, high-strain-rate behavior of tantalum using the collapse of a thick-walled cylinder // Mater. Sci. Eng. 1997. V. A229. P. 23–41.
10. **Козлов Э. В., Конева Н. А., Жданов А. Н. и др.** Структура и сопротивление деформированию ГЦК ультрамелкозернистых металлов и сплавов // Физ. мезомеханика. 2004. Т. 7, № 4. С. 93–113.
11. **Чащухина Т. И., Дегтярев М. В., Романова М. Ю., Воронова Л. М.** Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением // Физика металлов и металловедение. 2004. Т. 98, № 6. С. 98–107.
12. **Поздняков В. А.** Механизмы пластической деформации и аномалии зависимости Холла — Петча металлических нанокристаллических материалов // Физика металлов и металловедение. 2003. Т. 96, № 1. С. 114–128.
13. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986.

Поступила в редакцию 11/VIII 2005 г.