

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ ПРИ ВЗРЫВНОМ КОЛЛАПСЕ

М. П. Бондарь

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

Установлено, что в условиях высокоскоростного осесимметричного нагружения монокристаллов методом взрывного коллапса полого толстостенного цилиндра в процесс деформирования включаются все активные плотноупакованные системы скольжения. Пространственное положение макроскопических очагов локализации деформации определяется кристаллографией действующих систем в монокристаллических образцах. Установленное соответствие наблюдаемых полос сдвига в микроструктуре монокристалла меди активным системам скольжения  $\{111\}$   $\langle 110 \rangle$  ГЦК-кристаллов и симметрия в их расположении свидетельствуют о том, что процессы деформирования при скоростях деформации  $\approx 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$  происходят в соответствии с кристаллической природой материала.

Ключевые слова: осесимметричное взрывное нагружение, высокоскоростная деформация, локализация сдвига, монокристалл, плотноупакованные системы.

Исследованию процессов локализации пластической деформации и ее связи с природой и свойствами материалов, а также с условиями нагружения постоянно уделяется большое внимание. В [1] приведен аналитический обзор работ по образованию полос сдвига при плоском одноосном сжатии и растяжении, а также изложены результаты собственных исследований авторов на моно- и поликристаллах сплава Al–2,8 % Cu. Известно, что по мере роста деформации масштаб проявления ее локализации изменяется от блока к зерну, к блоку зерен, к размеру образца в целом, т. е. процесс локализации пластической деформации является многоуровневым. Для изучения начального этапа процесса (микроуровня) большое значение имеют исследования, проводимые на монокристаллах. Авторы [1] показали, что величина деформации, при которой появляются полосы локализованного сдвига в монокристаллических образцах сплава Al–2,8 % Cu, зависит от их ориентации относительно направления нагрузки. Результаты обзора в [1] показывают, что во многих случаях в образовании полос локализации на этом уровне наблюдается подобие, не зависящее от типа нагружения (растяжение, сжатие). Однако все эти исследования проведены в статических условиях деформирования и в настоящее время нет подобного рода исследований при высокоскоростных нагружениях.

В представляемой работе проведено экспе-

риментальное исследование особенностей формирования микроструктуры в монокристаллах меди, нагруженных методом взрывного коллапса полого толстостенного цилиндра, подробно описанным в работах [2–4]. На рис. 1 представлена схема эксперимента. Монокристаллы меди имели форму трубок с внутренним диаметром 11 мм и толщиной стенки 3 мм. Монокристаллы длиной 30 мм вставлялись в центральную часть полости толстостенного цилиндра при ее длине 70 мм и дополнялись трубками из крупнозернистой меди ( $d \approx 1 \text{ мм}$ ). Ориентация монокристалла была такова, что ось трубки-цилиндра соответствовала кристаллографическому направлению [134]. Нагружение проводилось при контролируемых параметрах детонации, обеспечивающих необходимое давление для коллапса при радиальном движении материала цилиндра. Внешний и внутренний диаметры монокристаллов после коллапса были равны 12,6 и 1 мм, что соответствовало значениям деформации  $\varepsilon_r = 0,29$  и 2,39 на внешней и внутренней поверхностях сколлапсированного монокристалла ( $\varepsilon_r = \ln(r_0/r)$ , где  $r_0$  — начальный и  $r$  — конечный радиусы цилиндра). Скорость деформации  $\dot{\varepsilon} \approx 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$  [4].

Шлифы для исследования микроструктуры монокристалла вырезали из центрального сечения. Расположение локализованных полос сдвига в плоскости шлифов, совпадающей с кристаллографической плоскостью (134), при-

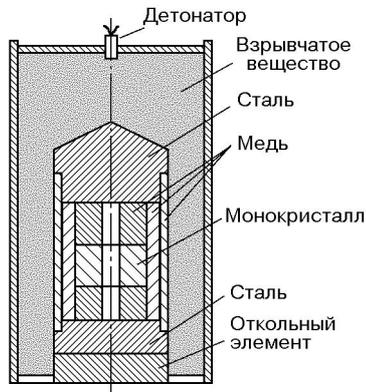


Рис. 1. Схема эксперимента

ведено на рис. 2. В расположении полос видна симметрия, при этом часть полос сдвига доходит до внешней поверхности кристалла, имеются полосы, начала которых располагаются внутри поверхности шлифа или близко к центру полости. Кроме того, имеется сектор, в котором полос локализованного сдвига не наблюдается. Все это указывает на то, что деформация монокристалла происходит в соответствии с его кристаллографической ориентацией, и наблюдаемые полосы могут быть идентифицированы системами сдвигов для ГЦК-кристаллов.

Известно, что в условиях статических деформаций сдвиг осуществляется по плотноупакованным системам скольжения — плоскостям и соответствующим направлениям в них. Для ГЦК-кристаллов это плоскости типа (111) и направления типа  $\langle 110 \rangle$ . Очередность активности систем скольжения в условиях статического деформирования зависит от значения приведенных сдвиговых напряжений  $\tau = m\sigma$ , где  $m = \sin \alpha \cos \beta$  — фактор Шмида ( $\alpha$  — начальный угол между плоскостью скольжения и направлением сжатия,  $\beta$  — начальный угол между направлением скольжения и направлением сжатия),  $\sigma$  — приложенное напряжение. Активность плотноупакованных систем скольжения в условиях взрывного нагружения, когда напряжения заведомо превосходят значение  $\tau_{\max} = 0,5\sigma_y$  ( $\sigma_y$  — напряжение течения для медного монокристалла,  $\approx 2$  МПа), проявляется при любых  $m > 0$ , а места расположения следов скольжения в плоскости шлифа зависят от угла пересечения активных систем скольжения с плоскостью (134).

Для идентификации полос сдвига на шли-

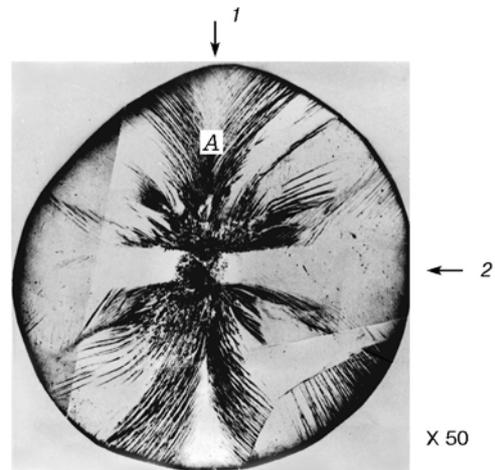


Рис. 2. Микроструктура сколлапсированного монокристалла:

1 и 2 — направления нагружения, соответствующие направлениям  $[04\bar{3}]$  и  $[11\bar{1}]$  монокристалла

фе был определен центр плоскости (134) как место пересечения медиан, представляющих собой направления  $[2\bar{2}1]$ ,  $[2\bar{4}4\bar{3}]$ ,  $[62\bar{3}]$  и совпадающих с направлением радиальной нагрузки при коллапсе цилиндра. В таблице приведены значения  $m$  для плотноупакованных систем скольжения относительно некоторого набора кристаллографических направлений в монокристалле, лежащих в плоскости (134) и совпадающих с направлением радиального нагружения.

Сравнение данных таблицы и расположения полос скольжения на плоскости шлифа показывает очевидное соответствие между значениями  $m$  для систем скольжения (картина сдвигов свидетельствует о дислокационном механизме деформации), значениями углов между системами скольжения и направлениями нагрузки, значениями углов между выбранными направлениями нагрузки и расположением полос сдвига в плоскости шлифа. Действительно, на полученной картине сечения шлифа (см. рис. 2) можно с большой точностью идентифицировать кристаллографические направления, совпадающие с радиальной нагрузкой. Так, направление 1 на рис. 2 совпадает с направлением в монокристалле  $[04\bar{3}]$ , для которого кристаллографически определено множественное скольжение, создаваемое системами  $(\bar{1}11) [101]$  и  $(111) [\bar{1}01]$ , пересекающимися в монокристалле под углом  $90^\circ$  друг к другу при равных значениях  $m$  (см. таблицу), и наблюдаемое на

Плотноупакованные плоскости скольжения	Плотноупакованные направления скольжения	Фактор Шмида ( $m$ ) для направлений-радиусов						
		401	3 $\bar{1}$ 0	043	623	221	2443	11 $\bar{1}$
$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$	101	0,28	0,38	0,46	0,21		—	0
	110	0,38	0,25	—	—	—	0,23	0
	0 $\bar{1}\bar{1}$	0,09	0,13	—	0,36		0,08	0
111	$\bar{1}$ 01	—	—	0,46	—	0,22	0,39	0
	$\bar{1}\bar{1}$ 0	—	—	—	0,39	—	—	0
	0 $\bar{1}\bar{1}$	0,15	0,2	—	0,48	—	0,03	0
1 $\bar{1}\bar{1}$	$\bar{1}$ 01	—	0,37	—	—	—	—	0
	110	—	0,25	—	—	—	—	0
	011	0,15	0,12	—	0,09	—	—	0
11 $\bar{1}$	101	0,28	—	—	—	—	—	0
	$\bar{1}\bar{1}$ 0	0,37	—	—	—	—	—	0
	011	0,09	0,2	—	—	0,22	0,03	0

рис. 2, область А (несколько меньший угол на рис. 1 определен характером деформирования при коллапсе). Причем наиболее четко полосы сдвига проявляются в системе ( $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$ ) [101], имеющей наименьший угол с плоскостью шлифа (134), равный  $28,6^\circ$ .

Расположение других выявленных полос локализованного сдвига в плоскости шлифа также связано с кристаллографической ориентацией монокристалла относительно направления нагружения, и все они легко идентифицируются. Так, в области 2 на рис. 2, не имеющей полос сдвига, радиальному направлению нагружения соответствует направление монокристалла [11 $\bar{1}$ ]. Для этого направления нагружения для всех возможных плотноупакованных систем скольжения ГЦК-решетки значения фактора Шмида равны нулю (см. таблицу). Расчетный угол между направлениями нагружения [043] и [11 $\bar{1}$ ], для которых наиболее четко проявляется роль фактора Шмида для плотноупакованных систем скольжения, равный  $90^\circ$ , соответствует наблюдаемому на рис. 2. Такое соответствие существует для каждого выделенного в таблице кристаллографического направления в монокристалле, совпадающего с радиальной нагрузкой.

На макроскопическом уровне положение полос локализованного сдвига, заданное кристаллографической ориентацией плотноупакованных плоскостей скольжения, также определяется и характером деформирования при кол-

лапсе. На рис. 2 видно, что плотность полос сдвига с приближением к центру увеличивается, что обусловлено геометрией нагружения. Слияние полос сдвига определяет увеличение их ширины и трансформацию в трещины. Расположение полос сдвига в местах, граничащих с областью 2 (см. рис. 2), в которой полос сдвига нет, определяет ее движения к центру как целого. Это хорошо видно на рис. 2.

Представленные результаты показывают, что в условиях высокоскоростного осесимметричного нагружения монокристалла в процесс деформирования включаются все активные плотноупакованные системы скольжения. Пространственное положение макроскопических очагов локализации деформации определяется кристаллографией действующих систем в монокристаллических образцах.

Следует подчеркнуть, что при использовании взрывного коллапса полого толстостенного цилиндра для определения зависимости формируемой микроструктуры деформируемого монокристалла от его ориентации относительно направления нагружения нет необходимости использовать большое количество монокристаллов и, соответственно, проводить множество экспериментов, как это было сделано в работе [1] при определении такой зависимости на монокристаллах Al-3 % Cu при плоской деформации сжатия. Авторам [1] потребовалось столько монокристаллов и такое число экспериментов, сколько активных ориентаций бы-

ло исследовано. В случае использования метода взрывчатого коллапса толстостенного цилиндра решение подобной задачи требует меньшего количества образцов, и экспериментов, так как на одном образце и в одном эксперименте при цилиндрической схеме нагружения сочетаются все возможные ориентации монокристалла относительно приложенной осесимметричной нагрузки.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. **Harren S. V., Deve H. E., Asaro R. J.** Sear band formation in plane strain compression // *Acta Metall.* 1988. V. 36, N 9. P. 2435–2480.
2. **Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.** Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // *Физика горения и взрыва.* 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
3. **Бондарь М. П.** Особенности формирования структуры при больших высокоскоростных деформациях // *Физ. мезомеханика.* 1998. № 1. С. 37–54.
4. **Bondar M. P., Nesterenko V. F., Ershov I. V.** Instability of plastic flow of dynamic pore collapse // *High-Pressure Science and Technology.* 1993. *Amer. Inst. of Phys.*, 1994. P. 1173–1176.

*Поступила в редакцию 25/III 2002 г.*

---