

О ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ ЦИНКА С ДИСЛОКАЦИЯМИ ЛЕСА

© М.Е.Босин, Ф.Ф.Лаврентьев, В.Н.Никифороенко

Харьковский государственный политехнический университет,
310002 Харьков, Украина
(Поступила в Редакцию 6 августа 1996 г.)

С помощью методов избирательного химического травления, просвечивающей электронной микроскопии, изменения реперных углеродных сеток, наносимых на рабочую часть монокристаллов цинка, и снятия хода кривых деформационного упрочнения проведено исследование процесса образования и развития локальных сдвигов в кристаллах с введенными дислокациями леса. Показано, что необходимой предпосылкой образования локальных сдвигов является повышенная плотность пирамидальных дислокаций, трансформация которых приводит к образованию базисных дислокаций и развитию больших локальных сдвигов. Проведено наблюдение локальных сдвигов в плоскости $\{11\bar{2}2\}$, величина которых достигает $10^4\%$.

Процесс пластической деформации кристаллических тел неоднороден. Фундаментальной характеристикой этой неоднородности являются образование и развитие локальных сдвигов. Так, величина относительной деформации в локальных сдвигах достигает значений до 10% при общей средней деформации образца менее 10% [1]. Однако механизм образования и развития локальных сдвигов неясен. В этой связи проблема локализации является одной из важнейших в физике пластичности и прочности. Как правильно отмечается в работе [1], одной из причин такого положения является недостаточное внимание, уделяемое этой проблеме. Особенно это касается металлических кристаллов, для которых вопросу локализации пластической деформации посвящено ограниченное число работ [2–8]. Представляется, что необходимой предпосылкой для решения этой проблемы является установление количественной связи между видом, плотностью, пространственным распределением дислокаций и макроскопическими параметрами кривой деформации.

Целью настоящей работы является исследование на различных структурных уровнях процесса образования и развития локализованных сдвигов в монокристаллах цинка с дислокациями леса.

Исследовались монокристаллы цинка чистотой 99.997%, которые выращивались методом направленной кристаллизации из расплава [9] в виде параллелепипедов ($4 \times 20 \times 100$ мм) с ориентацией продольной оси $[0001]$. Рабочие образцы получались посредством выкалывания по плоскостям спайности (0001) и имели размер $4 \times 20 \times 30$ мм. Дислокации леса в системе скольжения $(11\bar{2}2) \langle 11\bar{2}3 \rangle$ вводились деформацией сжатия образцов вдоль направления $[2\bar{1}\bar{1}0]$. Плотность дислокаций леса при этом изменялась от исходной (ростовой) $N_{0g} \sim 10^3 \text{ см}^{-2}$ до $N_g \approx 10^7 \text{ см}^{-2}$. Плотность дислокаций измерялась методами избирательного травления и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для деформирования простым сдвигом после введения дислокаций леса в образцах с помощью электроэрозионной резки вырезались пазы шириной $H = 0.4$ мм вдоль $[2\bar{1}\bar{1}0]$. Деформация простым сдвигом в системе базисного скольжения $(0001) [2\bar{1}\bar{1}0]$ проводилась со скоростью $\dot{\gamma} \sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Для корректного измерения сдвиговой деформации на плоскость $(01\bar{1}0)$ рабочей части образца методом вакуумного напыления наносилась углеродная сетка. На рис. 1 приведена схема формы и ориентации образцов для простого сдвига с изображением реперной углеродной сетки, квадратные ячейки которой имели размер $50 \times 50 \mu\text{м}$. Стороны этих ячеек были ориентированы вдоль направлений $[2\bar{1}\bar{1}0]$ и $[0001]$ соответственно. На рис. 1 приведен участок металлографической картины плоскости $(2\bar{1}\bar{1}0)$ рабочей части образца после деформации, на которой видны винтовые полосы сдвига. Отметим, что наряду с макроскопической деформацией простым сдвигом проводилось *in situ* деформирование микрообразцов в колонне электронного микроскопа JEM7A посредством растяжения вдоль направления $[2\bar{1}\bar{1}0]$ в режиме ползучести. Образцы для ПЭМ готовились методом

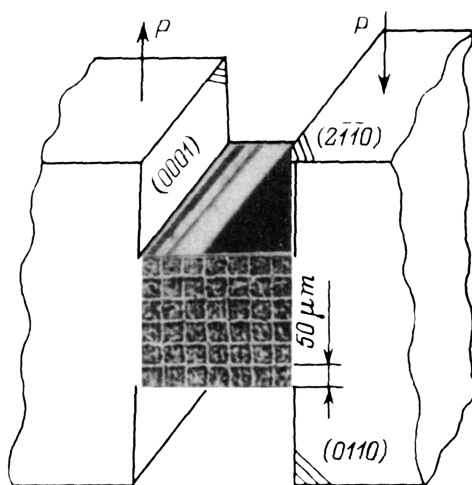


Рис. 1. Схема кристаллографической ориентации образцов, предназначенных для простого сдвига.

Вставки на схеме показывают реперную углеродную сетку на плоскости $(01\bar{1}0)$ и участок картины полос скольжения на плоскости $(2\bar{1}\bar{1}0) \times 100$.

электролитического утонения до толщины порядка 10^3 \AA . Исходные заготовки для микрообразцов выкалывались по плоскости (0001) из рабочей части макрообразцов. Все эксперименты проводились при 300 К.

2. Результаты экспериментов и их обсуждение

Кривые деформационного упрочнения $\tau(\gamma)$ для кристаллов с различной плотностью дислокаций леса представлены на рис. 2. Видно, что увеличение плотности дислокаций леса приводит к количественному и качественному изменению вида кривых $\tau(\gamma)$ для кристалла с минимальной ростовой плотностью дислокаций леса $N_{0q} \sim 10^3 \text{ см}^{-2}$ (кривая 1 на рис. 2), характеризующегося пределом текучести $\tau_0 = 0.5 \text{ МПа}$ и монотонным трехстадийным увеличением деформирующего напряжения. Увеличение N_0 до $8 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ приводит к росту деформирующего напряжения (кривая 2 на рис. 2). При этом $\tau_0 = 6 \text{ МПа}$. Важно отметить, что при $\gamma > 10\%$ на кривых $\tau(\gamma)$ наблюдаются скачки нагрузки. Для образцов с $N_{0q} \sim 10^3 \text{ см}^{-2}$ пластическая деформация характеризуется образованием тонких полос базисного скольжения, однородно распределенных в рабочей части образца вдоль направления [0001]. В образцах с $N_{0q} \sim 10^3 \text{ см}^{-2}$ пластическая деформация протекает крайне неоднородно с образованием в пределах рабочей части образца локальных сдвигов. На рис. 3, *a, b* показана рабочая часть образца с реперной сеткой после деформации. Видно, что сдвиговая деформация приводит к искажениям реперной сетки, которые позволяют измерить величины сдвигов и описать закономерности их развития. Так, общая сдвиговая деформация образца $\gamma_0 = \Delta l / H$ (где $\Delta l = 50 \text{ мкм}$ — суммарная величина сдвига, $H = 0.4 \text{ мм}$ — ширина рабочей части образца) составляет 12.5%. В пределах рабочей части образца наблюдаются локальные сдвиги, величина которых существенно превышает значение общей деформации γ_0 . На рис. 3, *b* приведена одна из ячеек реперной сетки при большем увеличении, из которой можно оценить локальный сдвиг $\gamma_n \sim \Delta l_i / b_i = 10^2\%$, где $\Delta l_i = 20 \text{ мкм}$ — абсолютный сдвиг в полосе, $\Delta b_i = 20 \text{ мкм}$ — ширина области локального сдвига. Следует отметить наличие корреляции скачков на кривой упрочнения (кривая 2 на рис. 2) и образование локальных сдвигов. Оценка показывает, что число базисных дислокаций, необходимых для образования столь большого локального сдвига, составляет величину $n_B \geq 10^5$. Как показывают полученные результаты, необходимой предпосылкой для образования и развития локальных сдвигов является наличие дислокаций леса с плотностью $N_q \leq 10^6 \text{ см}^{-2}$, которые являются не только барьерами для базисных дислокаций, но и их источником в результате

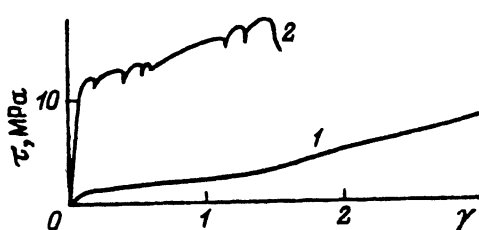


Рис. 2. Кривые деформационного упрочнения монокристаллов цинка с различной плотностью дислокаций леса.

$N_{0q} (\text{см}^{-2})$: 1 — 10^3 , 2 — 10^7 .

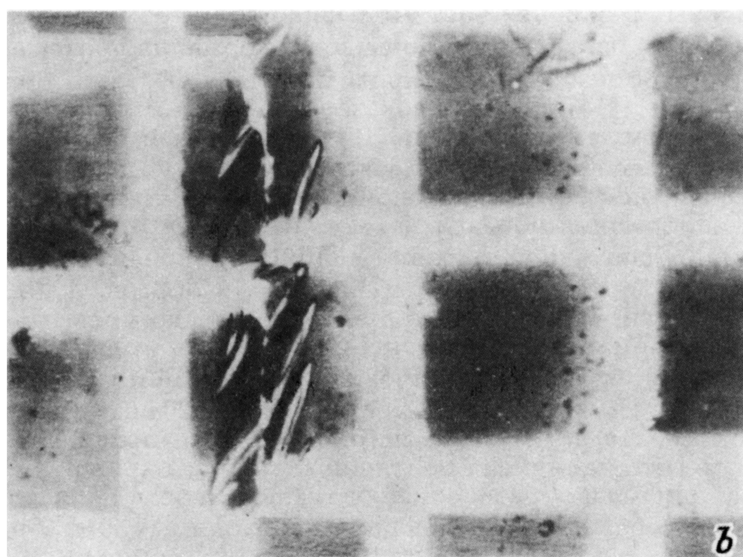
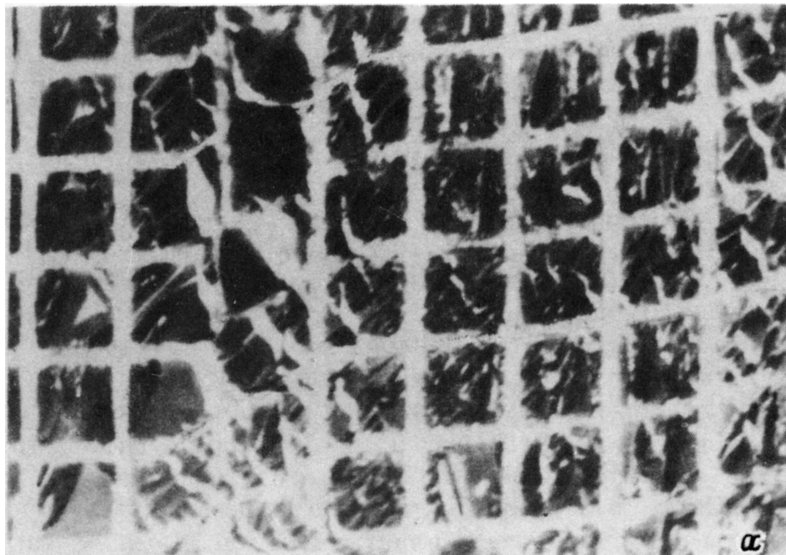
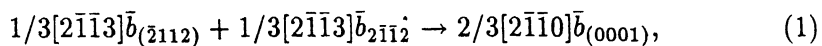


Рис. 3. Металлографическая картина плоскости (0110) монокристалла после деформации сдвига $\gamma \sim 12.5\%$ ($\times 200$) (а) и участок реперной сетки на плоскости $(0\bar{1}\bar{1}0)$ при увеличении $\times 400$ (б).

протекания реакции трансформации



где две дислокации леса в системе скольжения $(\bar{2}112)$ $[2\bar{1}\bar{1}3]$ трансформируются в две базисные дислокации в системе скольжения (0001) $[2\bar{1}\bar{1}0]$. Реакция (1) энергетически выгодна, что подчеркивает вероятность ее протекания.

Характерной чертой развития локальных сдвигов в системе (0001) $[2\bar{1}\bar{1}0]$ является образование мелких клинообразных двойников, которые берут свое начало на границе локальных сдвигов. Это хорошо видно из рис. 3, *a, b*, где на плоскости (01 $\bar{1}$ 0) рабочей части образцов имеет место отслоение углеродной реперной пленки. Анализ показывает, что двойники относятся к системе (0 $\bar{1}\bar{1}$ 2) $[1\bar{1}0]$. Образование двойников связывается с концентрацией напряжений в местах скопления базисных дислокаций в плоскости (0001).

Оценим величину компоненты напряжения в плоскости двойникования из соотношения $^{[10]}$

$$\tau_d = \tau_b n_b \cos \theta \sim 600 \text{ МПа}, \quad (2)$$

где $n_b = 10^2$ — число базисных дислокаций в скоплении, $\tau_b \sim 6 \text{ МПа}$ — критическое напряжение сдвига в базисной системе скольжения, $\theta = 62^\circ$ — угол между плоскостями (0001) и (0 $\bar{1}\bar{1}$ 2).

Оцененное значение τ_d находится в неплохом согласии с напряжением зарождения двойников в бездислокационных монокристаллах цинка, измеренным Прайсом $^{[11]}$, что подтверждает правильность сделанного предположения.

3. Электронно-микроскопическое изучение структурного состояния *in situ*

При выбранной ориентации микрообразцов и способе их нагружения (растяжение вдоль $[2\bar{1}\bar{1}0]$) процесс пластической деформации протекает преимущественно скольжением в системе $\{11\bar{2}\}$ $\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$ посредством образования и развития полос. Так, на рис. 4 приведена электронно-микроскопическая на просвет картина структурного состояния образца в сечении на плоскости (0001) после 12.5% общей



Рис. 4. Электронно-микроскопическая картина на просвет в сечении (0001) при деформации монокристаллов пирамидальным скольжением.

средней деформации. Видно, что следы полос пирамидального скольжения располагаются вдоль направлений $\langle 01\bar{1}0 \rangle$. При этом в полосах скольжения наблюдаются винтовые компоненты пирамидальных дислокаций в виде дуг, концы которых выходят на плоскость (0001) вдоль ступенек, образованных краевыми компонентами при выходе их на плоскость базиса. Расчет показывает, что средняя плотность пирамидальных дислокаций N_q на плоскости (0001) составляет $4 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Полученное значение N_q по порядку величины совпадает со значением плотности пирамидальных дислокаций при их введении в макрообразцы, контролируемом методом травления.

Величина локального сдвига в полосах пирамидального скольжения, оцененная из данных рис. 4, дает значение $\gamma = h/a$, равное $10^4 \%$ (где $h = 4 \cdot 10^{-2} \mu\text{м}$ — высота ступеньки сдвига на плоскости (0001) , $a \sim 5 \text{ \AA}$ — межплоскостное расстояние для плоскости пирамиды $(11\bar{2}2)$). Итак, величина локального сдвига в полосе пирамидального скольжения на четыре порядка больше общей средней деформации образца. В ряде мест (рис. 4) на участках пересечения полос пирамидального скольжения наблюдаются темные контрастные образования, появление которых связывается со скоплением базисных дислокаций, появившихся в результате протекания реакции трансформации (1), которая способствует увеличению локализации сдвига в полосах пирамидального скольжения (см.(2)).

Таким образом, в работе обнаружено явление повышенной локализации пластической деформации при базисном скольжении в монокристаллах цинка с дислокациями леса. При общей деформации образца в 12.5% величина локальных сдвигов достигает $10^2 \%$. Установлено, что необходимой предпосылкой образования локальных сдвигов является наличие дислокаций леса в системе скольжения $\{11\bar{2}2\} \{11\bar{2}3\}$, трансформация которых приводит к образованию базисных дислокаций и развитию больших локальных сдвигов. Развитие локальных сдвигов зачастую сопровождается зарождением двойников, что связывается с концентрацией напряжений в местах скопления базисных дислокаций.

Авторы благодарят Ю.Г. Казарова за помощь в выращивании монокристаллов цинка, О.П. Салиту за полезное обсуждение результатов работы и Б.И. Смирнова за интерес, проявленный к настоящему исследованию.

Список литературы

- [1] Б.И. Смирнов. ФТТ **36**, 7, 2037 (1994).
- [2] В.И. Данилов. Автореф. докт. дис. Томск (1995). С. 3–31.
- [3] Е.Ф. Дударев. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. Томск (1988). С. 255.
- [4] В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. Изв. вузов. Физика, **12**, 65 (1989).
- [5] В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, П. Лукач, З. Троянова. ФНТ **20**, 9, 971 (1994).
- [6] P. Luft. Prog. Mat. Sci. **1**, 6, 629 (1991).
- [7] S.V. Sokolskii, F.F. Lavrentev, O.P. Salita. Phys. Stat. Sol. (a) **86**, 177, 177 (1984).
- [8] F. Louchet. Sol. Stat. Phenomena **35–36**, 57 (1994).
- [9] Yu.G. Kazarov, F.F. Lavrentev. Cryst. Res. Technol. **18**, 1, 107 (1983).
- [10] M. Saxlava-Svabova. Z. Metallk. **58**, 4, 266 (1967).
- [11] P.V. Price Proc. Roy. Soc. **A260**, 1301, 251 (1961).