

# Особенности изменения структурного состояния и внутренних напряжений в полосах сдвига монокристаллов цинка

© М.Е. Босин, Ф.Ф. Лаврентьев\*, В.Н. Никифорова\*

Харьковский государственный политехнический университет,  
310002 Харьков, Украина

\* Физико-технический институт низких температур Академии наук Украины,  
310167 Харьков, Украина

E-mail: Lubenets@ilt.kharkov.ua

(Поступила в Редакцию 9 октября 1998 г.  
В окончательной редакции 12 февраля 1999 г.)

Методом трансмиссионной электронной микроскопии исследована дислокационная структура деформированных кристаллов цинка. Показано, что полоса сдвига состоит из диполей и индивидуальных дислокационных петель. Установлена связь между внутренними напряжениями и соответствующей дислокационной структурой полос сдвига.

Проблема механизмов, определяющих сдвигообразование и упрочнение в металлах и сплавах, является актуальной проблемой физики прочности и пластичности [1–3]. Необходимой предпосылкой для решения этой проблемы является исследование дислокационной структуры в элементарных локальных сдвигах и измерение величины локальных внутренних напряжений в различных системах скольжения. Отметим, что несмотря на большое число исследований структурного состояния деформированных кристаллов [3], имеется ряд нерешенных вопросов по идентификации структурного состояния и величине внутренних напряжений, вызванных этим структурным состоянием. Цель настоящей работы — трансмиссионное электронно-микроскопическое (ТЭМ) исследование дислокационной структуры и внутренних напряжений в полосах сдвига деформированных монокристаллов цинка.

## 1. Объект и методы исследования

Исследовались монокристаллы цинка чистотой 99.997%, которые выращивались методом направленной кристаллизации из расплава [4]. Образцы деформировались простым сдвигом в системе скольжения (0001) [1120]. ТЭМ исследование проводилось в плоскости (1100) и (0001). Образцы для электронно-микроскопического исследования на просвет вырезались электроэрозивным методом в виде дисков диаметром 3 и толщиной 0.5 mm, центральная часть которых утонялась электрохимическим способом до толщины 1000 Å, прозрачной для электронов с энергией 100 kV. Изучение дислокационной структуры проводилось на электронных микроскопах IEM-100U и JEM-7A.

## 2. Результаты и их обсуждение

ТЭМ исследования показали, что исходное структурное состояние кристаллов цинка характеризуется большим числом дислокационных петель с радиусом  $r = 0.3 \mu\text{m}$ . После деформации простым сдвигом

в системе (0001) [1120] образуются полосы базисного скольжения. На рис. 1 приведена ТЭМ картина в сечении плоскости (1100), из которой следует, что макрополоса базисного скольжения состоит из тонких линий базисного скольжения с линейной плотностью вдоль [0001]  $\rho_B = 10^4 \text{mm}^{-1}$ . При этом наблюдаются диполи и петли базисных дислокаций в плоскостях (0001) с радиусом  $r_0 = 0.14 \mu\text{m}$ , что также хорошо видно на рис. 2, где приведена ТЭМ картина в сечении плоскости (0001). Из рис. 1 видно, что диполи образованы краевыми базисными дислокациями и имеют высоту  $h = 4–60 \text{nm}$  и длину  $0.13–1 \mu\text{m}$ . Расстояние между диполями  $L_d \sim 1 \mu\text{m}$ . Для оценки внутренних напряжений в базисной системе скольжения воспользуемся выражением

$$\tau_0 = \frac{\alpha G b}{r_0} = 17.4 \text{MPa}, \quad (1)$$

где  $\alpha = 0.24$  — коэффициент базисного междислокационного взаимодействия;  $G = 3.8 \cdot 10^4 \text{MPa}$  — модуль

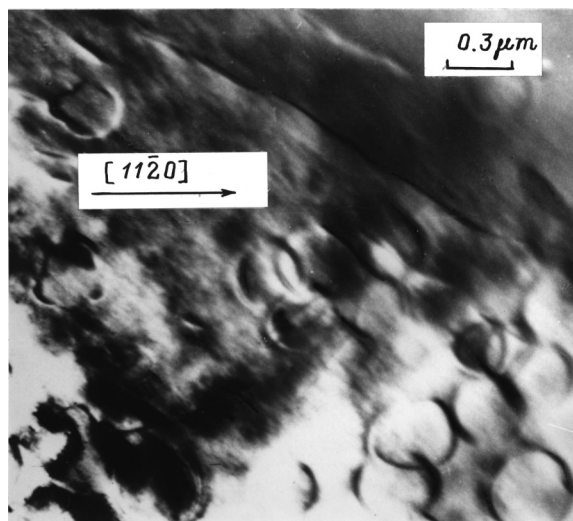
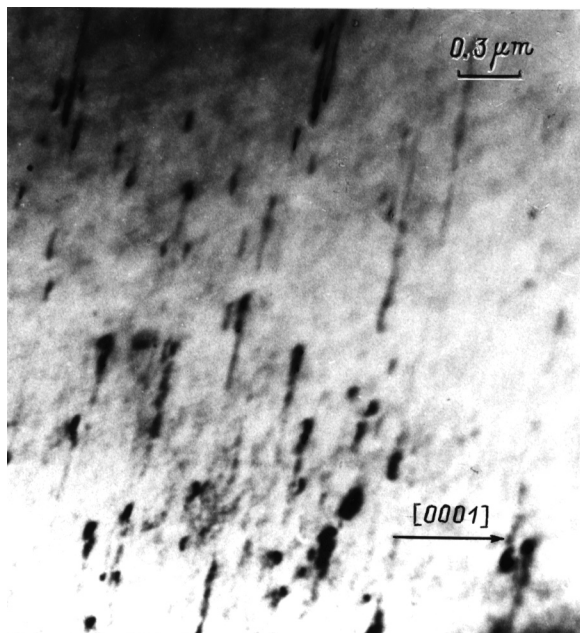
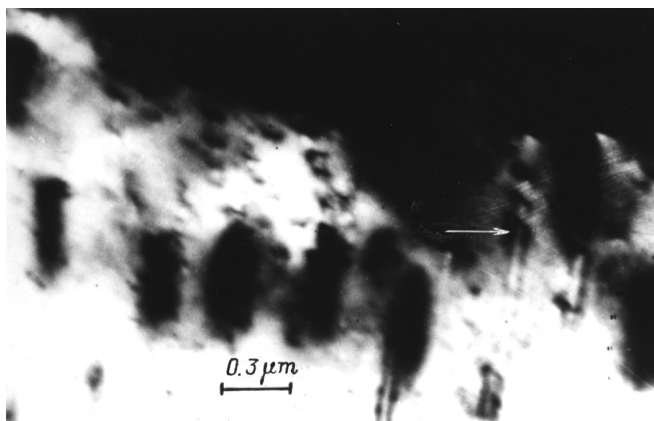


Рис. 1. ТЭМ картина дислокационной структуры в сечении (1100) после базисного скольжения в кристаллах цинка до  $\varepsilon = 10\%$ .



**Рис. 2.** ТЭМ картина дислокационной структуры в сечении плоскости (0001) деформированных кристаллов цинка до  $\varepsilon = 10\%$ .



**Рис. 3.** ТЭМ картина винтовых пирамидальных дислокаций в больших локальных сдвигах ( $\varepsilon_L = 6 \cdot 10^3\%$ ), наблюдаемых в режиме in situ в сечении плоскости (0001) кристаллов цинка. Стрелкой отмечены места искривления винтовых компонент пирамидальных дислокаций.

сдвига,  $b = 2.67 \cdot 10^{-10}$  м — вектор Бюргера базисной дислокации,  $r_0$  — радиус кривизны базисной дислокации. Поля внутренних напряжений, создаваемых дипольной структурой, существенно скомпенсированы. Для оценки внутренних дальнедействующих напряжений дипольной структуры воспользуемся соотношением

$$\tau_G = \frac{Gb^2}{2\pi L_d} = 0.097 \text{ Па}, \quad (2)$$

где  $L_d = 1 \mu\text{m}$  и  $h = 60 \text{ nm}$ . Малое значение величины  $\tau_G$  обусловлено скомпенсированностью полей напряжений

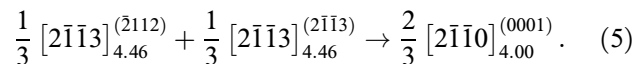
диполей. Для разрушения дипольной структуры необходимо напряжение

$$\tau_c = \frac{Gb}{8\pi(1-\nu)h} = 9.61 \text{ МПа}, \quad (3)$$

где  $h = 60 \text{ nm}$ ,  $\nu = 0.3$  — коэффициент Пуассона. Сравнение соотношений (2) и (3) показывает, что напряжение для разрушения дипольной структуры существенно больше, чем внутренние напряжения, создаваемые дипольной структурой. Отметим, что при базисном скольжении появляются компоненты напряжения сдвига в пирамидальной системе скольжения, что приводит к активации пирамидального скольжения. Величину этого напряжения можно оценить из выражения

$$\tau_p = \tau_b n \cos \varphi = 4.7 \text{ МПа}, \quad (4)$$

где  $\tau_b = 1 \text{ МПа}$  — приложенное напряжение сдвига в базисной системе скольжения,  $n = 10$  — число базисных дислокаций в скоплениях,  $\varphi = 62^\circ$  — угол между плоскостями (0001) и (11 $\bar{2}$ 2). Оцененное в (4) напряжение в 5 раз больше, чем напряжение старта для движения пирамидальных дислокаций. Наличие базисных и пирамидальных дислокаций обуславливает протекание реакции типа



Индексы справа вверху показывают плоскости залегания дислокаций, а индексы справа внизу дают относительные энергии дислокаций (отношение квадрата вектора Бюргера к квадрату параметра решетки).

Петли призматических дислокаций, соответствующих реакции (5), наблюдаются на рис. 2. Важно отметить, что призматическая дислокация является сидячей, что обуславливает ее существенный вклад в деформационное упрочнение ГПУ металлов. На рис. 3 приведена ТЭМ картина полос сдвига в плоскости (11 $\bar{2}$ 2), наблюдаемая на плоскости (0001). Видно, что полосы пирамидального сдвига располагаются вдоль направления [11 $\bar{2}$ 0] и в них наблюдаются изогнутые винтовые компоненты пирамидальных дислокаций, по радиусу кривизны которых можно оценить внутренние напряжения  $\tau_p$ . Для пирамидального скольжения  $\alpha_p = 1$ ,  $G_p = 4 \cdot 10^4 \text{ МПа}$ ,  $b_p = 5.6 \cdot 10^{-10} \text{ м}$  — вектор Бюргера пирамидальной дислокации,  $r_p = 0.025 \mu\text{m}$  — радиус кривизны винтовых компонент пирамидальных дислокаций (оценено по рис. 3) получим  $\tau_p = 896 \text{ МПа}$ . Столь большим внутренним напряжениям отвечают  $6 \cdot 10^3\%$  деформации, при которой получен рис. 3. Большая величина деформации сдвига вызвана трансформацией базисных дислокаций в пирамидальные.

Таким образом, на основании проведенных ТЭМ исследований установлены характерные структурные состояния, образующиеся в различных системах скольжения деформированных монокристаллов цинка. Определены характерные структурные элементы для базисного,

призматического и пирамидального скольжений. Оценена величина внутренних напряжений, образующихся в наблюдаемых состояниях.

Авторы выражают благодарность И.Третьяку за помощь при проведении ТЭМ экспериментов.

### Список литературы

- [1] Б.И. Смирнов. ФТТ **36**, 7, 2037 (1994).
- [2] A. Luft. Prog. Mater. Sc 1. **1**, 6, 629 (1991).
- [3] Н.А. Тяпунина, Г.В. Бушуева, Г.А. Зиненкова. Физика кристаллов с дефектами. Изд-во МГУ, М. (1986). С. 239.
- [4] Yu.G. Kazarov, F.F. Lavrentev. Cryst. Res. Technol. **18**, 1, 107 (1983).