

УДК 548.4.539.4

©1995

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ДВОЙНИКОВАНИЯ В РОСТОВЫХ БИКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА ДВОЙНИКОВОЙ ОРИЕНТАЦИИ

М.Е.Босин, Ф.Ф.Лавернтьев, В.В.Никифороенко, О.П.Салита

Харьковский политехнический институт,
310002, Харьков, Украина
(Поступила в Редакцию 4 июля 1994 г.
В окончательной редакции 5 мая 1995 г.)

Приведены результаты исследования движения ростовой двойниковой границы в бикристаллах цинка чистотой 99.997%. Межзеренная граница бикристалла совпадала с плоскостью и направлением двойникования $(1\bar{1}02)$ $[1\bar{1}01]$. Деформирование простым сдвигом осуществлялось вдоль $[1\bar{1}01]$ со скоростью 10^{-4} s^{-1} при 300 К. Установлено, что межзеренная ростовая граница двойниковой ориентации под действием приложенной нагрузки перемещается по механизму механического двойникования. Показано, что необходимой предпосылкой для начала движения двойниковой границы является наличие в системе (0001) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ дислокаций, которые являются источниками двойниующих дислокаций, обуславливающих движение двойниковой границы.

Несмотря на большое число экспериментальных и теоретических работ [1,2], посвященных двойникованию, проблема образования и развития двойников ждет своего решения. Так, методом машинного моделирования [3] и непосредственно металлографически [4] проведены исследования скорости движения двойниующих дислокаций и двойниковых границ, в которых отмечается, что зачастую скорость двойникования (скорость движения границы двойника) определяется дефицитом двойниующих дислокаций, т.е. их зарождением, а не скоростью их движения.

Целью настоящей работы явилось исследование закономерностей движения ростовой двойниковой границы в бикристаллах цинка при деформации простым сдвигом.

1. Объект и методы исследования

Бикристаллы цинка двойниковой ориентации размером $4 \times 20 \times 100 \text{ mm}$ и чистотой 99.997% выращивались из расплава методом направленной кристаллизации [5,6]. Из выращенных бикристаллических пластин методом электроэрозионной резки вырезались образцы размером $20 \times 10 \times 4 \text{ mm}$ для деформации простым сдвигом. Форма и кристаллографическая ориентация образцов приведены на рис. 1, из которого видно, что в центре рабочей части образца между зернами А и В

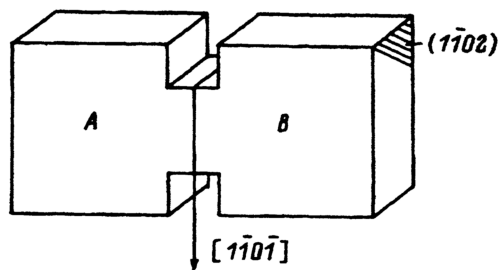


Рис. 1. Форма и кристаллографическая ориентация образцов бикристаллов цинка для простого сдвига.

расположена межзеренная двойниковая граница, совпадающая с плоскостью $(1\bar{1}02)$ и направлением двойникования $[1101]$. Площадь поперечного сечения границы $S = 4 \times 5 = 20 \text{ mm}^2$. С учетом известной легкости базисного скольжения, а также благоприятной для него ориентации в образцах для сдвига (фактор Шмида — 0.5) возникла необходимость исключения базисного скольжения. Для этого образец вклеивался в медный швеллер (рис. 2) таким образом, что плоскость $(11\bar{2}0)$ оказывалась связанной клеем с плоскостью швеллера. На фото общего вида образца (рис. 2) межзеренная граница проявляется в поляризованном свете в виде линии между светлым и темным зернами в центре кристаллического образца. Исходная плотность дислокаций, измеренная методом избирательного химического травления, составляла для базисных дислокаций $\rho_b \approx 10^5 \text{ cm}^{-2}$ и для пирамидальных $\rho_p \approx 10^5 \text{ cm}^{-2}$. При выбранном способе деформирования одна часть образца с зерном А закреплялась в неподвижном захвате деформационной машины МРК-1, а другая часть образца с зерном В закреплялась в подвижном захвате машины и перемещалась со скоростью $\dot{\gamma} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ вдоль направления $[1\bar{1}01]$ при 300 К. При этом максимальное сдвиговое напряжение действовало в рабочей части образца в плоскости $(1\bar{1}02)$ межзеренной границы.

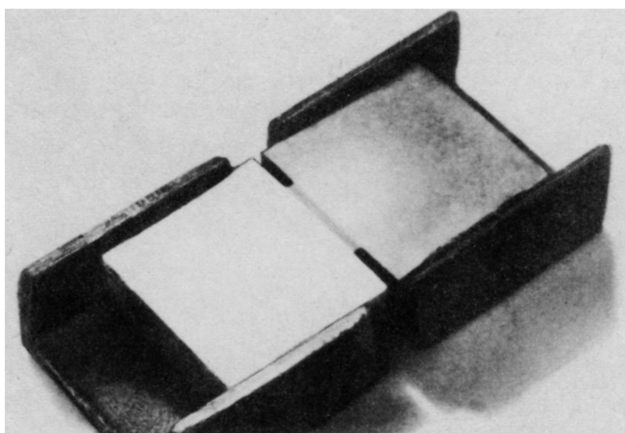


Рис. 2. Фото в поляризованном свете бикристаллического образца цинка ($\times 4$). Линия между темной и светлой частями кристалла на плоскости $(11\bar{2}0)$ — двойниковая граница.

2. Результаты и обсуждение

Кривая упрочнения при простом сдвиге приведена на рис. 3. На участке деформации $\gamma = 0 \div 10^{-2}$ зависимость $\tau(\dot{\gamma})$ линейна с коэффициентом упрочнения $\theta = 3.64 \text{ kPa/mm}^2$. При напряжении сдвига $\tau = 0.05 \text{ kPa/mm}^2$ происходит резкое разупрочнение в виде скачка нагрузки $\Delta P = 0.28 \text{ kPa}$, с которым коррелирует перемещение межзеренной двойниковой границы на величину $h = 20 \mu\text{m}$. Это хорошо видно из рис. 4, где приведена микроскопическая картина плоскости $(11\bar{2}0)$ образца после нагружения до скачка на кривой (γ) . Межзеренная граница из своего исходного состояния (отмечено $\Gamma_0 - \Gamma_0$) переместилась в новое положение $\Gamma_1 - \Gamma_1$ на расстояние $h \approx 20 \mu\text{m}$.

Металлографический анализ картин травления плоскостей $(11\bar{2}0)$ с обеих сторон образца показал, что ростовая двойниковая граница бикристалла когерентна и что двойникующие дислокации на ней отсутствуют.

Следует отметить, что на протяжении всего времени нагружения вплоть до скачка нагрузки двойниковая граница не перемещалась. Однако пластическая деформация в базисной системе скольжения имела

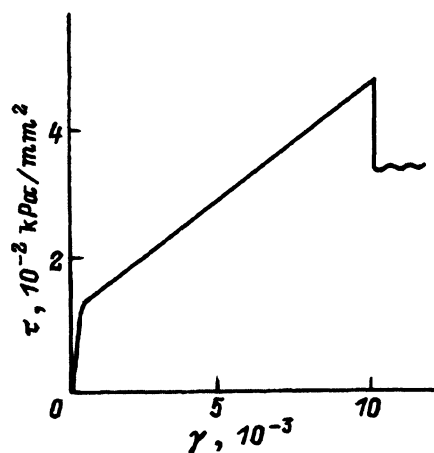


Рис. 3. Кривая деформационного упрочнения при сдвиге в бикристалле цинка двойниковой ориентации.

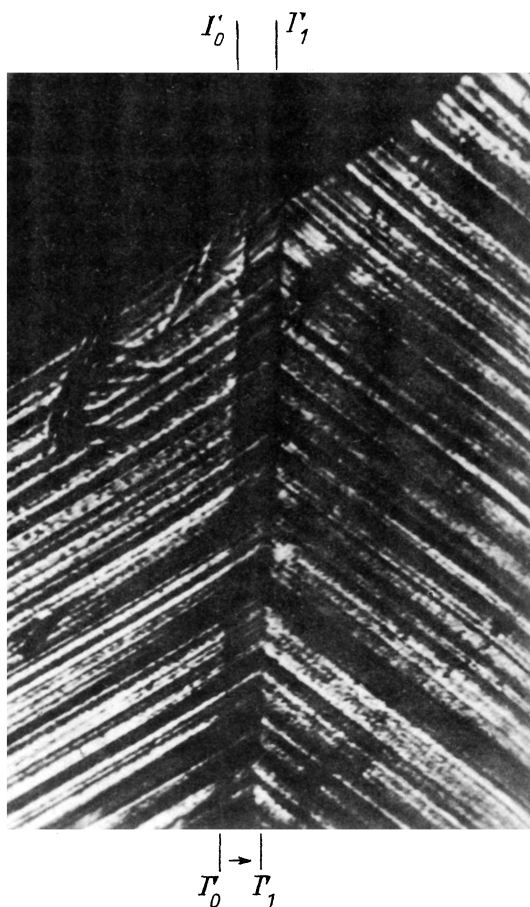


Рис. 4. Микроскопическая картина полос базисного скольжения и двойниковой границы на плоскости $(11\bar{2}0)$ бикристаллического образца цинка.

$\Gamma_0 - \Gamma_0$ — след исходного положения двойниковой границы, $\Gamma_1 - \Gamma_1$ — конечное положение границы.

место, несмотря на то что плоскости базиса (0001) были заторможены медным швеллером и клеем. Наблюдаются четкие полосы базисного скольжения, которые искривляют след от исходной двойниковой границы $\Gamma_0 - \Gamma_0$ и тормозятся границей $\Gamma_1 - \Gamma_1$, на которой линии базисного скольжения зерна A встречаются с линиями базисного скольжения зерна B под углом $\alpha = 94^\circ$, что соответствует кристаллографически расчетному углу встречи плоскостей базиса в симметричных бикристаллах цинка двойниковой ориентации.

Из величины скачка нагрузки ΔP на кривой $\tau(\gamma)$ можно оценить величину деформации сдвига

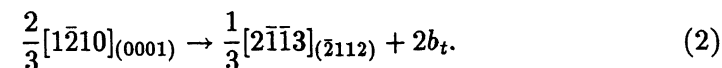
$$\Delta\gamma = \frac{P}{Kl} = 0.56 \cdot 10^{-3}, \quad (1)$$

где $K = 10^3$ кПа/мм — жесткость деформационной машины, $l = 0.5$ мм — ширина рабочей части образца.

Полученное значение $\Delta\gamma$ показывает неплохое согласие с вычисленным из рис. 4 по смещению границы двойника. Это означает, что эффект разупрочнения на деформационной кривой обусловлен движением ростовой двойниковой границы бикристалла, т.е. механическим двойникованием.

Из данных на рис. 4 измерен относительный двойниковый сдвиг, равный 0.14, величина которого находится в хорошем соответствии с теоретически рассчитанным для механического двойникования Zn $s = 0.138$ [7], что является дополнительным подтверждением факта превращения ростовой двойниковой границы в границу механического двойника.

Тот факт, что движению границы предшествует базисное скольжение в каждом из зерен бикристалла, позволяет предположить, что дислокация легкой базисной системы скольжения стимулировали зарождение двойникоующих дислокаций на ростовой когерентной межзеренной двойниковой границе и способствовали ее превращению в границу механического двойника. Реакция трансформации базисных дислокаций в двойникоующие была предложена ранее [8] и имеет вид



Из приведенной реакции следует, что две базисные дислокации из одного зерна образца трансформируются на границе в две двойникоующие и одну пирамидальную дислокации во втором зерне бикристалла. Сравнение измеренной величины сдвигового напряжения начала движения двойниковой границы $\tau_b = 0.05$ кПа/мм², соответствующего напряжению зарождения двойникоующих дислокаций, с напряжением гомогенного зарождения двойникоующих дислокаций в идеальных бездислокационных монокристаллах цинка [9], где $\tau_b = 50$ кПа/мм², показывает существенное различие, связанное, очевидно, с наличием в наших бикристаллах базисных дислокаций, являющихся источниками двойникоующих. Интерес представляет оценка числа двойникоующих дислокаций N , движение которых привело к перемещению двойниковой границы на расстояние $h = 20$ мкм.

$$N = \frac{h}{a_{(1\bar{1}02)}} = 5 \cdot 10^4, \quad (3)$$

где $a_{(1\bar{1}02)} = 4 \cdot 10^{-8}$ см — межплоскостное расстояние для плоскостей двойникования $(1\bar{1}02)$. Из выражений (2), (3) следует, что для образования $5 \cdot 10^4$ двойникующих дислокаций необходимо $\sim 5 \cdot 10^4$ базисных дислокаций, которые образуются при базисном скольжении.

Анализ полученных результатов позволяет грубо оценить нормальную скорость движения межзеренной двойниковой границы $V_n = h/t = 2 \cdot 10^{-2}$ м/с, где $h = 20 \mu\text{м}$ — расстояние перемещения границы, $t = 10^{-3}$ с — время движения границы.

Сравним полученное значение скорости с данными [8], где скорость движения границы механического двойника в режиме ползучести равна $4 \mu\text{м}/\text{ч}$. Такое отличие в скоростях может быть вызвано меньшим количеством источников двойникующих дислокаций в [8] по сравнению с настоящей работой.

Таким образом, впервые показана принципиальная возможность движения ростовой когерентной межзеренной двойниковой границы по механизму механического двойникования. При этом установлены структурные условия, определяющие зарождение двойникующих дислокаций (базисное скольжение и трансформация полных базисных дислокаций в частичные двойникующие дислокации). Измерено напряжение начала движения ростовой границы. Сравнение полученного значения напряжения с напряжением зарождения двойников в бездислокационных кристаллах цинка показывает отличие в 10^3 раз, что позволяет сделать вывод о гетерогенном характере зарождения двойникующих дислокаций в нашей работе.

Скорость движения двойниковой границы при активном деформировании на три порядка больше, чем при деформировании в режиме ползучести, что, вероятно, обусловлено дефицитом двойникующих дислокаций при ползучести.

Авторы выражают благодарность Ю.Г. Казарову за помощь при выращивании бикристаллов цинка, А.В. Москальцу за помощь в приготовлении образцов, а также Фонду Дж. Сороса за частичную финансовую поддержку при выполнении данной работы.

Список литературы

- [1] Zubenets S.V., Startsev V.I., Fomenko L.S. Phys. Stat. Sol. (a), 1, 11 (1985).
- [2] Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М. (1991): 279 с.
- [3] Tarahashi T., Ryo Horinhi Proc. of JIMIS. 4 (1986). Supplement to Translations of the Jap. Ins. of Metals.
- [4] Serra A., Poud R.C., Bacon D.J. Acta Met. 39, 7, 1469.
- [5] Kazarov Yu.G., Lavrentev F.F. Cryst. Res. Techn. 18, 1, 107 (1983).
- [6] Казаров Ю.Г., Лаврентьев Ф.Ф. ПТЭ 5, 222 (1983).
- [7] Класен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. М. (1960). 261 с.
- [8] Bashmakov V.I., Bosin M.E., Lavrentev F.F. Phys. Stat. Sol. (a) 22, 305 (1974).
- [9] Price P.V. Proc. Roy. Soc. A260, 301, 251 (1961).