

## ДВИЖЕНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

М.Е.Босин, Ф.Ф.Лаврентьев\*, В.Н.Никифорова\*,  
В.Г.Корчаков, Н.В.Корчакова

*Политехнический университет, Украина, 310002, Харьков, ул. Фрунзе, 21*

*\*Физико-технический институт низких температур НАН,  
Украина, 310164, Харьков, пр. Ленина, 47*

Приведены результаты исследования воздействия деформирующего напряжения в условиях ударного нагружения на формирование дислокационной структуры в монокристаллах цинка. Результаты проведенного исследования используются для анализа условий образования и развития дефектов кристаллического строения при обработке материала в камере вихревой мельницы. Полученные данные позволяют перейти от макро- к микроскопическому уровню анализа условий диспергирования цинка.

### Введение

Механическая обработка материалов при ударном нагружении в камере вихревой мельницы наряду с уменьшением размера частиц также сопровождается накоплением энергии [1]. Обнаруженный эффект давно привлекает внимание исследователей [2], однако механизм формирования внутренних напряжений, связанный, по-видимому, с взаимодействием дефектов, остается не исследованным. Накопление структурных несовершенств происходит путем движения и взаимодействия основных элементов структуры. При диспергировании обрабатываемого материала характер движения дислокационных ансамблей в режиме ударного нагружения может оказаться определяющим.

В связи с этим представляется необходимым выделение такого способа воздействия на структурное состояние, который позволил бы обратить внимание на роль движения дислокационных ансамблей на фоне их накопления. Если рассматривать условия образования и взаимодействия дефектов при обработке материала в камере вихревой мельницы от режима упруго-пластического ударного нагружения до разрушения то, вероятно, можно смоделировать процесс диспергирования и описать в первом приближении изменение структурного состояния в условиях ударного нагружения.

Целью настоящей работы явилось исследование роли движения двойниковых границ при ударном нагружении монокристаллов цинка.

### Методика эксперимента

Объектом исследования были монокристаллические образцы цинка чистотой 99,98 %. Образцы имели форму прямоугольных призм  $5 \times 5 \times 12$  мм<sup>3</sup>. Исходная плотность базисных дислокаций (система  $(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle$ ) не превышала  $10^5$  см<sup>-2</sup>. Плотность пирамидальных дислокаций (система  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ ) изменялась в интервале

$10^3 \div 10^5 \text{ см}^{-2}$ . Ось образца была перпендикулярна плоскости (0001). К торцевой грани образца предварительно приклеивали полусферический пирексовый наконечник, предохраняющий образец от сминания. С помощью установки, основанной на принципе действия подводного ружья, образец выстреливался в массивную стальную наковальню. Расчет величины напряжения и длительности импульса при соударении проводился по формулам теории упругости [3]. Длительность импульса в нашем случае не превышала  $10^{-5}$  с. Дислокационная структура, сформированная при деформировании, исследовалась с помощью избирательного химического травления образцов [4]. При выбранной ориентации, когда ось образца была перпендикулярна плоскости (0001), деформирование осуществлялось преимущественно двойникованием в системе  $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$ .

Следует отметить, что при выбранной ориентации образцов (сжатие вдоль [0001]) максимальная компонента сдвигового напряжения действует в системе двойникования  $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$  с коэффициентом Шмида  $\sim 0,5$ . Однако при этом и в системе пирамидального скольжения  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$  также действует существенная компонента напряжения сдвига с коэффициентом Шмида  $\sim 0,42$ . Измерение ширины двойников проводилось на плоскости сдвига ( $1\bar{1}00$ ). Нагружение образцов осуществлялось при напряжении  $\sim 40$  МПа, поскольку смещение двойниковых границ при напряжении в плоскости двойникования 30 МПа не наблюдалось. Расширение двойниковой прослойки после каждого цикла нагружения составляло примерно 10 мкм.

Была проведена обработка монокристаллических образцов цинка в камере вихревой мельницы со скоростью движения основного потока  $\sim 100$  м/с. Структурное состояние при измельчении исследовалось рентгеновским методом с помощью дебаеграмм.

### Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены зависимости изменения скорости расширения двойниковой прослойки от числа циклов нагружения, полученные при ударном нагружении образцов цинка с различной исходной плотностью дислокаций леса  $N_f$  в системе  $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ . Напряжение, действующее в плоскости двойникования, составляло

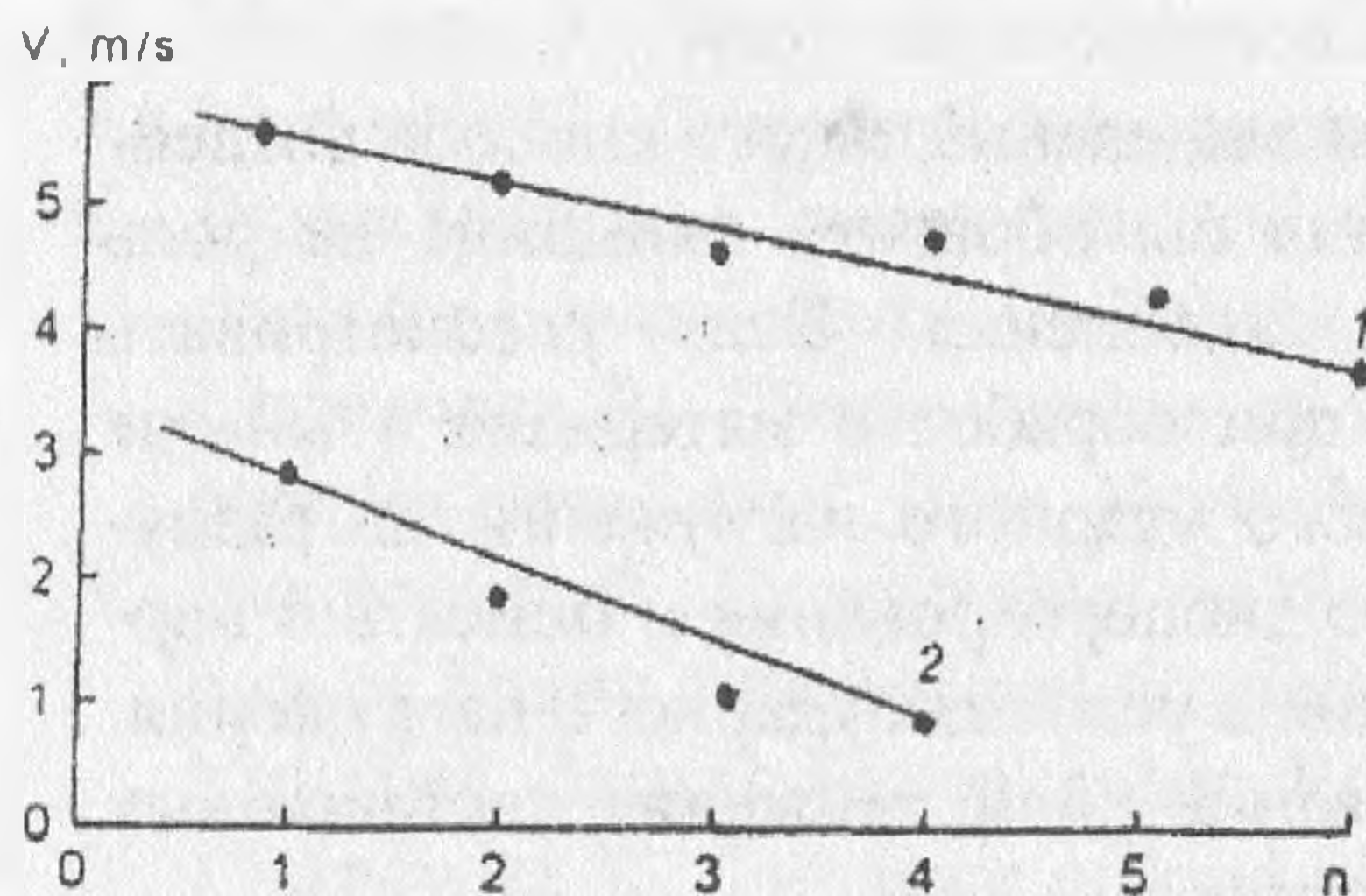


Рис. 1. Зависимость скорости движения двойниковых границ при ударном нагружении образцов от числа циклов нагружения: 1 -  $N_f = 10^3 \text{ см}^{-2}$ ; 2 -  $N_f = 10^7 \text{ см}^{-2}$ .

$\sim 40$  МПа. Видно, что при одинаковом уровне деформирующего напряжения увеличение  $N_f$  приводит к существенному уменьшению скорости двойникования. При этом зависимость  $v(n)$  во всем исследованном интервале циклирования и при  $N_f = 10^3 \text{ см}^{-2}$  и  $10^7 \text{ см}^{-2}$  имеет линейный характер.

На плоскости (0001), где измеряются двойники и на которую выходят винтовые компоненты двойникующих дислокаций, двойниковые границы остаются когерентными при повторных нагружениях и расширениях двойниковых прослоек. На плоскости сдвига ( $1\bar{1}00$ ), куда выходят краевые компоненты двойникующих дислокаций, степень некогерентности двойниковых границ возрастает с увеличением числа ударных

нагружений. Линейная плотность двойникующих дислокаций на границах изменяется в пределах  $10^4 \div 5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$ .

Однако наблюдаемое уменьшение скорости двойникования нельзя объяснить увеличением степени некогерентности двойниковых границ и взаимодействием двойникующих дислокаций, возрастающим с увеличением их плотности. Приведенные эксперименты по раздвойникованию образцов при ударном нагружении с таким же напряжением в плоскости двойникования, как и в первом случае, показали, что и в этом случае имеет место уменьшение как степени некогерентности двойниковых границ, так и скорости их движения.

Уменьшение скорости расширения двойников с увеличением числа циклов нагружения может быть связано с протеканием реакции взаимодействия двух двойникующих и лесной пирамидальной дислокации

$$1/3 [\bar{2}113]_{4,46}^{(21\bar{1}2)} + 2 \frac{(c/a)^2 - 3}{(c/a)^2 + 3} [01\bar{1}1]_{0,03}^{(01\bar{1}2)} \rightarrow \frac{2}{3} [\bar{1}\bar{1}20]_{4,0}^{(0001)}$$

Эта реакция реализуется на линии пересечения плоскости двойникования и плоскости пирамиды, где образуются скопления базисных дислокаций, как продукта протекания реакции. Локальные скопления базисных дислокаций приводят к образованию больших нормальных напряжений между плоскостями (0001) и разрушению по плоскостям спайности (0001), а, следовательно, и измельчению обрабатываемых на мельнице образцов цинка.

При этом следует обратить внимание, что гранулированный цинк при обработке его в камере вихревой мельницы, в отличие от монокристаллического, не разрушается. Здесь, вероятно, особую роль играют границы раздела, упрочняющие образцы. Границы двойников представляют собой дислокационные ансамбли, на которых локализована практически вся деформация и действуют максимальные напряжения. В случае затруднения скольжения в окрестностях границ раздела раньше могут достигаться напряжения отрыва по отдельным кристаллографическим плоскостям и зарождаются микротрещины. Можно полагать, что состояние двойниковых границ и их роль в хрупком разрушении цинка полностью определяется условиями развития двойников и эволюцией дислокационной структуры кристалла в области границ раздела.

При расширении двойниковой прослойки под нагрузкой перемещение ее границы происходит за счет тангенциального движения двойникующих дислокаций в направлении двойникования. При этом матрица кристалла перед двойником подвергается воздействию напряжений, величина которых определяется плотностью и скоростью двойникующих дислокаций.

Оценим частоту действующих напряжений и собственную частоту колебаний дислокаций леса, используя данные [6] по скорости движения двойникующих дислокаций. Средняя скорость двойникующей дислокации в  $\sim 50$  раз больше средней скорости перемещения двойниковой границы, полученной нами ( $\sim 3 \text{ м/с}$ ).

При линейной плотности дислокаций в границе  $\sim 10^5 \text{ м/с}^{-1}$ , когда длина волны поля напряжений, создаваемого дислокационной стенкой в границе, составляет  $h = 10^{-5} \text{ см}$ , а частота волн напряжений при скорости перемещения границы  $V_{гp} \approx 3 \text{ м/с}$ , будет

$$\nu \sim \frac{50V_{гp}}{h} \sim 10^9 \text{ Гц},$$

Оценка собственных частот дислокационного сегмента дает [7]

$$\nu = 10^{13} b / L \sim 10^8 \text{ Гц},$$

где  $b$  — вектор Бюргерса полной дислокации;  $L = N_f^{1/2} = 10^{-5}$  см — длина свободного сегмента.

Наблюдаемое отличие (на порядок) частот напряжений собственных колебаний дислокационных сегментов напряжений и волн, действующих на границу двойника, свидетельствует о возможности резонансного взаимодействия двойниковых границ с полными дислокациями леса. В таком случае вполне вероятно, что матрица кристалла перед двойником подвергается воздействию волн высокочастотного диапазона напряжений [8].

Таким образом, влияние взаимодействия двойникующих и полных дислокаций на пластическую деформацию при ударном нагружении чрезвычайно существенно.

В условиях обработки в камере вихревой мельницы, по-видимому, реализуются все системы и скольжений, и двойникования, присущие ГПУ-решетке цинка. Но определяющим должно быть взаимодействие и пирамидальных дислокаций, вектор Бюргерса которых в 2 раза больше вектора Бюргерса дислокаций для самой активной базисной системы скольжения (0001)  $[\bar{1}1\bar{2}0]$ . По-видимому, можно используя результаты, полученные при ударном нагружении, перейти к анализу процессов, происходящих в вихревой мельнице, от макро- к микропластическому уровню рассмотрения процесса измельчения. Скорость деформирования твердого тела определяется как [9]

$$\dot{\epsilon} = b N_b V_d,$$

где  $b$  — вектор Бюргерса;  $N_d$  — плотность и  $V_d$  — скорость дислокаций. Учитывая предельную плотность дислокаций в материале до разрушения  $\sim 10^{12}$  см<sup>-2</sup>, максимально допустимый уровень напряжений можем оценить [9] из соотношения:

$$\sigma = \alpha G b N_d^{1/2},$$

где  $\alpha$  — коэффициент взаимодействия дислокаций, учитывающий как наличие дислокаций леса [10], так и скопления дислокаций в плоскости скольжения [11, 12];  $G$  — модуль сдвига.

Диссипация энергии при измельчении тогда может быть определена как

$$\sigma \dot{\epsilon} = \alpha G b^2 N_d^{3/2} V_d.$$

Зная величину прикладываемой нагрузки  $P$  и удельную площадь тела до измельчения, можно установить взаимосвязь между размерами измельчаемого материала и параметрами структурного состояния, ответственными за процесс измельчения:

$$P = \alpha G b^2 N_d^{3/2} V_d S_0 t / S_m,$$

где  $S_0$  — удельная поверхность тела до измельчения;  $S_m$  — удельная поверхность тела после измельчения.

Одним из основных результатов диспергирования является увеличение удельной активности измельчения веществ, обусловленное ростом кривизны их поверхности. По-видимому, имеет значение также обнаруженная нами тенденция по дебаеграммам перехода вещества в квазиаморфное состояние. Особое значение при этом, вероятно, играет роль резонансное взаимодействие двойникующих дислокаций.

Диспергируемый материал аккумулирует энергию во время измельчения, а затем накопленная энергия разряжается в процессах последствия. С этих позиций измельчение вещества можно рассматривать как его активирование. На изменение сорбционной способности металла под влиянием механической и термической обработок было обращено внимание в [13]. Энергия, накопленная веществом во время измельчения, проявляется в повышенной реакционной способности материала. Например, тон-

кодисперсное железо реагирует с водой, вытесняя водород, что послужило основой для способа получения водорода [14].

Следует отметить, что проблема активации в процессе измельчения должна быть связана с термоактивированным или вязким характером движения дислокаций. Уровень напряжений, используемый в настоящей работе, определяет преимущественно вязкий характер движения дислокаций. В таком случае деформирование материала в камере вихревой мельницы должно происходить без существенного изменения температуры. В нашем случае такое изменение не превышало  $60^{\circ}\text{C}$ , что подтверждает высказанное предположение.

### Список литературы

1. Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Корчаков В.Г., Корчакова Н.В. В кн. "Физические явления в твердых телах", г.Харьков, 1997, С.144.
2. Хинт И.А. В кн. "Материалы 5-го Всесоюзного совещания по механоэмиссии и механохимии твердых тел", Таллин, 1975, С.12
3. Тимошенко С.П. Сопротивление материалов. М., 1965.
4. Brandt R.C., Adams K.H., Vreeland T. // Appl.Phys. 34, 1963, P.587.
5. Bashmakov V.I., Bosin M.E., Lavrentyev F.F. // Phys. Stat. Sol.(a), 22, 1974, P.305
6. Башмаков В.И., Бродский М.М. // Кристаллография, 17, 4, 1972, С.833.
7. Фридель Ж. Дислокации, 1968.
8. Никифоренко В.Н. // ИФЖ, 20, N 1, 1997, С.23.
9. Набарро Ф.Р.Н., Базинский З.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. М.: Металлургия, 1967.
10. Алексеев А.А. // Проблемы прочности, N 9, 1972, С.61.
11. Mott N.F. // Phil.Mag., 43, 1952, P.1151.
12. Seeger A., Diehl I., Mader S., Rebstok H. // Phil. Mag. 2, N 15, 1957, P.323.
13. Балашова Н.А., Жмакин Г.Г. // ДАН СССР, 143, N 2, 1962, С.358.
14. Молчанов В.И. / А.С. 264369 СССР, Б.И. N9, 1970.