

тельствует о вхождении железа в качестве примесных атомов в структуру  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Таким образом, установлено, что примесные атомы железа в структурах  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  входят в положение замещения в виде ионов  $\text{Fe}^{3+}$ , а изменение параметров мессбауэровских спектров при переходе от  $\alpha$ - к  $\delta$ -модификации объясняется структурным перестроением: октаэдрическая симметрия ионов  $\text{Fe}^{3+}$  в  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  сменяется на тетраэдрическую симметрию в  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

#### Список литературы

- [1] Вертгейм Г. Эффект Мессбауэра. М., 1966. 172 с.
- [2] Dezi I., Goussoment R. // *Hyperfine Interact.* 1986. V. 29. N 1—4. P. 1275—1278.
- [3] Yoldas B. E. // *Amer. Ceram. Soc. Bull.* 1975. V. 54. N 3. P. 286—290.

Ленинградский институт точной  
механики и оптики  
Физико-технический институт  
им. А. Ф. Иоффе АН СССР  
Ленинград

Поступило в Редакцию  
12 декабря 1988 г.

УДК 620.173.15

*Физика твердого тела, том 31, в. 6, 1989*  
*Solid State Physics, vol. 31, № 6, 1989*

## МИКРОТВЕРДОСТЬ И МИКРОХРУПКОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СВЕРХПРОВОДНИКА $\text{YBaCuO}$

*В. В. Демирский, Х.-Й. Кауфманн,<sup>1</sup> С. В. Лубенец,  
В. Д. Нацик, Л. С. Фоменко*

За время, прошедшее после открытия высокотемпературных сверхпроводников, наиболее детально изучались керамики и монокристаллы соединения  $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ , обладающие на сегодняшний день оптимальным сочетанием достаточно высоких значений температуры сверхпроводящего перехода (выше 90 К) и стабильности структурных и сверхпроводящих характеристик. Определенный интерес представляют и механические свойства новых сверхпроводников, сведения о которых необходимы как для совершенствования технологии получения, так и для предполагаемого в перспективе прикладного использования этих материалов.

Ввиду хрупкости и малых размеров монокристаллических образцов данного соединения наиболее подходящим методом механических испытаний является микроиндентирование. Известно, что монокристаллы  $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$  существуют в тетрагональной и орторомбической фазах (в зависимости от упорядочения кислородных вакансий). Первые эксперименты по микроиндентированию кристаллов орторомбической фазы выполнены в работе [1]. Нами изучена микротвердость партии монокристаллов тетрагональной (или слабо орторомбической) модификации, имевших  $T_c \approx 59\text{--}60$  К, при индентировании поверхности, перпендикулярной длинной оси [001].

Образцы получены в процессе спонтанной кристаллизации из расплава нестехиометрической смеси исходных окислов с молярным соотношением по металлам  $\text{Y} : \text{Ba} : \text{Cu} = 1 : 5 : 14$ . Кристаллы извлекались из затвердевшей массы механическим путем и дополнительной обработке не подвергались. Они имели естественную огранку {100} и размеры в плоскости (001) порядка  $1 \times 1$  мм и 50—70 мкм вдоль оси [001].

Исследования проводили при комнатной температуре в среде атмосферного воздуха на приборе ПМТ-3 со стандартным алмазным индентором.

<sup>1</sup> Академия наук ГДР, Берлин.

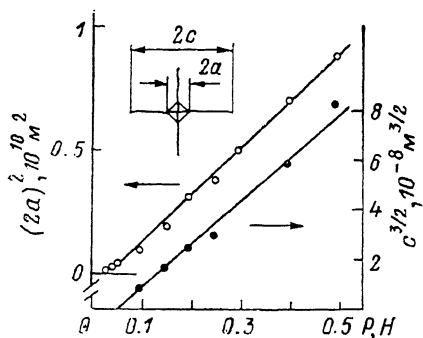
Нагрузку на индентор меняли в пределах  $P=0.005 \div 0.7$  Н. Время опускания и подъема индентора было  $\sim 5$  с, время статического действия нагрузки  $\sim 10$  с. Микротвердость по Виккерсу определяли по формуле

$$H_V = 1.854 P / (2a)^2, \quad (1)$$

где  $2a$  — средняя длина диагонали отпечатка. Усреднение проводили как по разным отпечаткам на одном образце, так и по разным образцам. Разброс в значениях  $2a$  не превышал 5 %.

Отпечатки появлялись при превышении пороговой нагрузки  $P_{II} \approx 0.025 \div 0.05$  Н, при  $P < P_{II}$  деформация под индентором была упругой. Этим данные кристаллы отличаются от так называемых мягких материалов, для которых отпечатки отчетливо наблюдаются при самой малой нагрузке  $P=0.005$  Н (например, LiF). Если нагрузка превышала 0.7 Н, то образцы, как правило, разрушались. Таким образом, измерения микротвердости были проведены в интервале нагрузок 0.05—0.5 Н.

Обработка результатов измерений по формуле (1) показала, что в области малых нагрузок  $H_V$  сильно уменьшается с ростом нагрузки



Зависимость длины диагонали отпечатка и длины радиальной трещины от нагрузки на индентор для монокристаллов  $Y_1Ba_2Cu_3O_{7-\delta}$ .

Диагонали отпечатков параллельны направлениям  $\langle 100 \rangle$ .

от 40 до 10 ГН/м<sup>2</sup>, а затем, начиная с  $P \approx 0.3$  Н, практически не меняется. Согласно закону подобия, обоснованному для конуса и подтвержденному экспериментально для пирамиды [2], твердость, определяемая методом вдавливания конуса или пирамиды, не должна зависеть от нагрузки. Однако большое количество экспериментальных работ, выполненных на разных материалах, свидетельствует о нарушении этого закона в области малых нагрузок. Обсуждение данного вопроса см., например, в [2-5]. Согласно [4], более корректное определение величины твердости должно учитывать пороговую нагрузку  $P_{II}$ , которая не приводит к пластической деформации под индентором. При этом формула (1) заменяется следующей:

$$H_V (2a)^2 = 1.854 (P - P_{II}). \quad (2)$$

Действительно, экспериментальные данные для наших кристаллов, будучи представлены в координатах  $(2a)^2 - P$  (см. рисунок), хорошо описываются линейной зависимостью. Прямая отсекает на оси нагрузок величину 0.03—0.04 Н, близкую к упомянутой выше пороговой нагрузке. Из рисунка следует значение микротвердости для изучаемых кристаллов  $H_V \approx 9.75$  ГН/м<sup>2</sup>, сохраняющееся во всем интервале нагрузок, и его можно считать объективной характеристикой сопротивления материала локальному деформированию.

Метод микроиндентирования можно использовать также для изучения количественных характеристик трещиностойкости. В [6, 7] было получено полуэмпирическое соотношение

$$K_{1c} \Phi / (H_V \sqrt{a}) = 0.48 (c/a)^{-3/2}, \quad (3)$$

где  $K_{1c}$  — критический коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины,  $c$  — длина радиальной трещины (см. рисунок), параметр  $\Phi = H_V / \sigma_0 \approx 3$  ( $\sigma_0$  — предел текучести) для большинства хрупких материалов. Специальными экспериментами показано, что значения  $K_{1c}$ , вычисленные по (3), в пределах 10—30 % совпадают со значениями  $K_{1c}$ ,

измеренными методом двойного кручения массивных образцов определенной формы для многих хрупких материалов [6, 7], в том числе для пьезокерамик [8].

Для определения  $K_{1c}$  удобно пользоваться вытекающим из (2) и (3) соотношением

$$K_{1c}c^{3/2} = 0.0752 (P - P_{II}). \quad (4)$$

На рисунке показана зависимость  $c^{3/2}$  от  $P$  для наших кристаллов. Отметим, что, как и в [1], характер разрушения зависит от угла между диагональю отпечатка и направлением  $\langle 100 \rangle$  в плоскости индентирования. Хотя (3), согласно [6, 7], лучше выполняется при условии  $c/a \geq 3$ , в нашем случае, где  $c/a$  менялось от 1.3 до 2, результаты измерений удовлетворительно описываются формулой (4).<sup>2</sup> Критический коэффициент интенсивности напряжений, определенный из наклона прямой на рисунке, равен  $K_{1c} \approx 0.43 \text{ МН/м}^{3/2}$ .

Полученные значения  $H_V$  (или  $\sigma_0 \approx H_V/3 \approx 3.25 \text{ МН/м}^2$ ) и  $K_{1c}$  практически совпадают с данными для орторомбических кристаллов [1] и показывают, что монокристаллы YBaCuO по принятой в литературе классификации [10] относятся к группе твердых материалов с высокой склонностью к хрупкому разрушению.

Мы признательны рецензенту, указавшему нам на статью [1].

#### Список литературы

- [1] Cook R. F., Dinger T. R., Clarke D. R. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 51. N 6. P. 454—456.
- [2] Глазов В. М., Вигдорович В. Н. Микротвердость металлов и полупроводников. М.: Металлургия, 1969. С. 248.
- [3] Шоршоров М. Х., Алексин В. П., Булычев С. Н. // ФММ. 1977. Т. 43. № 2. С. 374—379.
- [4] Hays C., Kendall E. G. // Metallography. 1973. V. 6. N 4. P. 275—282.
- [5] Kumar J., Thirumavalavan M., Gnanam F. D., Ramasamy P. // Phys. St. Sol. (a). 1987. V. 103. N 2. P. 431—434.
- [6] Evans A. G., Wilshaw T. R. // Acta Met. 1976. V. 24. N 10. P. 939—956.
- [7] Evans A. G., Charles E. A. // J. Amer. Cer. Soc. 1976. V. 59. N 7/8. P. 371—372.
- [8] Писаренко Г. Г., Ковалев С. П., Чушко В. М. // Проблемы прочности. 1980. № 12. С. 29—33.
- [9] Бойко В. С., Кривенко Л. Ф. // ФТТ. 1988. Т. 30. № 3. С. 716—723.
- [10] Боярская Ю. С., Грабко Д. З., Кац М. С. Физика процессов микроиндентирования. Кишинев: Штиинца, 1986. 294 с.

Физико-технический институт  
низких температур АН УССР  
Харьков

Поступило в Редакцию  
5 октября 1988 г.  
В окончательной редакции  
15 декабря 1989 г.

УДК 538.22

Физика твердого тела, том 31, в. 6, 1989  
Solid State Physics, vol. 31, № 6, 1989

## СПИНОВОЕ ТУННЕЛИРОВАНИЕ В МАЛЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ЧАСТИЦАХ ПРИ КОНЕЧНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

О. Б. Заславский

Возможность квантового туннелирования в однодоменных ферромагнитных частицах обсуждалась еще в работе [1]. Однако теоретическое исследование этого эффекта [2] предпринято лишь совсем недавно,<sup>1</sup>

<sup>2</sup> Интересно отметить, что длина двойника  $L$  у отпечатка индентора в кристаллах Zr связана с нагрузкой на индентор  $P$  зависимостью, подобной (4):  $L^{3/2} \sim P$  [9].

<sup>1</sup> Более ранняя попытка [3] является некорректной, так как вероятность переходов в рассмотренной там модели строго равна нулю.