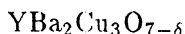


УДК 620.178.15

©1993

АНОМАЛЬНОЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ ВТСП
МОНОКРИСТАЛЛОВ

*В.И.Алексеевко, Т.Е.Константинова,
Н.Г.Макарова*

Экспериментально обнаружен эффект аномального разупрочнения ВТСП монокристаллов $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ в интервале температур от 283 до 313 К, проявляющийся в уменьшении микротвердости H_V . Предложена модель, рассматривающая процесс пластической деформации как процесс двойникования. В рамках этой модели аномалия объясняется влиянием точечных дефектов на энергию зарождения частичных дислокаций. В работе сделано предположение: дефектами, влияющими на процесс пластической деформации, могут быть вакансии кислорода.

В настоящий момент вопрос о возможных механизмах деформации ВТСП материалов остается нерешенным. На основании результатов проведенных в этой области исследований, например на ВТСП монокристаллах, нет однозначного понимания этих механизмов. В основном это измерения параметров ВТСП монокристаллов, характеризующих их физико-механические свойства в конкретных условиях [1-4]. Как нам известно, только в нескольких работах авторы изучали процессы деформирования ВТСП монокристаллов [5-7]. В работе [5] исследования проводились в диапазоне температур 77-300 К. На основании результатов этих исследований сделано предположение о возможности дислокационного механизма пластической деформации монокристаллов YBCO. Подтверждением этого явились результаты работы [7], где изучалась температурная зависимость времени моводоменизации монокристаллов YBCO в поле сосредоточенной нагрузки. Результаты работы [6] отмечают слабую пластичность при деформировании монокристаллов YBCO изгибом и в области высоких температур. Настоящая работа посвящена изучению механизмов пластической деформации монокристаллов YBCO вблизи комнатных температур, где, как правило, проводят большинство технологических операций исходного ВТСП материала (обработка мощным ультразвуком, высоким гидростатическим давлением и т.д.), оказывающих влияние на механические свойства.

Исследования проводились на дефектных (двойники) монокристаллах $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ с орторомбической фазой, имеющих $T_c = 91.5$ К. Ввиду хрупкости указанного материала использовалась методика микроиндентирования на приборе ПМТ-3 с алмазным индентором, оснащенный нагревателем. Индентировалась базисная плоскость кристалла (001) на воздухе в интервале температур 243-410 К. Используемая нагрузка на

индентор $P = 40$ Г, время ее действия ~ 10 с. Микротвердость по Виккерсу H_V определяли из выражения [5]

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

где $2a$ — диагональ отпечатка. Усреднение H_V проводилось по нескольким образцам.

На зависимости H_V от температуры T (рис. 1) наблюдаются два линейных участка с разными наклонами. Далее происходит монотонное увеличение H_V , сменяющееся участком, где H_V практически не зависит от T . Наличие двух линейных участков на $H_V(T)$ свидетельствует о протекании двух термоактивированных процессов. Это позволяет нам использовать известное уравнение, выражающее температурную зависимость микротвердости, для сравнительной оценки активационных параметров [5]

$$H_V = \beta [(U_0/\gamma) - (kT/\gamma) \ln m], \quad (2)$$

где U_0 — энергия активации процесса в отсутствие внешнего напряжения, γ — активационный объем процесса, β — множитель, m — отношение предэкспоненты в уравнении Аррениуса к скорости пластической деформации.

Возможность использования выражения (2) связана с наличием пластичности на исследуемых монокристаллах. Оценка активационных параметров на основании (2) для $\beta = 6, \ln m = 20$ [5,8] показала, что на первом (низкотемпературном) линейном участке $U_0 \simeq 1.4 \pm 0.15$ эВ, $\gamma \simeq 140 \times 10^{-24}$ см³, что согласуется с результатами работы [5]. На втором линейном участке зависимости $H_V(T)$, $U_0 \simeq 0.7 \pm 0.15$ эВ, $\gamma \simeq 35.5 \cdot 10^{-24}$ см³. Следует отметить, что значения U_0 и γ на втором линейном участке практически совпадают со значениями U_0 и γ для тетрагональной фазы в работе [5].

Таким образом, в области температур от 283 до 313 К обнаружен эффект разупрочнения (снижение H_V) ВТСП монокристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ орторомбической фазы. Кроме этого, в том же температурном интервале обнаружены появление (при $T = 283$ К) и рост с температурой поднятия поверхности вблизи края отпечатка индентора в форме «крыши», что указывает на заметную пластичность кристаллов. Аналогичная картина наблюдалась авторами на Bi -содержащих ВТСП монокристаллах в работе [4].

На рис. 2 представлена температурная зависимость средней длины поднятия поверхности \bar{l}_k (расстояние от середины стороны отпечатка и до конца «крыши»). Важно, что максимум этой зависимости с точностью эксперимента совпадает с концом второго линейного участка зависимости $H_V(T)$. Выбор параметра \bar{l}_k обусловлен следующим. Область поднятия поверхности представляет собой область пластической деформации, образованной за счет действия напряжения σ от грани индентора на поверхностную область образца, а значит, \bar{l}_k , на наш взгляд, аналог глубины отпечатка. Тогда процесс деформации в области «крыши» для нашего случая можно описать уравнением для скорости деформации в виде [8]

$$\dot{i}_k = \dot{i}_{k_0} \exp [(-U'_0 + \gamma'\sigma)/kT], \quad (3)$$

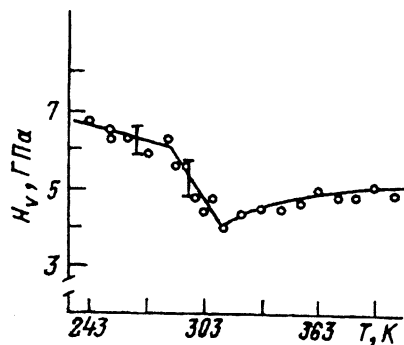


Рис. 1. Температурная зависимость микротвердости H_V ВТСП монокристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ в ортофазе.

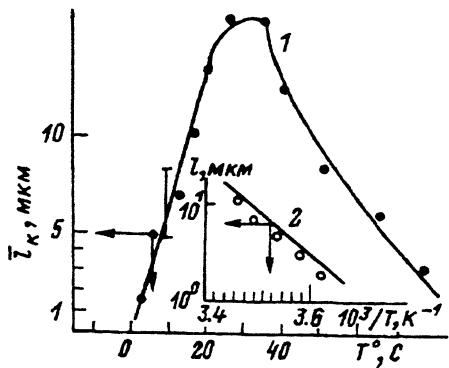


Рис. 2. Зависимость средней длины поднятия поверхности вблизи края отпечатка индентора («крыши») \bar{l}_k от температуры.

1 — во всем интервале существования «крыши», 2 — в интервале аномального разупрочнения.

где U'_0 — энергия активации процесса деформации в области «крыши»; γ' — активационный объем этого процесса; $\ln l_{k0}$ — слабо зависит от T .

Как видно из рис. 2 (зависимость 2), выражение (3) с достаточной степенью точности описывает низкотемпературную возрастающую с температурой часть зависимости $\bar{l}_k(T)$ (область разупрочнения кристалла), что говорит о термоактивированном характере этого процесса. Энергия активации процесса деформации в области «крыши», полученная из экспериментальной зависимости $\bar{l}_k = (T)$ (ее низкотемпературной части) на основании выражения (3) (точнее интеграла от выражения (3)), равна $U' = U'_0 - \gamma'\sigma \approx 0.5 \pm 0.05$ эВ. Отсюда видно, что с учетом влияния σ на активационные параметры процесса деформации в области «крыши» потенциальный барьер для этого процесса U'_0 по величине близок к потенциальному барьеру для процесса деформации в области отпечатка.¹

Следовательно, на основании экспериментальных и расчетных данных, на наш взгляд, можно заключить, что поднятие поверхности в области отпечатка индентора и изменение характера зависимости $H_V(T)$ в интервале температур от 283 и до 313 К есть проявление одного и того же термоактивированного процесса пластической деформации с определенными активационными параметрами, в результате которого происходит разупрочнение монокристаллов.

Что является причиной обнаруженного в работе эффекта разупрочнения YBCO монокристаллов? Для ответа на поставленный вопрос с учетом того, что исследуемый материал, как отмечалось выше, двойниковый, воспользуемся моделью двойниковогоания в описании процесса пластической деформации. При микроиндентировании под индентором возникают большие σ , сравнимые с пределом текучести, поэтому двойниковающая дислокация движется с большой скоростью и двойниковаание будет проходить в условиях недостатка этих дислокаций на двойниковой

¹ Величина изменения потенциального барьера за счет σ , как видно из приведенных выше цифр, равна ~ 0.2 эВ.

границе. Этот процесс можно описать выражением для скорости двойникования [9]

$$v_d = al\dot{n}_0 \exp [(-U_0'' + \gamma''\sigma)/kT], \quad (4)$$

где a — параметр решетки; l — длина границы двойника; \dot{n}_0 — предэкспоненциальный множитель в выражении для скорости зарождения двойнивающих дислокаций; U_0'' — потенциальный барьер для зарождения частичной дислокации; γ'' — активационный объем этого процесса.

По отношению к нашему случаю $U_0'' - \gamma''\sigma = U_0' - \gamma'\sigma \simeq 0.5 \pm 0.05$ эВ. Из выражения (4) видно, что для увеличения скорости пластической деформации двойникованием необходимо либо уменьшить потенциальный барьер для зарождения частичных дислокаций U_0'' , т.е. силу химической связи решетки, либо увеличить активационный объем γ'' , т.е. ширину этого потенциального барьера. Согласно полученным результатам, потенциальный барьер уменьшается в ~ 2 раза, а его ширина уменьшается в ~ 4 раза. Поэтому в нашем случае эффект разупрочнения обеспечивается уменьшением U_0 .²

В работе [10] показано, что дефекты решетки играют роль центров зарождения двойнивающих дислокаций, а значит, могут снижать потенциальный барьер для зарождения дислокаций при двойниковании. Подобный эффект влияния дефектов на зарождение частичных дислокаций может осуществляться и в нашем случае. Для этого необходимо, скажем, изменить состояние дефектной структуры исследуемого ВТСП монокристалла. На основании того, что активационные характеристики процесса деформации в области температур наблюдаемого эффекта сравнимы с аналогичными характеристиками в работе [5] для тетрагональной фазы, а также с энергией активации перераспределения кислорода [7], можно предположить, что в некотором объеме под индентором в ходе его движения происходит выход кислорода из параллельных базисных плоскостей и образование вакансий, которые и могут представлять собой центры дополнительного зарождения частичных дислокаций, а значит, и определять наблюдаемый в работе эффект увеличения пластичности монокристаллов YBCO. Что касается участка увеличения H_V на зависимости $H_V(T)$ (рис. 1), то он может быть связан с тем, что при определенной концентрации дефектов они начинают оказывать влияние на движение дислокаций и тем самым снова упрочнять материал [8].

Так как предложенная модель связана с миграцией и состоянием кислорода в решетке, она не противоречит и возможности фазового перехода орто-тетра под индентором. В этом случае аномалия на $H_V(T)$ как результат фазового перехода будет характеризовать пластические свойства тетрафазы.

Таким образом, при изучении процессов пластической деформации ВТСП монокристаллов YBCO был обнаружен в определенном температурном диапазоне эффект разупрочнения материала, механизм которого носит термоактивированный характер, обусловлен, вероятно, зарождением и движением частичных дислокаций и лимитируется перераспределением кислорода в решетке.

² Активационный объем γ , как видно из (2), оказывает двоякое влияние на величину эффекта, увеличивая H_V (потенциальный рельеф решетки U_0/γ увеличивается в ~ 2 раза) и уменьшая H_V за счет увеличения направленности химических связей на величину, пропорциональную kT/γ .

Дальнейшие исследования, как нам представляется, необходимо сосредоточить на выяснении роли кислорода в процессах зарождения и движения линейных дефектов, что позволит более детально изучить механизмы деформации ВТСП монокристаллов, а также, возможно, и сам фазовый переход.

Список литературы

- [1] Демирский В.В., Лубенец С.В., Нацик В.Д., Сорин М.Н. // СФХТ. 1990. Т. 3. № 1. С. 84-88.
- [2] Демирский В.В., Кауфманн Х.Й. и др. // ФТТ. 1989. Т. 31. № 6. С. 263-265.
- [3] Cook R.F., Dinger T.R., Clarke D.R. // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 51. N 6. P. 454-456.
- [4] Лубенец С.В., Нацик В.Д. и др. // СФХТ. 1990. Т. 3. № 8. С. 1852-1857.
- [5] Фарбер Б.Я., Сидоров Н.С. и др. // СФХТ. 1991. Т. 4. № 12. С. 2394-2403.
- [6] Бобров В.С., Осипьян Ю.А. и др. // ФТТ. 1990. Т. 32. № 3. С. 826-828.
- [7] Доросинский Л.А., Инденбом М.В., Никитенко В.И., Фарбер Б.Я. // Письма в ЖЭТФ. 1989. Т. 49. № 3. С. 156-159.
- [8] Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975. 315 с.
- [9] Солдатов В.П., Старцев В.И., Чайковская Н.М. Динамика дислокаций. Киев: Наукова думка, 1975. С. 355-362.
- [10] Комник С.Н., Бенгус В.В., Старцев В.И. // ФТТ. 1965. Т. 7. № 2. С. 127-131.

Донецкий физико-технический институт
АН Украины

Поступило в Редакцию
13 августа 1992 г.
В окончательной редакции
11 ноября 1992 г.