Физика низких температур, 1995, т. 21, № 3, с. 324–330 УДК 539.214

Влияние содержания кислорода на микротвердость монокристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ в интервале температур 77–293 К

С. В. Лубенец, В. Д. Нацик, Л. С. Фоменко

Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Украина, 310164, г. Харьков, пр. Ленина, 47

$\boxed{\text{В. С. Бобров}}$, А. Н. Изотов

Институт физики твердого тела РАН, Россия, 142432, Московская обл., Черноголовка

Статья поступила в редакцию 9 сентября 1994 г. , после переработки 29 сентября 1994 г.

В интервале температур 77–293 К изучена концентрационная зависимость микротвердости $H_v(\delta)$ монокристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ двух серий. Микротвердость линейно возрастала при понижении температуры, и зависимость $H_v(T)$ усиливалась с ростом дефицита кислорода. Анализ результатов показывает, что такое поведение $H_v(\delta, T)$ обусловлено не изменением упругих свойств кристаллов, а влиянием концентрации кислорода и кислородного упорядочения на структуру ядра и подвижность дислокаций, осуществляющих пластическую деформацию в окрестности отпечатка индентора.

В інтервалі температур 77–293 К вивчено концентраційну залежність мікротвердості $H_v(\delta)$ монокристалів $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. Мікротвердість лінійно зростала при зниженні температури, і залежність $H_v(T)$ посилювалась із зростанням дефіциту кисню. Аналіз результатів показує, що поведінка $H_v(\delta, T)$ обумовлена не зміною пружніх властивостей кристалів, а впливом концентрації кисню і кисневого упорядкування на структуру ядра і рухливість дислокацій, що здійснюють пластичну деформацію поблизу відбитку індентора.

Введение

Физические свойства ВТСП системы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YBCO), имеющей перовскитоподобную кислород-дефицитную структуру, в значительной мере определяются поведением кислородной подрешетки. В частности, структура кристаллической решетки [1,2], упругие [3,4], тепловые [5] и электромагнитные [6,7] свойства очень чувствительны к стехиометрии по кислороду. Содержание кислорода и распределение кислородных вакансий в цепочках Cu–O влияет как на величину ионного заряда узлов решетки, так и на плотность подвижных зарядов и приводит к переходам металл — полупроводник, а также к ряду структурных фазовых превращений и превращений в электронной и магнитной подсистемах. Соответственно изменяется температура сверхпроводящего перехода вплоть до полного исчезновения сверхпроводимости.

Механические характеристики YBCO, такие как предел прочности, предел текучести, микротвердость, также чувствительны к содержанию кислорода. Об этом свидетельствуют отдельные результаты, полученные главным образом на керамических образцах [7–11]. В области температур ниже температуры хрупко-пластического перехода ($T \le 960$ К) уменьшение содержания кислорода приводило к пластификации керамики и снижению предела прочности [8]. Согласно данным [9], предел текучести керамических образцов тетрагональной фазы на 16% ниже, чем предел текучести образцов орторомбической фазы. Эти результаты были получены при комнатной температуре при деформировании сжатием с постоянной скоростью $2\cdot10^{-5}$ с$^{-1}$ в условиях гидростатического давления 0,4 ГПа, препятствовавшего развитию трещин и преждевременному хрупкому разрушению.

Авторы [10] наблюдали понижение микротвердости монокристаллов YBCO после нагрева до 500 К, что по их предположению было связано с выходом кислорода из образца. Изучение концентрационной зависимости микротвердости $H_v(\delta)$, проведенное при комнатной температуре на керамических образцах [7,11], показало, что уменьшение содержания кислорода сопровождалось снижением величины H_v. Было показано, что наиболее резкое изменение H_v имело место в интервале $0{,}3 \le \delta \le 0{,}4$ [11]. Данные, полученные на кристаллах тетра-фазы ($\delta \cong 0{,}9$) и орто-фазы ($\delta \cong 0{,}1$), свидетельствуют о том, что концентрация кислорода определяет не только величину твердости, но и ее изменение с температурой [11]:

$$|\delta H_v/\delta T|_{\delta=0,9} > |\delta H_v/\delta T|_{\delta=0,1} \ .$$

В настоящей работе исследована зависимость микротвердости соединения YBCO от концентрации кислорода в интервале $0,1 < \delta < 0,9$ и от температуры в интервале 77–293 К. Для того чтобы исключить неконтролируемое влияние присущих керамике дефектов типа пор, межгранульных и межзеренных границ, исследования были выполнены на монокристаллах. Изучены монокристаллы двух серий: 1) выращенные в платиновом тигле (Y–Pt); 2) выращенные в алундовом тигле (Y–Al). Примесь алюминия, которая входит из материала тигля в расплав, а затем в решетку кристаллов, заметно модифицирует микромеханические характеристики кристаллов YBCO. Анализ результатов свидетельствует о том, что независимо от условий выращивания микропластичность кристаллов определяется структурой и поведением скользящих дислокаций в кристаллическом потенциальном рельефе, и на этот процесс существенное влияние оказывают концентрация и упорядочение кислорода в цепочках Cu–O.

Методика эксперимента

Кристаллы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, выращенные по методике, описанной в [12], имели форму пластинок 3×3×0,1 мм с меньшим размером в направлении оси c [001]. Концентрация платины в кристаллах серии Y–Pt и алюминия в кристаллах серии Y–Al, определенная на растровом электронном микроскопе с помощью микроанализатора, была соответственно 0,01 вес. % Pt и 0,25 вес. % Al. Кристаллы серии Y–Al ранее изучались в работе [11].

Для продолжения ранее начатых исследований зависимости $H_v(\delta)$ [11] были выбраны кристаллы с четырьмя концентрациями кислорода: $\delta = 0,1$; 0,3; 0,4 и 0,9. С целью варьирования величины кислородного индекса выращенные монокристаллы подвергали дополнительной термообработке в атмосфере кислорода или аргона [11]. Контроль за содержанием кислорода осуществляли химическим методом на образцах керамики, подвергавшихся термообработке одновременно с монокристаллами. Кроме того, измеряли магнитную восприимчивость термообработанных кристаллов и определяли температуру сверхпроводящего перехода, значение которой сопоставляли с известными данными для заданных концентраций кислорода [7].

Методика индентирования не отличалась от описанной в [11]. Эксперименты были выполнены при температурах в интервале 77–293 К. Величину микротвердости по Виккерсу определяли по формуле

$$H_v = 1,854P/(2a)^2 \ ,$$

где $2a$ — длина диагонали отпечатка индентора. Нагрузка на индентор была $P = 0,2$ Н. При каждой температуре на поверхность образца наносили не менее 10 отпечатков индентора. Температурная зависимость $H_v(T)$ измерялась на одном образце.

Результаты эксперимента

На рис. 1 видно, что микротвердость всех кристаллов при понижении температуры возрастала по закону близкому к линейному. При этом кристаллы серии Y–Pt (рис. 1,*а*) с $\delta = 0,1$ и 0,3 (первая группа) имели близкие значения H_v во всем интервале температур. Кристаллы второй группы с $\delta = 0,4$ и 0,9 по величине микротвердости также почти не отличались. Различия же между величиной твердости и температурными зависимостями $H_v(T)$ кристаллов указанных групп весьма значительны: при комнатной температуре микротвердость кристаллов второй группы примерно в два раза ниже. Вместе с тем наклон прямой $H_v(T)$ для кристаллов второй группы почти в три раза больше, чем для кристаллов первой группы, поэтому при понижении температуры это различие в величинах H_v уменьшалось. В результате при 77 К значения H_v для кристаллов обеих групп сравнялись.

Для кристаллов серии Y–Al (рис. 1,*б*) с $\delta = 0,1$ и 0,3 зависимости $H_v(T)$ также практически совпадают, однако увеличение дефицита кислорода до $\delta = 0,4$ не сопровождалось резким изменением температурной зависимости микротвердости: понижение H_v при $T = 293$ К и увеличение наклона прямой $H_v(T)$ незначительны. Даже при $\delta \simeq 0,9$ эффект разупрочнения составлял лишь 30 % по сравнению с 50% для кристаллов серии Y–Pt. При $\delta \simeq 0,9$ и $T < 180$ К наблюдалось охрупчивание кристаллов серии Y–Al, отсутствовал четкий отпечаток индентора, а от места касания вершины пирамиды с поверхностью кристалла шли радиальные трещины.

На рис. 2 данные для кристаллов серии Y–Pt представлены в координатах $H_v(\delta)$ для трех температур: 293, 200 и 77 К. График наглядно показывает, что удаление кислорода сопровождалось понижением H_v. Наиболее сильная концентрационная зависимость наблюдалась при комнатной температуре. Эта зависимость хорошо согласуется с нашими предыдущими результатами, полученными при индентировании кристаллитов керамики [11]. Резкое разупрочнение кристаллов при увеличении дефицита кислорода в обоих случаях происходило в интервале $0,3 < \delta < 0,4$.

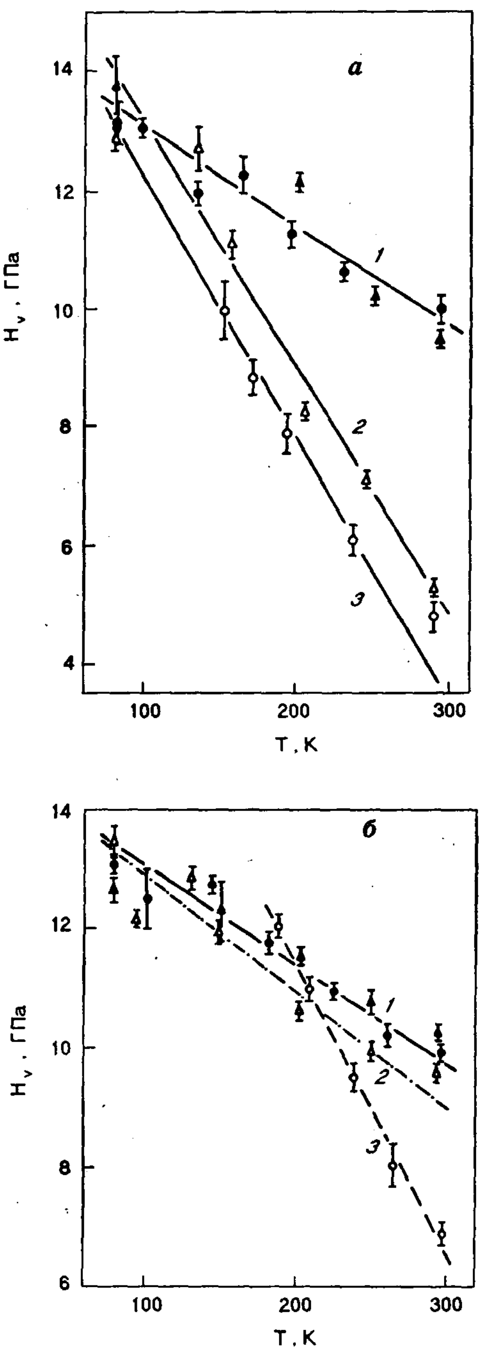

Рис. 1. Температурная зависимость микротвердости монокристаллов YBCO серии Y–Pt (*а*) и серии Y–Al (*б*) с различным содержанием кислорода δ: 0,1 (●, *1*); 0,3 (▲, *1*); 0,4 (△, *2*); 0,9 (○, *3*).

Примесь алюминия привела к ослаблению эффекта разупрочнения и смещению спада на зависимости $H_v(\delta)$ в сторону больших δ. Из-за ограниченного набора концентраций кислорода точное значение δ, при котором начинается спад, не установлено.

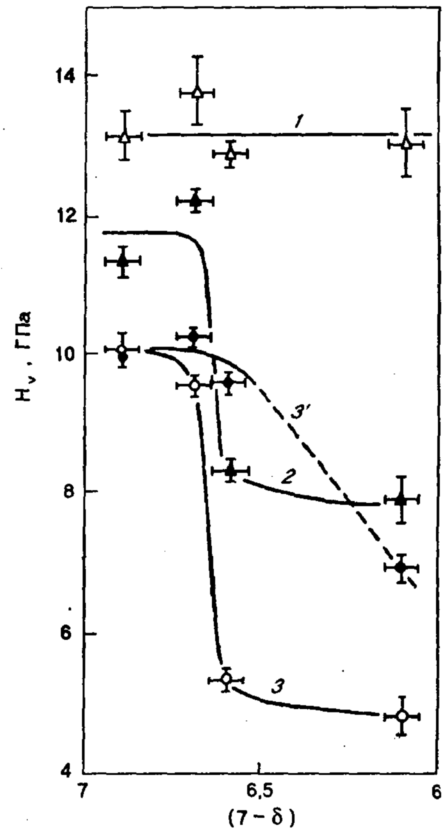

Рис. 2. Концентрационная зависимость микротвердости монокристаллов YBCO при различных температурах К: 77 (*1*), 200 (*2*) и 293 (*3* и *3'*). *1, 2, 3* — кристаллы серии Y–Pt, *3'* — кристаллы серии Y–Al. Отрезками показаны погрешности оценок дефицита кислорода δ и среднеквадратичные отклонения H_v.

Обсуждение результатов

Сопротивление пластической деформации кристаллического твердого тела зависит от плотности подвижных дислокаций и их скорости. Плотность подвижных дислокаций контролируется процессами зарождения и размножения, а скорость — взаимодействием дислокаций с кристаллическим рельефом, дефектами решетки и элементарными возбуждениями кристалла. Поскольку свойства дислокаций определяются типом кристаллической решетки и величиной сил межатомного взаимодействия, обобщенной характеристикой которых служат упругие модули, целесообразно прежде всего обсудить зависимость структуры и упругих модулей кристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ от концентрации кислорода.

Структура решетки. В интервале значений кислородного индекса ($7-\delta$) от 6 до 7 в системе YBCO реализуется несверхпроводящая тетрагональная фаза, а также несколько сверхпроводящих фаз с орторомбической решеткой [1,13–15], среди которых наиболее устойчивыми являются фаза орто I ($\delta = 0$) с упорядочением по кислороду в виде цепочек Cu–O, и фаза орто II (δ = 0,5) с чередующимися вдоль оси a цепочками Cu–O и Cu–Cu.

Тетрагональная несверхпроводящая модификация существует в интервале составов 6,0 ≤ (7–δ) ≤ ≤ (6,25–6,4) с параметрами решетки $a = b < c/3$. Кислород в базисной плоскости либо полностью отсутствует (δ = 1), либо равновероятно заполняет позиции (1/2,0,0) и (0,1/2,0).

Фаза орто I может содержать некоторое количество вакантных кислородных узлов в цепочках Cu-O и регистрируется в интервале значений кислородного индекса между 6,85 и 7. Параметры решетки подчиняются соотношению $a < b \approx c/3$. Эта фаза обладает сверхпроводимостью с температурой перехода $T_c \sim 90$ K. При 6,65 ≤ (7–δ) ≤ ≤ 6,85 превалирует орто I фаза, но с дефектами типа орто II фазы. Фаза орто II отвечает значениям кислородного индекса 6,4–6,65 и может содержать дефекты типа орто I фазы или быть разбавленной вакансиями. Между параметрами решетки существует неравенство $a < b < c/3$. Температура сверхпроводящего перехода меняется в интервале T_c = 60–40 K.

Структурные превращения, происходящие в системе YBCO при изменении концентрации кислорода, относят к фазовым переходам второго или более высокого порядков.

Скачок микротвердости на рис. 2 при концентрации кислорода δ = 0,3–0,4 далеко отстоит от границы тетра–фазы и скорее соответствует области перехода орто I→ орто II. Поляризационно-оптические наблюдения структуры исследованных образцов подтверждают этот вывод: «мягкие» кристаллы могут содержать двойники, что несвойственно тетрагональной решетке. Таким образом, резкое изменение H_v следует, по-видимому, связывать с изменением свойств решетки в пределах орторомбической симметрии в результате одномерного упорядочения кислородных вакансий.

Упругие свойства. Ультразвуковые измерения керамических образцов YBCO показали [4,16], что упругие модули, соответствующие главным образом сдвиговым модам, монотонно увеличиваются при увеличении концентрации кислорода: при изменении δ от 1 до 0 увеличение в среднем составляет примерно 11%. Модули, соответствующие дилатационным модам, увеличиваются вплоть до значений кислородного индекса ~ 6,7, а затем уменьшаются.

Упругие константы монокристаллов $YBa_2Cu_3O_6$ в среднем примерно на 15% ниже, чем для $YBa_2Cu_3O_7$ [4,17]. Данные для кристаллов с промежуточным содержанием кислорода в настоящее время отсутствуют.

Из приведенных выше результатов видно, что незначительное и линейное по δ изменение упругих модулей не может быть ответственным за наблюдавшуюся в данной работе зависимость твердости от концентрации кислорода.

Элементарные носители пластической деформации. Для кристаллов семейства YBCO характерными являются две моды пластической деформации — двойникование и скольжение. Ввиду малой величины кристаллографического сдвига доля двойникования в пластической деформации невелика и не может превышать 3,1% (при полном передвойниковании всего образца). Поэтому основными носителями пластической деформации являются скользящие дислокации.

Электронномикроскопические исследования дислокационной структуры деформированных образцов [9,18–21] привели к следующим выводам. Единственной *плоскостью скольжения* в кристаллах YBCO независимо от концентрации кислорода является базисная плоскость (001). В сложной решетке этого соединения имеются три возможные плоскости сдвига типа (001): BaO/CuO_2, CuO_2/Y и BaO/CuO. Зависимость степени расщепления дислокации от направления вектора Бюргерса (см. ниже) позволила сделать Рабье и Денано [9,18,19] вывод о том, что сдвиг осуществляется между слоями BaO и CuO. Сильное влияние содержания кислорода на механические свойства также свидетельствует в пользу сдвига в плоскости BaO/CuO, поскольку при варьировании кислородного индекса именно в плоскости CuO происходят основные изменения.

Пластическая деформация кристаллов YBCO контролируется дислокациями с *векторами Бюргерса* a[100] и b[010]. Изменение абсолютной величины векторов Бюргерса дислокаций при изменении δ происходит плавно в меру изменения параметров решетки и невелико.

Обнаружено *расщепление* полных дислокаций на частичные, согласно реакциям

$$[100] \to 1/2\,[100] + 1/2\,[100],$$

$$[010] \to 1/2\,[010] + 1/2\,[010].$$

При этом дислокации с вектором a[100] расщеплены сильнее, чем дислокации с вектором b[010].

Следует ожидать, что *структура ядра* скользящих дислокаций и их заряд будут изменяться с изменением величины кислородного индекса и соответственно характера атомного упорядочения в базисной плоскости [22]. Это должно оказать определенное влияние на механические свойства соответствующих кристаллов.

Взаимодействие дислокаций с границами двойников. Границы двойников служат достаточно сильным препятствием для движения дислокаций вследствие образования и накопления на них дислокаций несоответствия (осколков, представляющих собой двойникующие дислокации) [18]. Подвижность скользящих дислокаций, очевидно, будет возрастать по мере уменьшения степени орторомбичности и уменьшения величины вектора Бюргерса дислокаций несоответствия, особенно при переходе к тетра-фазе, в которой двойники отсутствуют.

В экспериментах по микроиндентированию [23] при комнатной температуре влияние границ двойников на величину микротвердости, однако, не было обнаружено. Возможно, причиной этого является сложное напряженное состояние материала под индентором. В то же время двойники оказывали заметное сопротивление распространению микротрещин, так что вязкость разрушения двойникованных кристаллов оказалась примерно на 25% выше, чем раздвойникованных.

Таким образом, первопричину влияния степени заполнения кислородной подрешетки на микропластичность кристаллов системы YBCO следует искать, очевидно, на уровне изменения потенциального рельефа кристаллической решетки, структуры и заряда дислокаций вследствие структурных фазовых превращений. Интересно отметить, что радикальное изменение микротвердости наблюдается в области орто I→ орто II перехода, в то время как орто–тетра переход не оказывает заметного влияния на H_v.

Термоактивационные параметры процесса микровдавливания. Образование отпечатка при вдавливании индентора в твердое тело под определенной нагрузкой происходит в две стадии [24–26]. На первой стадии индентор быстро погружается в материал до тех пор, пока напряжение не достигнет критической величины, ниже которой прекращается высокоскоростная деформация по механизму, слабо зависящему от температуры. На этой стадии образуется начальный («нуль-временной») отпечаток. В дальнейшем отпечаток индентора увеличивается в результате сравнительно медленного, растянутого во времени пластического течения, сильно зависящего от температуры. Если на первой стадии высокие локальные напряжения способны активизировать дислокационные источники и стимулировать процессы зарождения и размножения дислокаций, то на второй стадии, когда напряжения падают ниже критических, основными являются процессы, связанные с термоактивированным движением дислокаций.

Известно [24,25], что в области повышенных температур $T \sim 0,5\,T_{\text{melt}}$, где T_{melt} — температура плавления, существует прямая связь между кинетикой микропластичности под индентором и кинетикой макроскопической ползучести для таких разных кристаллических материалов как In, Pb, Sn, Al, MgO, карбид кремния [24] или скоростью индивидуальных дислокаций для германия [25].

Для кристаллов YBCO при $T \le 300$ K не удается измерить зависимость размера отпечатка индентора от времени нагружения с помощью оптических методов. Однако о термоактивированном характере деформации под индентором свидетельствует температурная зависимость микротвердости, которая существенно сильнее, чем зависимость модулей упругости от температуры. Для оценки термоактивационных параметров процесса пластической деформации вблизи отпечатка индентора воспользуемся приближенным соотношением для температурной зависимости микротвердости в виде, приведенном в [11,26,27]:

$$H_v = \left(U_0 - kT\right)\frac{\beta \ln m}{\gamma},$$

где U_0 — энергия активации процесса деформации в отсутствие внешнего напряжения (высота потенциального барьера); γ — активационный объем; $\beta = 6$ — множитель, включающий в себя фактор Шмида и коэффициент пропорциональности между величиной микротвердости и значением предела текучести; m — отношение предэкспоненты в уравнении Аррениуса к скорости пластической деформации, $\ln m = 20$ [11]. Результаты оценки приведены в таблице. Видно, что с ростом δ от 0,1 до 0,9 наблюдается уменьшение высоты барьера U_0 и активационного объема γ примерно в 2,5–3 раза. Примесь алюминия в кристаллах Y–Al несколько изменяет численные значения этих параметров, практически не влияя на характер их зависимости от концентрации кислорода.

Таблица

Характеристики экспериментальных зависимостей $H_v(T)$ и термоактивационные параметры уравнения Аррениуса для кристаллов YBCO серий Y–Pt и Y–Al с разным содержанием кислорода.

δ	Серия образцов	$H_v(0)$, ГПа	Термоактивационные параметры		
			$\delta H/\delta T$, 10^{-2}ГПа/К	U_0, эВ	γ, 10^{-24} см^3
0,1	Y–Pt	14,65	1,6	1,57	103,5
	Y–Al	14,6	1,6	1,6	103,5
0,4	Y–Pt	17,1	4	0,73	41,4
	Y–Al	14,8	1,95	1,3	84,9
0,9	Y–Pt	16,45	4,25	0,66	39,0
	Y–Al	20,4	4,6	0,8	36

Микроскопический механизм пластического течения, ответственный за формирование отпечатка индентора в монокристаллах YBCO, в настоящее время не ясен. Учитывая высокую твердость YBCO, а также исходя из подобия температурных зависимостей микротвердости и близости вытекающих из них термоактивационных параметров для металлооксидов семейства YBCO и кристаллов элементарных полупроводников Ge и Si [11,27], можно предположить, что наиболее вероятным является генерация и движение дислокаций в рельефе Пайерлса. Не вызывает сомнений, что степень заполнения кислородных позиций в цепочках Cu–O в беспримесных кристаллах однозначно определяет как свойства дислокаций, в том числе и динамические, так и характеристики кристаллического поля, в котором они должны двигаться. Значительное влияние на подвижность дислокаций в пайерлсовском рельефе должны, очевидно, оказывать примеси типа алюминия, поскольку в малых концентрациях подобные ионы существенно изменяют кислородное окружение занятых ими узлов (0,0,0), заполненность медью базисной плоскости, а также кислородных апексных позиций [28].

Отметим, что уменьшение высоты барьера U_0 в кристаллах с $\delta = 0{,}4$ по сравнению с кристаллами с $\delta = 0{,}1$ находится в качественном согласии с зависимостью от дефицита кислорода энергии активации процесса раздвойникования в окрестности отпечатка индентора [29,30]. В последнем случае это обусловлено тем, что движение двойникующих дислокаций в решетке YBCO сопряжено с перемещением цепочечного кислорода в плоскости двойникования (110) в направлении, противоположном направлению двойникового сдвига. Это перемещение осуществляется диффузионным путем. Следовательно, энергия активации движения двойниковых границ должна соответствовать энергии активации диффузии кислорода и изменяться в соответствии с изменением концентрации кислородных вакансий (или кислородного индекса) [29,30]. Взаимосвязь двойникования и скольжения может рассматриваться только при анализе результатов измерений на кристаллах орто-фазы, в которых пересечение скользящими дислокациями когерентных двойниковых границ сопровождается образованием двойникующих дислокаций. Косвенная роль двойникования в формировании отпечатка индентора может быть проверена при сравнении измерений температурной зависимости микротвердости на двойникованных и раздвойникованных кристаллах.

Выводы

1. Установлено, что микротвердость монокристаллов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ зависит от концентрации кислорода и резко понижается в интервале $0{,}3 \le \delta \le 0{,}4$, который соответствует переходу от фазы орто I к фазе орто II.

2. Примесь алюминия, вошедшая в решетку из материала тигля, приводит к ослаблению эффекта разупрочнения и смещению спада на зависимости $H_v(\delta)$ в сторону больших значений δ.

3. Качественная оценка показала, что изменение температурной зависимости микротвердости, связанное с изменением содержания кислорода в указанном интервале концентраций, эквивалентно двукратному уменьшению энергии активации процесса пластической деформации и трехкратному уменьшению активационного объема.

4. Сильное влияние стехиометрии по кислороду на пластичность YBCO свидетельствует о том, что сдвиг при скольжении осуществляется между слоями BaO и CuO.

5. Анализ результатов позволил предположить, что микроскопический механизм пластической деформации в области индентора связан с генерацией и движением скользящих дислокаций в кристаллическом рельефе. Дефицит кислорода и примесь алюминия являются факторами, существенно влияющими на характеристики потенциального рельефа и свойства дислокаций.

Работа финансируется Государственным комитетом Украины по вопросам науки и технологий, проект 9.1.1/033-92 «Материал».

1. J. D. Jorgensen, B. W. Veal, A. P. Paulikas, L. J. Nowicki, G. W. Grabtree, H. Klaus, and W. K. Kwok, *Phys. Rev.* **B41**, 1863 (1990).
2. S. Amelinckx, G. Van Tendeloo, and J. Van Landuyt, *Solid State Ionics* 39, 37 (1990).
3. П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, В. В. Демирский, В. Д. Нацик, В. В. Прыткин, *СФХТ* **4**, 1542 (1991).
4. S. Lin, M. Lei, and H. Ledbetter, *Mater. Lett.* **16**, 165 (1993).
5. Ю. А. Кириченко, К. В. Русанов, Е. Г. Тюрина, *СФХТ* **3**, 1 (1990).
6. J. Cava, B. Batlogg, C. H. Chen, E. A. Rietman, S. M. Zahurak, and D. Werder, *Phys. Rev.* B36, 5719 (1987).
7. T. Graf, G. Triscone, and J. Muller, *J. Less-Common Metals* 159, 349 (1990).
8. В. С. Бобров, И. И. Зверькова, А. П. Иванов, А. Н. Изотов, Л. А. Новомлинский, Р. К. Николаев, Ю. А. Осипьян, Н. С. Сидоров, В. Ш. Шехтман, *ФТТ* **32**, 826 (1990).
9. J. Rabier, and M. F. Denanot, *J. Less-Comm. Metals* **164-165**, 223 (1990).
10. В. С. Бобров, В. К. Власко-Власов, Г. А. Емельченко, М. В. Инденбом, М. А. Лебедкин, Ю. А. Осипьян, В. А. Татарченко, Б. Я. Фарбер, *ФТТ*, 31, 93 (1989).
11. Б. Я. Фарбер, Н. С. Сидоров, В. И. Кулаков, Ю. А. Иунин, А. Н. Изотов, Г. А. Емельченко, В. С. Бобров, Л. С. Фоменко, В. Д. Нацик, С. В. Лубенец, *СФХТ* **4**, 2394 (1991).
12. G. A. Emelchenko, N. V. Abroslomov, A. V. Bazhenov, V. M. Masalov, A. A. Zhokhov, P. A. Kononovich, G. Yu. Logvenov, and S. S. Khasanov, *Mater. Lett.* **3**, 96 (1990).
13. М. А. Аларио-Франко, *СФХТ*, **3**, 163 (1990).
14. А. В. Вишняков, в кн.: *Высокотемпературная сверхпроводимость: Фундаментальные и прикладные исследования*, вып. 1, А. А. Киселев (ред.), Машиностроение, Ленинград (1990), с. 376.
15. H. F. Poulsen, N. H. Andersen, J. V. Andersen, H. Bohr, and O. G. Mouristen, *Nature* 349, 594 (1991).
16. H. Ledbetter, *J. Mater. Res.* 7, 2905 (1992).
17. И. В. Александров, А. Ф. Гончаров, С. М. Стишов, *Письма в ЖЭТФ* 47, 357 (1988).
18. J. Rabier and M. F. Denanot, *Philos. Mag.* **A65**, 427 (1992).
19. J. Rabier and M. F. Denanot, *Rev. Phys. Appl.* **25**, 55 (1990).

20. M. J. Kramer, L. S. Chumbley, R. W. McCallum, W. J. Nellis, S. Weir, and E. P. Kvam, *Physica* C166, 115 (1990).
21. T. Joshida, K. Kuroda, and H. Saka, *Philos. Mag.* A62, 573 (1990).
22. I. S. Smirnova, *Phys. Status. Solidi* A116, 237 (1989).
23. A. S. Raynes, S. W. Freiman, F. W. Gayle, and D. L. Keiser, *J. Appl. Phys.* 70, 5254 (1991).
24. A. G. Atkins, H. H. don S. Silverio, and D. Tabor, *J. Inst. Met.* 94, 369 (1966).
25. A. P. Gerk, *Philos. Mag.* 32, 355 (1975).
26. Ю. С. Боярская, Д. З. Грабко, М. С. Кац, *Физика процессов микровдавливания*, Штиинца, Кишинев (1986).
27. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов*, Наукова думка, Киев (1975).
28. В. Ф. Шамрай, С. А. Сибирцев, Г. М. Лейтус, В. И. Нижанковский, С. Ф. Ким, *ЖЭТФ* 6, 1702 (1993).
29. Л. А. Доросинский, М. В. Инденбом, В. И. Никитенко, Б. Я. Фарбер, *Письма в ЖЭТФ* 49, 156 (1989).
30. V. I. Nikitenko, L. A. Dorosinskii, A. A. Polyanskii, and V. K. Vlasko-Vlasov, in: *Solid State Phenomena* 35-36, Dislocations 93, J. Rabier, A. George, Y. Brechet, and L. Kubin (eds.), Scitec Publications, Switzerland (1994), p. 587.

Influence of the oxygen content on the microhardness of $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ single crystals in the temperature range 77–293 K

S. V. Lubenets, V. D. Natsik, L. S. Fomenko, $\boxed{\text{V. S. Bobrov}}$, and A. N. Izotov

The concentration dependence of the microhardness $H_v(\delta)$ of the single crystals $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ of two types has been studied in the temperature range 77–293 K. It has been found that the microhardness increases linearly with decreasing temperature and the temperature dependence of $H_v(T)$ is the stronger the less oxygen content. An analysis of the results obtained shows that such $H_v(\delta, T)$ behavior is defined not by changing the elastic properties of the crystals but by the effect of oxygen concentration and oxygen vacancies ordering on the core structure and dislocations mobility which realize plastic deformation in the vicinity of an indentation.