

НЕКОТОРЫЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВТСП-ПЛЕНОК $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$

© Т.С.Орлова, Г.Адриан,* Х.Адриан,**
Б.И.Смирнов, В.В.Шпейзман

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

* Исследовательский институт Даймлер-Бенц,
Франкфурт-на-Майне, Германия

** Институт физики твердого тела, Технический университет,
Дармштадт, Германия
(Поступила в Редакцию 23 июня 1995 г.)

Изучено влияние внешней механической нагрузки F на вольт-амперные характеристики (ВАХ) монокристаллических пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ при 77 К ($T_c \approx 86$ К, плотность критического тока $j_c = 5 \cdot 10^4 - 2 \cdot 10^6$ А/см²) на монокристаллах SrTiO_3 в качестве подложек. Установлено, что одноосное сжатие подложки приводит к смещению ВАХ, причем знак этого смещения зависит от ориентации транспортного тока I относительно нагрузки F . В случае $I \parallel F$ ВАХ смещается в сторону больших токов, т.е. электрическое сопротивление R при $I > I_c$ уменьшается. Если же $I \perp F$ (т.е. деформация вдоль I является растягивающей), то нагружение приводит к смещению ВАХ в сторону меньших токов и увеличению R при $I > I_c$. Эффект влияния нагрузки с увеличением F уменьшается. Наблюдаемые экспериментально смещения ВАХ объясняются изменением под нагрузкой силы пиннинга магнитного потока на структурных дефектах пленки. Сопоставляются также микротвердости H изученных пленок и монокристаллов $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. Показано, что при 300 К значения H для пленок и монокристаллов при малых нагрузках практически совпадают.

Вопрос о возможном влиянии механической нагрузки на сверхпроводящие характеристики высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) привлек к себе внимание сразу же после открытия последних [1], и к настоящему времени имеются уже десятки публикаций по эффекту нагрузки на критическую температуру T_c и критический ток I_c . При этом в большинстве работ объектами исследования в первую очередь служили ВТСП-керамики (иногда монокристаллы), которые подвергались гидростатическому давлению P [2-7]. Как правило, гидростатическое сжатие приводило к увеличению T_c , хотя иногда наблюдался и обратный эффект. Проводились также эксперименты и с одноосным сжатием [8-11] образцов, в которых демонстрировалось увеличение T_c и I_c при параллельности нагрузки F и транспортного тока I . Если же транспортный ток пропускаться перпендикулярно нагрузке, то величина I_c с ростом F уменьшалась [10,11]. Последнее обстоятельство

указывает на то, что в эффекте нагрузки на вольт-амперные характеристики (ВАХ) определяющими являются не напряжения, а упругие деформации.

В случае ВТСП-пленок эффект нагрузки представляется более важным, чем в керамиках, поскольку в пленках уже в процессе их изготовления возникают остаточные механические напряжения и соответствующие им деформации. Так, по расчетам [12], подобные напряжения в пленках $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ из-за разницы в коэффициентах теплового расширения пленки и подложки могут достигать сотен МПа. В [13] экспериментально рентгеновским методом были определены остаточные упругие деформации пленки, величины которых $\varepsilon \approx 10^{-3}$ хорошо соответствовали расчетным оценкам.

При исследовании влияния давления $P \leq 2$ ГПа на T_c пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ на подложках из SrTiO_3 и MgO было установлено [14], что значения dT_c/dP для указанных подложек равны соответственно 0.65 и -0.45 К/ГПа. При одноосном сжатии изучалось влияние механической нагрузки на ВАХ относительно несовершенных ВТСП-пленок с $j_c = 1-10$ А/см² [15]. Оказалось, что для таких пленок деформация сжатия, как и в случае ВТСП-керамик, приводит к смещению ВАХ в сторону больших токов, т.е. к уменьшению сопротивления образца R при $I > I_c$.

В настоящей работе аналогичные исследования были проведены на достаточно совершенных монокристаллических ВТСП-пленках $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, причем изучалось влияние на ВАХ не только сжимающих, но и растягивающих деформаций. В результате было установлено, что при одноосном сжатии сопротивление пленки R при $I > I_c$ уменьшается в случае $I \parallel F$ и возрастает, если $I \perp F$.

1. Экспериментальная методика

Опыты проводились на пленках $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, полученных лазерным [16] или катодным распылением при постоянном токе [17]. В качестве подложек использовались (100)-ориентированные монокристаллы SrTiO_3 . При этом получались монокристаллические пленки толщиной $2 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^3$ Å, ось c которых была перпендикулярна поверхности, $T_c \approx 86$ К и $j_c = 5 \cdot 10^4 - 2 \cdot 10^6$ А/см² при 77 К.

В работе использовались образцы двух типов. В первом случае кристаллы подложки прямоугольной формы имели размер $1 \times 2 \times 5$ мм со сплошной пленкой на боковой поверхности (2×5). Измерения вольт-амперных кривых осуществлялись четырехзондовым методом. Индиевые контакты располагались вдоль наибольшего размера подложки; вдоль этого же направления производилось и сжатие образца.

Во втором случае кристаллы подложки имели размер $1.3 \times 3 \times 6$ мм с пленкой на боковой поверхности 3×6 мм. На пленку напылялись серебряные контакты и далее с использованием специальных масок методом литографии приготавливалась мостиковая схема [17]. Ширина мостика была равна 10 мкм, причем он располагался вдоль или поперек максимального размера образца. Измерения ВАХ могли производиться как на указанном мостике, так и на элементах схемы шириной 100 мкм, также расположенных вдоль или поперек образца. Таким образом, экспериментально имелась возможность измерять ВАХ в случаях $I \parallel F$ и $I \perp F$, т.е. изучать влияние на ВАХ как деформации сжатия, так и растяжения.

ВАХ пленок без нагрузки и под нагрузкой измерялись при 77 К, т.е. при $T < T_c$. При этом нагружение образцов могло производиться как до начала измерения ВАХ, так и при некотором значении $I = \text{const}$ ($I > I_c$). В последнем случае фиксировалось изменение напряжений ΔV на ВАХ в результате нагружения. Нагруженное состояние образца характеризовалось сжимающими напряжениями в подложке $\sigma_s = F/S$, где S — площадь поперечного сечения кристалла-подложки. Сжимающие напряжения в пленке σ_f могли быть рассчитаны исходя из условий равенства упругих деформаций ϵ на границе пленка-подложка. Поскольку толщина пленки много меньше толщины подложки, имеет место соотношение $\sigma_f \approx \sigma_s E_f / E_s$, где E_f и E_s — соответственно модули упругости пленки и кристалла-подложки. Исходя из соответствующих упругих констант [18,19], для с-ориентированной пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ и SrTiO_3 подложки имеем $\sigma_f / \sigma_s \approx 2/3$.

Естественно, что при нагружении пленки механические напряжения в ней не должны превосходить ее предела текучести (прочности). Поскольку непосредственные измерения этой величины для пленок затруднены, об их механических свойствах можно судить путем сопоставления для пленок и монокристаллов такой характеристики, как микротвердость H . Это также было проделано в настоящей работе. Величина H определялась экспериментально путем измерения диагонали d отпечатка алмазной пирамиды при заданной нагрузке F_m как $H = 1.854 F_m / d^2$. При этом, поскольку значения H для монокристаллов $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ и SrTiO_3 довольно близки, в работе измерения микротвердости производились на пленках $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ с подложками из достаточно жестких монокристаллов ZrO_2 и LaAlO_3 .

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены экспериментальные результаты по микроиндентированию для пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ на подложках ZrO_2 и LaAlO_3 и для самих подложек в виде зависимостей d^2 от F_m при 300 К. Там же показаны данные [20], полученные ранее для монокристаллов $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$.

Видно, что зависимости $d^2(F_m)$ для подложек и монокристалла $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ являются линейными, хотя наклоны прямых, характеризующие микротвердость, отличаются очень сильно. В случае пле-

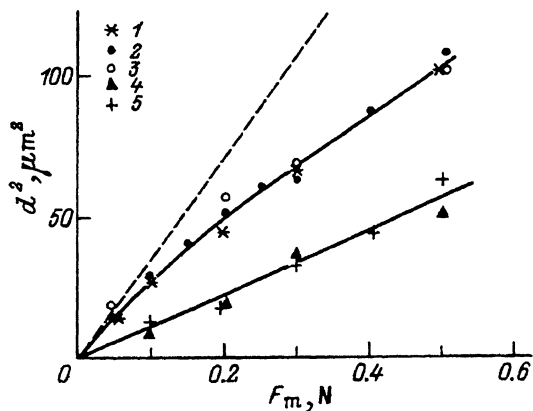


Рис. 1. Зависимости квадрата диагонали отпечатка d^2 от нагрузки на индентор F_m .

1 — пленка $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ($T_c = 85.7$ К, подложка LaAlO_3), 2 — пленка ($T_c = 85.7$ К, подложка ZrO_2), 3 — пленка ($T_c = 73.5$ К, подложка ZrO_2 с промежуточным слоем $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$), 4 — подложка ZrO_2 , 5 — подложка LaAlO_3 , штриховая прямая — монокристалл $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ($T_c = 90$ К) [20].

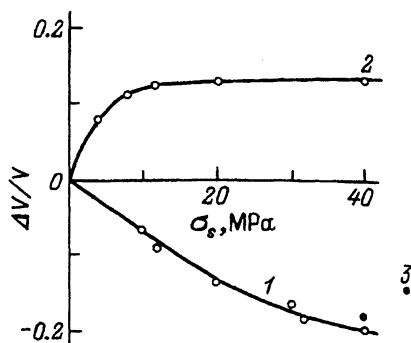
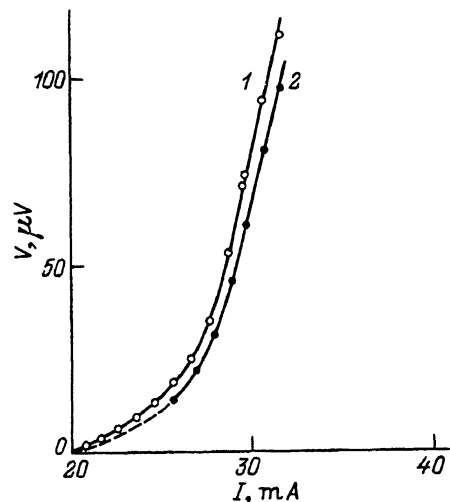


Рис. 2. Влияние сжимающей нагрузки на ВАХ пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ при 77 К.

Мостик шириной $10 \mu\text{m}$, $I \parallel F$, $j_c \approx 2 \cdot 10^6 \text{ A/cm}^2$. σ_s (МПа): 1 — 0, 2 — 40.

Рис. 3. Относительное измерение напряжений $\Delta V/V = \Delta R/R$ пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ при $I = \text{const}$ под действием сжимающей нагрузки в случае $I \parallel F$ (1, 3) и $I \perp F$ (2) для мостиковой схемы (1, 2) и сплошной пленки (3). $T = 77 \text{ K}$, $V = 100 \mu\text{V}$.

нок зависимость $d^2(F_m)$ не является линейной, а ее наклон уменьшается с увеличением нагрузки. При этом для малых F_m значения $k_m = \Delta d^2 / \Delta F_m$ для пленок и монокристаллов практически совпадают, однако с ростом нагрузки величина k_m для пленок приближается уже к значению k_m для подложек. Существенно, что при малых F_m величина микротвердости для различных пленок $H_f \approx 5 \text{ GPa}$ значительно меньше микротвердости подложек $H_s \approx 17 \text{ GPa}$, что свидетельствует о достоверности измеряемых значений H_f . Кроме того, хорошее согласие результатов для пленок и монокристаллов при малых F_m , по-видимому, свидетельствует о подобии их механических свойств и возможности оценки прочностных характеристик пленок на основании данных для монокристаллов [21]. Примечательно, что подобные же значения микротвердости наблюдаются и для зерен в керамических образцах $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ [22]. Следует еще, конечно, иметь в виду, что понижение температуры опыта от 300 до 77 К приводит к увеличению H [22].

На рис. 2 показан пример изменения ВАХ пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ на подложке SrTiO_3 под действием нагрузки для мостика в случае $I \parallel F$. Как и в [15], при нагружении образца отчетливо наблюдается смещение ВАХ в сторону больших токов, т.е. уменьшение величины V при заданном токе.

Зависимости относительного изменения напряжений на ВАХ $\Delta V/V = \Delta R/R$ от механических напряжений σ_s для случаев $I \parallel F$ и $I \perp F$ представлены на рис. 3. Видно, что знак ΔV зависит от взаимной ориентации I и F , а именно при $I \parallel F$ под действием нагрузки величина V уменьшается (кривая 1), а в случае $I \perp F$, напротив, возрастает (кривая 2). При этом эффект влияния механической нагрузки

на V уменьшается по мере увеличения σ_s . Относительное изменение сопротивления под нагрузкой может достигать примерно 20%. В керамиках изменение $\Delta V/V$ может быть в несколько раз больше [23].

Таким образом, эксперименты показывают наличие заметного обратимого влияния механической нагрузки F на ВАХ монокристаллических пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ с достаточно большой плотностью критического тока ($j_c \approx 2 \cdot 10^6 \text{ A/cm}^2$) при 77 К. При этом нагружение образцов сжатием в случае $I \parallel F$ приводит к понижению сопротивления R при $I > I_c$ и к его повышению, если $I \perp F$. Иначе говоря, определяющим фактором в характере изменения R является знак упругих деформаций (сжатия или растяжения). Аналогичный эффект наблюдался и на керамиках, естественно, с гораздо меньшими значениями j_c [10,11].

Что касается ВТСП-керамик, критический ток и ВАХ которых определяются слабыми связями на границах зерен (гранул) [24,25], то влияние нагрузки на ВАХ может быть связано с изменением «толщины» и «состояния» границ, а также площади «контактов» на них [9,26]. Например, в [26] теоретически рассмотрена модель, в которой ВТСП-керамика представляет собой совокупность соприкасающихся друг с другом сверхпроводящих сфер, площадь контактов которых зависит от механической нагрузки.

В случае же монокристаллических пленок проводимость пленок и значения j_c определяются пиннингом магнитного потока на различных дефектах: точечных, преципитатах, малоугловых границах и главным образом дислокациях [25]. Поэтому в нашем случае можно полагать, что наблюдаемые экспериментально смещения ВАХ при механическом нагружении связаны с изменением силы этого пиннинга в поле упругих деформаций сжатия или растяжения.

Таким образом, полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что упругие деформации при $T < T_c$ влияют на вольт-амперные кривые не только ВТСП-керамик и относительно несовершенных пленок, они могут приводить к значительным эффектам и в случае монокристаллических пленок с критическими токами порядка 10^6 A/cm^2 .

Список литературы

- [1] Hor P.H., Gao L., Meng R.L., Huang Z.J., Wang Y.Q., Forster K., Vassiliou J., Chu C.W., Wu M.K., Ashburn J.R., Torng C.J. Phys. Rev. Lett. **58**, 9, 911 (1987).
- [2] Griessen R. Phys. Rev. **B36**, 10, 5284 (1987).
- [3] Schirber J.E., Ginley D.S., Venturini E.L., Morosin B. Phys. Rev. **B35**, 10, 8709 (1987).
- [4] Барьяхтар В.Г., Григуть О.В., Василенко А.В., Дьяченко А.И., Свистунов В.М., Таренков В.Ю., Черняк О.И. Письма ЖЭТФ **47**, 9, 457 (1988).
- [5] Koch U., Lotter N., Wittig J., Assmus W., Gegenheimer B., Winzer K. Solid State Commun. **67**, 10, 959 (1988).
- [6] Kubiak R., Westerholt K., Pelka G., Bach H., Khan Y. Physica **C166**, 5-6, 523 (1990).
- [7] Almasan C.C., Han S.H., Lee B.W., Paulius L.M., Maple M.B., Veal B.W., Downey J.W., Paulikas A.P., Fisk Z., Schirber J.E. Phys. Rev. Lett. **69**, 4, 680 (1992).
- [8] Лопенко В.И., Кисляк И.Ф., Надик В.Д. ФНТ **15**, 1, 82 (1989).
- [9] Песчанская Н.Н., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. ФТТ **31**, 8, 292 (1989).
- [10] Орлова Т.С., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В., Степанов Ю.П., Чернова С.П. ФТТ **32**, 4, 1031 (1990).

- [11] Smirnov B.I., Orlova T.S., Shpeizman V.V. *J. Mech. Behaviour of Materials* **3**, 4, 245 (1992).
- [12] Lan J.H., Moresko L.L. *IEEE Trans. on Component, Hibrids, and Manufacturing Technol.* **11**, 4, 419 (1988).
- [13] Братухин П.В., Захарченко И.В., Шавкин С.В., Жилин П.В., Евстигнеев В.С. *СФХТ* **3**, 11, 2553 (1990).
- [14] Вороновский А.Н., Дижур Е.М., Ицкевич Е.С. *СФХТ* **3**, 1, 40 (1990).
- [15] Орлова Т.С., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. *ФТТ* **34**, 3, 879 (1992).
- [16] Adrian G., Wilkens W., Adrian H., Maul M. *Supercond. Sci. Technol.* **4**, 2, 169 (1991).
- [17] Tomé-Rosa C., Jakob G., Walkenhorst A., Maul M., Schmitt M., Paulson M., Adrian H. *Z. Phys. B* **83**, 2, 221 (1991).
- [18] Dominec J. *Supercond. Sci. Technol.* **6**, 2, 153 (1993).
- [19] Акустические кристаллы. Справочник / Под ред. М.П.Шаскольской. М. (1982). 632 с.
- [20] Орлова Т.С., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. *ФТТ* **32**, 10, 3163 (1990).
- [21] Fujimoto H., Murakami M., Oyama T., Shiohara Y., Koshizuka N., Tanaka S. *Jap. J. Appl. Phys.* **29**, 10, L1793 (1990).
- [22] Fomenko L.S., Kaufmann H.-J., Lubenens S.V., Natsik V.D., Orlova T.S., Peschanskaya N.N., Shpeizmann V.V., Smirnov B.I. *Acta Universitatis Carolinae-Mathematica et Physica* **32**, 1, 131 (1991).
- [23] Дамм З., Орлова Т.С., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. *ФТТ* **36**, 8, 2465 (1994).
- [24] Жуков А.А., Моцалков В.В. *СФХТ* **4**, 5, 850 (1991).
- [25] Mannhart J. *Springer Series in Solid-State Sciences. Physics of High-Temperature Superconductors* / Ed. S.Mackawa, M.Sato. Springer-Verlag. Berlin, Heidelberg (1992). V. 106. P. 367.
- [26] Мейлихов Е.З. *СФХТ* **4**, 12, 2297 (1991).