

©1994

ОБ ЭФФЕКТЕ БЛИЗОСТИ В КОМПОЗИТАХ Ag-YBaCuO

В.Ю.Таренков, А.И.Дьяченко, А.В.Василенко

Исследованы эффекты перколяционного протекания тока в системах Ag-YBaCuO с концентрацией металлических включений 5–30 объемных процентов. Композиты готовились таким образом, чтобы кластер керамика–металл-керамика не шунтировался джозефсоновскими контактами типа YBCO–YBCO. Это позволило однозначно показать, что при контактных сопротивлениях $R_c \sim 10^{-9} \Omega \cdot \text{см}^2$ эффект близости не вносит существенного вклада в проводимость композита. Причина появления контактного сопротивления на границе керамика–высокопроводящий металл может быть обусловлена большим различием их электронных характеристик.

Как известно [1–5], малые (до 10%) добавки серебра в матрицу иттриевого металлооксида могут существенно улучшить его сверхпроводящие свойства. Чаще всего при этом наблюдаются увеличение размеров гранул и рост плотности критического тока j_c . Имеются попытки трактовать рост j_c как следствие образования новой протекательной структуры, в которой керамические слабые связи в межгранульных областях заменены высокопроводящими металлическими включениями [1,3]. Для такой ситуации большую роль должен играть эффект близости между керамикой и металлом.

Однако реализации полноценного эффекта близости в контактах купрат–нормальный металл может воспрепятствовать существенное отличие электронных характеристик контактирующей пары. В особенности это относится к контактам в направлении оси c . Отражение электронов от границы купрат/серебро приводит к контактному сопротивлению

$$R_c \approx R_Q \lambda_F^2 \left(V_F^{\text{Ag}} / V_F^{\text{YBCO}} \right),$$

где $R_Q = \hbar/4e^2 \approx 1 \text{ k}\Omega$ — «квант сопротивления», $\lambda_F = 2\pi/k_F$ — дебройлевская длина волны электрона в купрате, V_F^{Ag} и V_F^{YBCO} — фермиевские скорости в серебре и в YBCO. Для типичных значений параметров в керамиках ($k_F \sim 3 \cdot 10^7 \text{ см}^{-1}$, $V_F^{\text{Ag}} / V_F^{\text{YBCO}} \sim 0.1$) величина $R_c \leq 10^{-10} \Omega \cdot \text{см}^2$. В результате даже при самой совершенной технологии невозможно устранить это остаточное контактное сопротивление, что должно существенно сказаться на эффекте близости в композитах керамика–серебро, если протекание тока происходит преимущественно в c -направлении. Для контактов в ab -плоскости отношение $V_F^{\text{Ag}} / V_F^{\text{YBCO}} \approx 2$ [6], поэтому ожидаемая величина R_c почти на порядок меньше и эффект близости существенно возрастает. Относительный

вклад ab - и c -контактов в проводимость композита зависит от структуры перколяционного кластера.

Исследования эффектов перколяции для системы $Ag-YBaCuO$, выполненные ранее [4,5], использовали технологические режимы, не устраняющие образование непосредственного контакта гранул в композитах. Поэтому в таких композитах при температуре ниже T_c купрата протекательный канал из цепочек $YBaCuO-Ag-YBaCuO$ шунтировался сверхпроводящим кластером $YBaCuO-YBaCuO$. При этом самая интересная информация о свойствах контактов SN -типа, образованных зернами керамики и металлическими включениями при $T < T_c$, оставалась недоступной для исследователя.

В данной работе для получения композиционных образцов использовался такой технологический процесс, в результате которого проводимость в образце возникала преимущественно в цепях $Ag-YBaCuO-Ag$ и практически отсутствовала непосредственно между гранулами керамики. Это дало возможность детально исследовать характеристики контактов $Ag-YBaCuO$ в «естественных» условиях и установить действительную роль эффекта близости в таких композитах.

Образцы для исследований готовились следующим образом. Порошок однофазной керамики 123 тщательно перемешивался с порошком мелкодисперсного серебра. Далее из полученной смеси под давлением 20–30 кбар прессовались пластинки размером $10 \times 1 \times 0.1$ мм, которые отжигались в течение 10 мин при температуре $650^\circ C$ и до 2 ч при $T = 420^\circ C$ в атмосфере кислорода. Подобный режим отжига обеспечивал малое контактное сопротивление между серебряными включениями и $YBaCuO$. Как показали измерения, температурная зависимость сопротивления $R(T)$ для контрольного образца, не содержащего включений Ag , имеет полупроводниковый характер. Большое значение $\rho_{300} \sim 10^{-2} \Omega \cdot cm$ и отсутствие заметной особенности в $R(T)$ -переходе при $T = T_c$ зерен указывают на то, что сопротивление этого образца обусловлено в основном сопротивлением межзеренных границ.

Другая ситуация возникала для керамики с примесью серебра. На рис. 1 представлены $R(T)$ -характеристики образцов с различным содержанием Ag . Для всех концентраций серебра наблюдался скачок в сопротивлении при температуре $T \approx 91$ К, что соответствует температуре перехода в сверхпроводящее состояние зерен керамики. По величине скачка в $R(T)$ и известной концентрации металлических включений p можно оценить значение контактного сопротивления R_c , используя его в качестве подгоночного параметра в соотношении для проводимости системы $Ag-YBCO$, полученном в модели эффективной среды [7]

$$\sigma_{Ag-YBCO} = \frac{\sqrt{B^2 + 4\beta\sigma_1\sigma_2} - B}{2\beta}, \quad (1)$$

где

$$B = \left[p(\sigma_2 - \beta\sigma_1) - q(\beta\sigma_2 - \sigma_1) \right],$$

$$\sigma_1(T) = \frac{\sigma_{Ag}}{\left[1 + \alpha_{Ag}(T - T_0) \right]}$$

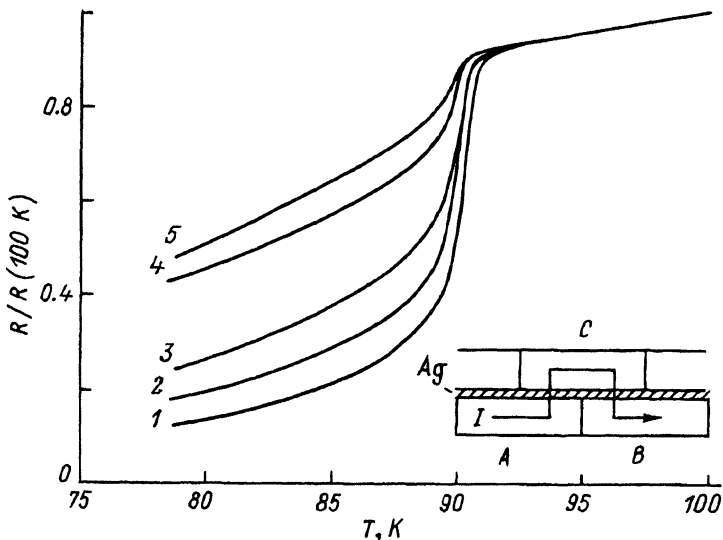


Рис. 1. $R(T)$ -характеристики образцов Ag-YBCO с различным содержанием серебра.
 $p = 8$ (1), 10 (2), 12 (3), 15 (4), 20% (5).

— проводимость серебряных включений,

$$\sigma_2(T) = \left[\rho_Y(T) + \frac{R_c}{a_0} \right]^{-1}$$

— эффективная проводимость гранул YBaCuO с учетом переходного сопротивления R_c контактов Ag-YBaCuO; $\rho_Y(T)$ — удельное сопротивление гранул YBaCuO, температурная зависимость которого вычислялась по формуле

$$\rho_Y(T) = \left[1 + \alpha_{YBCO}(T - T_0) \right] \cdot \rho_{YBCO}(T_0) f(T/T_c),$$

где

$$f(x) = \frac{x^N}{1 + x^N}.$$

Здесь $\beta = z/2 - 1$ — координационное число; $z = 6$ — число ближайших соседей для гранулы в керамике; $q = 1 - p$; p — объемная концентрация Ag; $s = 5 \cdot 10^{-4} \text{ cm}^2$ — средняя площадь контакта; $\rho_{Ag} = 10^{-6}$ и $\rho_{YBCO} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}$ — удельные проводимости при $T = 300 \text{ K}$ массивного серебра и YBCO-керамики соответственно, $N = 200$ — показатель степенной функции $f(x)$, выбранный для наилучшей аналитической аппроксимации $R(T)$ -зависимости сверхпроводящего перехода YBaCuO; $\alpha_{Ag} = 5 \cdot 10^{-2}$ и $\alpha_{YBCO} = 10^{-2} \text{ K}^{-1}$ — температурные коэффициенты сопротивления Ag и YBaCuO соответственно; $T_0 = 300 \text{ K}$.

Полученная с помощью подгонки к экспериментальным $R(T)$ -кривым при разных концентрациях Ag величина $R_c \approx 10^{-9} \text{ } \Omega \cdot \text{cm}^2$ совпадает со значением переходного сопротивления одиночного контакта, приготовленного методом высокотемпературного отжига. Таким

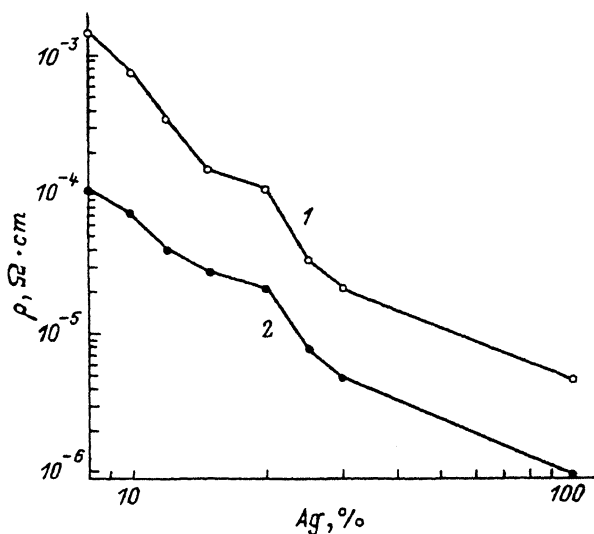


Рис. 2. Зависимости величины удельного сопротивления ρ образцов Ag-YBCO от концентрации включений серебра p при $T = 300$ (1) и 77 К (2).

образом; мы имеем возможность исследовать характеристики кластера Ag-YBaCuO, обладающего таким же контактным сопротивлением, что и в высокотемпературно отожженном материале.

На рис. 2 представлена зависимость величины удельного сопротивления образцов ρ при $T = 300$ К от концентрации включений серебра p . На кривой $\rho(p)$ заметна особенность в районе 19% Ag. Положение этой особенности связано с порогом протекания по серебру в трехмерном композите высокоомная керамика-серебро [4,5]. Но подобная же зависимость наблюдается и для температуры $T = 77$ К, когда гранулы находились в сверхпроводящем состоянии (рис. 2). Это связано с заметным контактным сопротивлением R_c , которое приводит к конечной эффективной проводимости гранул $\sigma_2 \approx a_0/R_c$.

Появление эффекта близости в структуре контактов Ag-YBaCuO-Ag должно выражаться в отличии характера зависимости $\rho(p)$ ниже температуры перехода зерен керамики в сверхпроводящее состояние T_c от этой же зависимости выше T_c . Если часть кластера перейдет в сверхпроводящее состояние, то это сдвинет точку порога протекания на зависимости $\rho(p)$ вправо. Но на зависимостях $\rho_{300}(p)$ и $\rho_{77}(p)$ (рис. 2) концентрации серебра, соответствующие порогу протекания, совпадают. Отсутствие изменений при переходе через T_c указывает на малое влияние эффекта близости на проводимость композита. Это подтверждается также омическим характером вольт-амперных характеристик образцов, снятых при $T = 77$ К.

Таким образом, контакты YBCO/Ag/YBCO при переходном сопротивлении $R_c \sim 10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}^2$ и температуре 77 К являются нормальными и не могут переносить бездиссипативный ток. Соответственно наблюдаемое [1-3] увеличение плотности критического тока в композитах Ag-YBCO при малых концентрациях серебра нельзя отнести к образованию более «эффективных» контактов SNS-типа, а улучшение

ние межгранульных контактов объясняется другими факторами, например увеличением стехиометрии по кислороду в области интерфейса Ag/YBCO . При высоких температурах может также сказаться эффект торможения крипа потока, вызванный наличием в композите высокопроводящих микровключений [2].

Но, несмотря на то что эффект близости не реализуется и сопротивление интерфейса Ag/YBCO оказывается конечным, простая мысль заменить в токовом протекательном пути нормальный металл сверхпроводником и получить значительный выигрыш в сопротивлении может быть реализована для композита $\text{Ag}-\text{YBaCuO}$. Для этого металлические включения должны быть сильно вытянуты в направлении протекания тока, соединяя тонкие пластины купрата как раствор, связывающий кирпичи в кирпичной кладке (вставка на рис. 1). Благодаря протеканию тока по пути $A-C-B$ сопротивление этого участка пути уменьшается как отношение толщины t к длине L серебряной прослойки. В таком случае удельное сопротивление композита в области сверхпроводимости гранул существенно уменьшается

$$\rho_{\text{Ag-YBCO}} \approx (d/L^2) (\rho_{\text{Ag}} t + R_c), \quad (2)$$

где L — длина, d — толщина гранул. При $L \sim 30 \mu\text{m}$, $L/d \sim 0.03$ и $R_c \approx 10^{-9} \Omega \cdot \text{cm}^2$ удельное сопротивление $\rho_{\text{Ag-YBCO}} \sim 10^{-8} \Omega \cdot \text{cm} \ll \rho_{\text{Ag}}$. Согласно (2), при $R_c \approx 10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}^2$, что близко к теоретическому пределу, и параметре $d/L^2 \sim 1 \text{cm}^{-1}$ в принципе можно получить композит с удельным сопротивлением $\rho_{\text{Ag-YBCO}} = 10^{-10} \Omega \cdot \text{cm}$.

Структура типа кирпичной кладки («плетеного каната») реализуется также в текстурированных керамиках [8], полученных в градиенте температуры. Однако такие образцы обладают крайне низкими механическими характеристиками. В композиционных материалах керамика-серебро наряду с малыми потерями и стабильностью эффективного сопротивления к магнитным полям механические свойства значительно выше.

Список литературы

- [1] Singh J.P., Leu H.J., Poeppel R.B., van Voorhees E., Goudey G.T., Winsley K., Shi D. // J. Appl. Phys. 1989. V. 66. N 7. P. 3154–3159.
- [2] Таренков В.Ю., Дьяченко А.И., Черняк О.И., Афанасьев Д.Н., Василенко А.В., Климов В.В., Свистунов В.М. // СФХТ. 1989. Т. 2. № 11. С. 79–87.
- [3] Savvides N., Katsaros A., Dou S.X. // Physica C. 1991. V. 179. P. 361–368.
- [4] Xiao G., Streitz F.N., Cieplak M.Z., Bakhshai A., Gavrin A., Chien C.L. // Phys. Rev. B. V. 38. N 1. P. 776–779.
- [5] Dwir B., Pavuna D., Affronte M., Berger H., Tholence J.L. // J. Superconductivity. 1989. V. 2. N 3. P. 419–426.
- [6] Hass N., Ilzicer D., Deutscher G., Desgardin G., Monot I., Weger M. // J. Superconductivity. 1992. V. 5. N 2. P. 191–194.
- [7] Шкловский Б.И., Эфрос А.Л. Электронные свойства легированных полупроводников. М.: Наука, 1979. 516 с.
- [8] Willen D.W.A., Salama K. // Physica C. 1992. V. 201. P. 311–319.