

Кроссовер „чистый“–„грязный“ предел в сети слабых $S-N-S$ -связей на примере композитов $Y_{3/4}Lu_{1/4}Ba_2Cu_3O_7 + BaPb_{1-x}Sn_xO_3$ ($0 \leq x \leq 0.25$)

© М.И. Петров, Д.А. Балаев, Д.М. Гохфельд, К.А. Шайхутдинов, С.В. Осипцев, К.С. Александров

Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук, 660036 Красноярск, Россия

E-mail: smp@iph.krasn.ru

(Поступила в Редакцию 5 февраля 2004 г.)

Приготовлены композиты из ВТСП $Y_{3/4}Lu_{1/4}Ba_2Cu_3O_7$ и металлооксида $BaPb_{1-x}Sn_xO_3$ ($0 \leq x \leq 0.25$), обладающие сетью слабых связей $S-N-S$ -типа (где S — сверхпроводник, N — нормальный металл). В несверхпроводящем компоненте композита с увеличением x происходит рост удельного электросопротивления ρ и, следовательно, уменьшается длина свободного пробега носителей l . Исследование зависимостей $\rho(T)$ и анализ температурных зависимостей критического тока композитов в рамках теории де Жена для $S-N-S$ -переходов показали, что в сети слабых связей композитов имеет место кроссовер „чистый“ ($l \geq L$)–„грязный“ ($l \leq L$) предел (L — эффективная протяженность N -прослоек между ВТСП-гранулами).

Работа выполнена при частичной поддержке СО РАН в рамках Лаврентьевского конкурса молодежных проектов 2002 г.

Общепризнано, что в ВТСП-керамике естественные межкристаллитные границы, формирующие слабые связи джозефсоновского типа, определяют транспортные свойства поликристалла. Учитывая противоречивость мнений о природе границ в поликристаллических ВТСП (металл, диэлектрик и др.), существующих в литературе [1–12], можно заключить, что их проводимость определяется технологическими факторами. На основании анализа транспортных свойств нами было однозначно доказано, что в случае стандартной технологии синтеза поликристаллического ВТСП со структурой 1-2-3 образуются естественные межкристаллитные границы металлического типа [5,10–12]. Однако целенаправленного создания и изучения транспортных свойств сети слабых $S-N-S$ -связей в поликристаллических ВТСП в „чистом“ пределе, когда длина свободного пробега носителей l в металле (N) больше геометрической протяженности N -прослоек L ($l \geq L$ [13]), либо в „грязном“ пределе ($l \leq L$ [13]) проведено не было. В композитах на основе ВТСП несверхпроводящий компонент является материалом, формирующим границы между сверхпроводящими (S) кристаллитами [6–12,14–18]. Тип несверхпроводящего компонента (металл [6,8,9,16–18], диэлектрик [14–15]) и определяет транспортные свойства композита в целом.

В работе [11] исследовались транспортные свойства композитов $Y_{3/4}Lu_{1/4}Ba_2Cu_3O_7 + BaPbO_3$. Было показано, что эти композиты обладают сетью слабых связей $S-N-S$ -типа, причем транспортные свойства композита определяются некой эффективной N -прослойкой, толщина которой L зависит от объемной концентрации металла. На основании согласия экспериментальных температурных зависимостей критическо-

го тока $j_c(T)$ композитов с теоретическими $j_c(T)$ для „чистых“ $S-N-S$ -переходов [19] была оценена эффективная протяженность N -прослоек в этих композитах. Она монотонно (пропорционально $V^{1/3}$, где V — объемная концентрация несверхпроводящего компонента) возрастает с $\sim 40 \text{ \AA}$ для композита с 4 vol.% $BaPbO_3$ до $\sim 125 \text{ \AA}$ для образцов с 45 vol.% $BaPbO_3$ [9]. Эти значения L использованы в данной работе для сравнения с величиной длины свободного пробега в несверхпроводящем компоненте композитов.

Исследование вольт-амперных характеристик (ВАХ) [16] и критического тока [17] композитов $YBCO + BaPbO_3$ и $YBCO + BaPb_{0.9}Sn_{0.1}O_3$ и их анализ в рамках теорий для $S-N-S$ -переходов [20–23] дали основание утверждать, что в случае $BaPbO_3$ в композитах реализуется сеть $S-N-S$ -переходов в „чистом“ пределе, а в случае $BaPb_{0.9}Sn_{0.1}O_3$ — в эффективно „грязном“ пределе. По мнению авторов, интересно проследить последовательный плавный переход от „чистого“ к „грязному“ пределу в композитах ВТСП + $BaPb_{1-x}Sn_xO_3$, уменьшая проводимость металлооксида $BaPbO_3$ путем частичного замещения свинца оловом ($0 \leq x \leq 0.25$). В данной работе сравниваются транспортные свойства композитов с одинаковой объемной концентрацией $BaPb_{1-x}Sn_xO_3$, но с различным x . Все композиты были приготовлены за один технологический цикл. Поэтому влияние функции распределения N -прослоек по геометрическим размерам одинаково для всех композитных образцов одной серии и все изменения транспортных свойств композитов можно объяснить модификацией физических свойств (в частности, электросопротивления) несверхпроводящего компонента $BaPb_{1-x}Sn_xO_3$, формирующего слабые связи между ВТСП-кристаллитами.

1. Эксперимент

1.1. Синтез и электросопротивление $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$. $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ с различными значениями x был получен методом твердофазного синтеза из BaO_2 , PbO , SnO_2 при температуре 950°C в течение 160 h с тринадцатью промежуточными помолками. Ранее с помощью мессбауэровской спектроскопии было установлено [17], что такой режим обеспечивает надежное „растворение“ атомов олова в структуре перовскита BaPbO_3 . Мессбауэровские спектры по изотопу Sn^{119} для $x = 0.1$ приведены в работе [17]. В описываемом нами эксперименте синтезирована серия образцов с $x = 0, 0.37, 0.125, 0.25$. Выбор значений x обоснован далее. Все образцы были приготовлены одновременно. Дебаграммы полученных металлооксидов имеют рефлексы, соответствующие только структуре BaPbO_3 . В таблице приведены значения удельного электросопротивления ρ при 5 и 77 K для $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$.

С ростом x от 0 до 25 at.% наблюдается увеличение ρ практически на порядок. Поскольку структура $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ при этом не меняется, возрастание удельного сопротивления происходит вследствие уменьшения длины свободного пробега носителей l [24]. Для монокристалла BaPbO_3 в работе [25] с помощью классического выражения

$$l = 3^{1/3} \pi^{2/3} \hbar e^{-2} \rho^{-1} n^{-2/3} \quad (1)$$

(где \hbar — постоянная Планка, e — заряд электрона, n — концентрация носителей) было получено значение $l = 220 \text{ \AA}$. Известно, что в поликристаллах $\text{Ba}(\text{Pb}_{1-x}\text{V}_x)\text{O}_3$ рассеяние носителей на межзеренных границах приводит к дополнительному увеличению абсолютного значения ρ [26–28]. Видимо, поэтому подстановка значений ρ наших образцов в выражение (1) приводит к искусственно заниженным величинам длины свободного пробега (меньше постоянной решетки). По мнению авторов, целесообразно рассчитать эффективную длину свободного пробега l_{eff} , зависящую от наиболее вероятного расстояния r между внедренными атомами Sn в $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$. Тогда, учитывая тот факт, что в поликристалле длина свободного пробега меньше, чем в монокристалле, вычислим l_{eff} по формуле

$$l_{\text{eff}}^{-1} = e^{-1} + r^{-1}, \quad (2)$$

где $l = 220 \text{ \AA}$ для BaPbO_3 [25], а наиболее вероятное расстояние r определялось с помощью выражения $r = ax^{-1/3}$ (x — атомные доли Sn, $a = 4.268 \text{ \AA}$ — постоянная решетки, определенная из дебаграмм и совпадающая с данными работы [29]). В таблице приведены значения r и l_{eff} , вычисленные по этой схеме.

1.2. Приготовление композитов на основе ВТСП и $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$. ВТСП состава $\text{Y}_{3/4}\text{Lu}_{1/4}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ был приготовлен по стандартной технологии. Синтез $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ описан выше. Композиты готовились по следующей схеме, названной нами

Параметры несверхпроводящих компонентов $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ композитов

x	ρ (5 K), $\Omega \cdot \text{cm}$	ρ (77 K), $\Omega \cdot \text{cm}$	Маркировка	$r, \text{ \AA}$	$l_{\text{eff}}, \text{ \AA}$
0	0.0069	0.0057	Sn0	—	220
0.037	0.0085	0.0068	Sn0.037	12.8	12.1
0.125	0.0130	0.0130	Sn0.125	8.5	8.2
0.25	0.0590	0.0537	Sn0.25	4.3	4.2

Примечание. ρ — удельное электросопротивление, r — наиболее вероятное расстояние между атомами Sn, l_{eff} — эффективная длина свободного пробега, определенная с помощью (2).

методикой быстрого спекания. Смесь порошкообразных компонентов будущего композита, взятых в нужных пропорциях, тщательно перемешивалась в агатовой ступке и затем прессовалась в таблетках. Далее прессованные таблетки на предварительно разогретых лодочках помещались в печь, нагретую до 930°C , где выдерживались в течение 5 min. После высокотемпературного спекания образцы помещались в другую печь при 400°C на 6 h и затем охлаждались до комнатной температуры вместе с печью. Этот режим обеспечивает восстановление исходной стехиометрии ВТСП-структуры 1-2-3 по кислороду, поскольку потеря кислорода при спекании весьма вероятна [30]. Были приготовлены композиты с объемным содержанием $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ $V = 7.5, 15, 30, 37.5$ и 45% , причем образцы с различным x и одинаковым V спекались и насыщались кислородом одновременно. В данной работе композитные образцы обозначены как $S + V\text{Sn}_x$. Здесь Sn_x — маркировка несверхпроводящего компонента (см. таблицу), объемное содержание ВТСП $\text{Y}_{3/4}\text{Lu}_{1/4}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ равно $100\% - V$. На дебаграммах полученных композитов обнаружены только рефлексы двух фаз исходных ингредиентов. Электронная микроскопия композитов показала, что средний размер ВТСП-кристаллитов в композите составляет $\sim 1.5 \mu\text{m}$. Температура сверхпроводящего перехода композитов, определенная из магнитных измерений, составила 93.5 K , что соответствует T_C исходного $\text{Y}_{3/4}\text{Lu}_{1/4}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$.

1.3. Измерение транспортных свойств композитов. Измерения зависимостей электросопротивления от температуры $R(T)$ проводились стандартным четырехзондовым методом. Типичный размер образца $1.5 \times 1.5 \times 12 \text{ mm}$, расстояние между потенциальными контактами $\sim 10 \text{ mm}$. Переход в сверхпроводящее состояние регистрировался с точностью $\sim 10^{-6} \Omega \cdot \text{cm}$. Критический ток j_C определялся на начальном участке ВАХ по стандартному критерию $1 \mu\text{V/cm}$ [23].

2. Результаты и обсуждение

2.1. Транспортные свойства композитов ВТСП + $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$. На рис. 1 приведены зависимости $R(T)$ композитов, нормированные на значение R

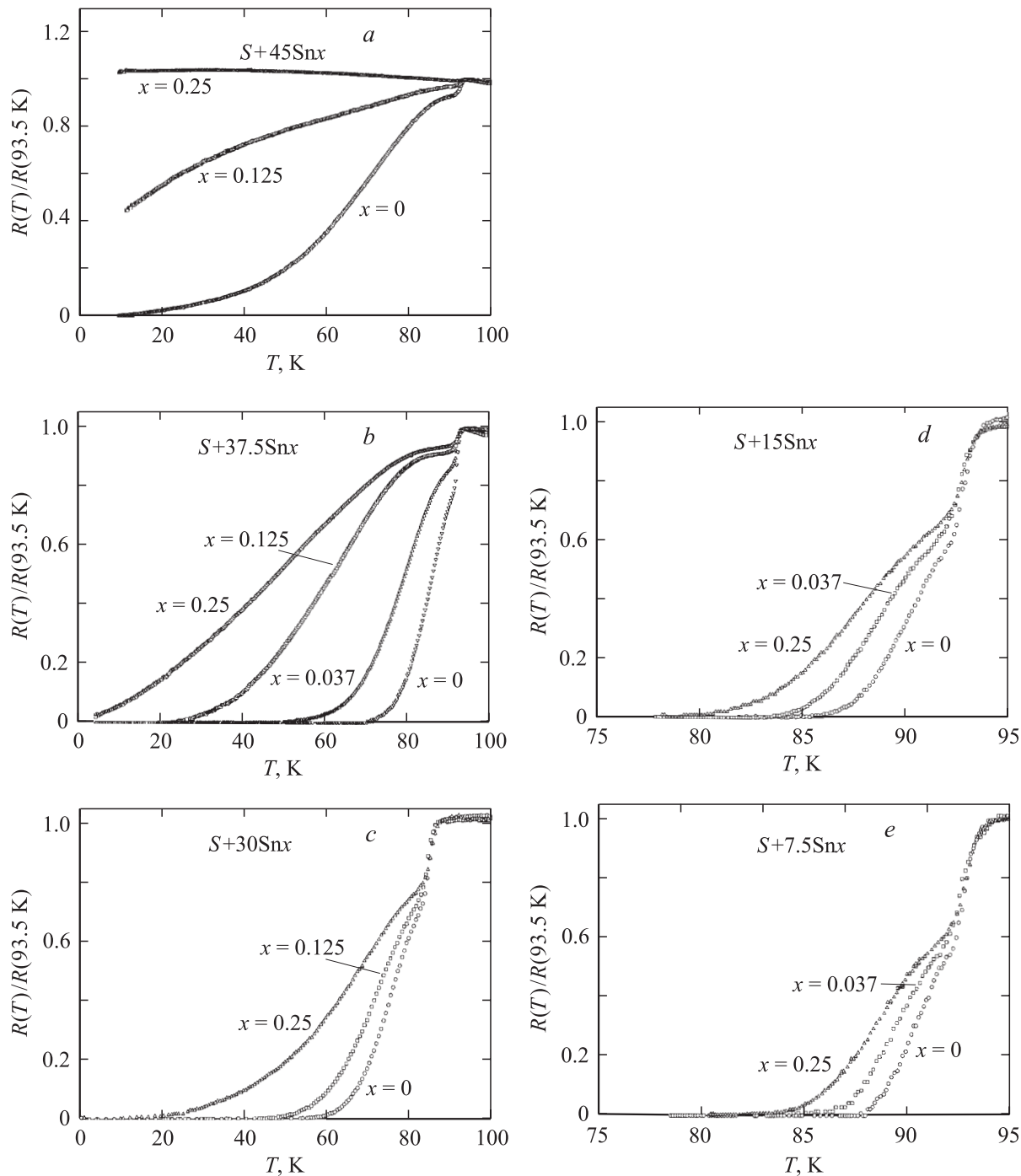


Рис. 1. Зависимости электросопротивления композитов $S + VSnx$ от температуры, нормированные на значение R при 93.5 К. V , %: $a - 45$, $b - 37.5$, $c - 30$, $d - 15$, $e - 7.5$.

при $T = 93.5$ К. При этой температуре, совпадающей с T_C , найденной при магнитных измерениях, наблюдается скачок электросопротивления, соответствующий сверхпроводящему переходу в ВТСП-кристаллитах. Вторая, плавная часть зависимости $R(T)$ отражает переход слабых связей в сверхпроводящее состояние. Температура исчезновения электросопротивления T_{C0} сильно зависит от величины измерительного тока j , что характерно для слабой сверхпроводимости. Влияние транспортного

тока на вид зависимости $R(T, j)$ исследовалось ранее на других композитах, приготовленных методом быстрого спекания [25–27]. Зависимости $R(T)$, приведенные на рис. 1, измерены при значении $j = 5 \text{ mA/cm}^2$ (эта величина выбрана из соображения приемлемого отношения сигнал/шум), меньше которого $R(T)$ уже не зависит от j . ВАХ всех композитов, включая $S + 45\text{Sn}0.25$, на этом температурном участке $T_{C0} - T_C$ нелинейны, что характерно для джозефсоновских связей. Композиты

серии $S + 45\text{Sn}_x$ уже при температуре 4.2 К находятся в резистивном состоянии. Причина смещения порога протекания по сверхпроводящему компоненту в область большего содержания сверхпроводника в композитах, синтезированных методом быстрого спекания, обсуждалась в работах [30,31].

Ранее в работах [9,28] было показано, что увеличение объемной концентрации металла (в данном случае $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$) в композите приводит к понижению температуры T_{C0} вследствие увеличения эффективной протяженности металлических слабых связей. Данные по электросопротивлению для различных x на рис. 1 сгруппированы вместе для каждой объемной концентрации $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$. Влияние функции распределения по геометрическим параметрам $S-N-S$ -контактов в композитах одинаково в силу тождественности технологии. Поэтому уменьшение T_{C0} и модификация зависимостей $R(T)$ для одной серии образцов в данном случае зависят только от изменения проводимости несверхпроводящего компонента (или в конечном счете от изменяемой длины свободного пробега в материале N -прослоек между ВТСП-кristаллитами).

В композитах $S + 37.5\text{Sn}_x$ с увеличением концентрации олова в металлооксиде до наибольшей ($x = 0.25$) изменение температуры T_{C0} составляет ~ 70 К. В композитах с меньшей концентрацией металла эффект сдвига T_{C0} уменьшается: ~ 30 К для $S + 30\text{Sn}_x$, ~ 7 К для $S + 15\text{Sn}_x$ и ~ 5 К для $S + 7.5\text{Sn}_x$. Известно, что для $S-N-S$ -переходов с уменьшением протяженности N -прослоек влияние их прозрачности на транспорт сверхпроводящего тока становится меньше [13,19,23]. Это отчетливо проявляется на температурных зависимостях электросопротивления композитов.

2.2. Анализ температурных зависимостей критического тока композитов. Температурная зависимость критического тока позволяет идентифицировать характер слабой связи лучше, чем, например, абсолютное значение критического тока, даже для одиночного перехода [13,23,32,33], а тем более для случайной сети слабых связей. Обработка экспериментальных данных для $S-N-S$ -переходов в рамках теории де Жена [22] дает возможность косвенно оценить физические параметры переходов: длину свободного пробега носителей и геометрическую протяженность N -прослойки [8,17,33–37]. Логично применить такой подход к композитам, исследуемым в данной работе.

При температурах, не слишком далеких от T_C , критический ток $S-N-S$ -контакта в теории де Жена, согласно [22,23,35–37], определяется выражением

$$j_C(T) = k(1 - T/T_C)^2 \frac{L/\xi_N}{\sin h(L/\xi_N)}, \quad (3)$$

где k — константа, найденная в [22,23,35–37]. В случае сети переходов она играет роль нормировочного множителя, ξ_N — длина когерентности в нормальном металле,

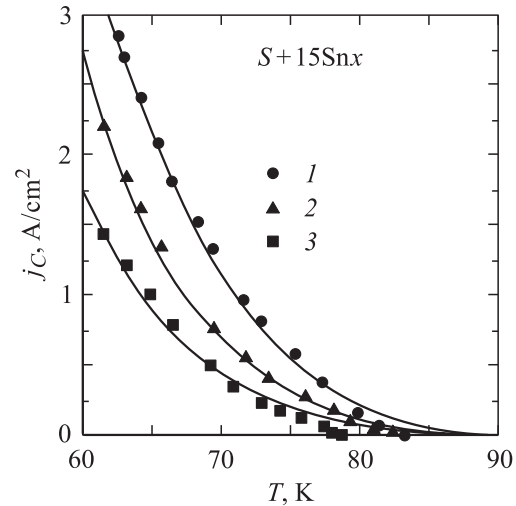


Рис. 2. Экспериментальные температурные зависимости критического тока композитов $S + 15\text{Sn}_x$ с $x = 0$ (1), 0.037 (2) и 0.25 (3). Сплошные кривые — результаты наилучшей подгонки по теории де Жена с помощью формул (3)–(5) при $L = 100 \text{ \AA}$ и $l = 220$ (1), 11 (2) и 4.2 \AA (3).

определяющаяся как [35–37]

$$\xi_N = \hbar V_f / 2\pi k_B T \quad (4)$$

для „чистой“ N -прослойки и

$$\xi_N = (\hbar V_f l / 6\pi k_B T)^{1/2} \quad (5)$$

для „грязной“ N -прослойки. В (4), (5) k_B — константа Больцмана, V_f — фермиевская скорость в нормальном металле. Значение V_f для $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ было получено из соотношения $V_f = \hbar 3^{1/3} \pi^{2/3} n^{1/3} m^{-1}$ (m — масса электрона) при $n = 1.4 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ по данным работы [25]. Эффективная протяженность N -границ для композита 85 vol.% $\text{Y}_{3/4}\text{Lu}_{1/4}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7 + 15 \text{ vol.}\% \text{ BaPbO}_3$ в работе [11] была получена равной $L \approx 100 \text{ \AA}$. Эти значения использованы при описании экспериментальных зависимостей $j_C(T)$, поскольку процедуры приготовления композитов в данной работе и в [11] идентичны. Таким образом, кроме нормировочного множителя в (3) остается один подгоночный параметр — l .

Экспериментальные зависимости $j_C(T)$ образцов $S + 15\text{Sn}_x$ приведены на рис. 2 вместе с результатами подгонки по теории де Жена. Кривая, описывающая зависимость $j_C(T)$ образца $S + 15\text{Sn}_0$ в области температур 60–80 К, вычислена по формулам (3) и (4). Использование выражения (4) для ξ_N в случае композита с 15 vol.% BaPbO_3 без примесей оправдано, поскольку величины l (220 \AA для BaPbO_3 [25]) и L ($\sim 100 \text{ \AA}$) удовлетворяют условию „чистого“ $S-N-S$ -контакта: $l \geq L$. Сплошные кривые на рис. 2, удовлетворительно описывающие экспериментальные зависимости $j_C(T)$ композитов $S + 15\text{Sn}_0.037$ и $S + 15\text{Sn}_0.25$, являются наилучшей подгонкой с помощью выражений (3) и (5) при

значениях l , равных соответственно 11 ± 3 и $4.2 \pm 1 \text{ \AA}$. Эти величины близки к рассчитанной нами эффективной длине свободного пробега l_{eff} в $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ (см. таблицу). Для композитов $S + 7.5\text{Sn}_x$ также получено хорошее согласие экспериментальных и теоретических зависимостей $j_C(T)$: для образца $S + 7.5\text{Sn}0$ при $L = 80 \text{ \AA}$ и использовании выражения для $\xi_N(T)$ „чистой“ N -прослойки (4); для образца $S + 7.5\text{Sn}0.25$ при значении $l = 4.2 \pm 1 \text{ \AA}$ и использовании выражения (5) для $\xi_N(T)$. Можно заключить, что обработка экспериментальных зависимостей $j_C(T)$ по теории де Жена вблизи T_C косвенно подтверждает значения длины свободного пробега в $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$, определенные выше (см. подраздел 1.1 и таблицу). Как видно, неравенство $l_{\text{eff}} < L$ ($L \sim 80-125 \text{ \AA}$) выполняется для композитов с $\text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$ уже при $x = 0.037$. При $x \geq 0.125$ выполняется более строгое неравенство $l_{\text{eff}} \ll L$ (диффузный предел [38,39]). Таким образом, в сети слабых $S-N-S$ -связей в композитах $\text{Y}_{3/4}\text{Lu}_{1/4}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7 + \text{BaPb}_{1-x}\text{Sn}_x\text{O}_3$, исследованных в данной работе, реализуется кроссовер „чистый“–„грязный“ предел при возрастании содержания олова от 0 до 0.25 at.%. В дальнейшем мы планируем описать полученные результаты с помощью теорий для ВАХ $S-N-S$ -слабых связей с варьируемой длиной свободного пробега в N -прослойке.

Авторы благодарят А.Д. Васильева и А.Ф. Бовину за проведение рентгеноструктурных исследований, О.А. Баякова за проведение мессбауэровских исследований, Л.И. Квеглис за электронную микроскопию образцов, Н.И. Кириенко за участие в проведении эксперимента, С.А. Сацук и С.И. Попкова за помощь при обсуждении результатов. М.И. Петров и Д.М. Гохфельд благодарят Р. Кюммеля (R. Kümme, Universität Würzburg, Germany) за полезные дискуссии по проблеме кроссовера в $S-N-S$ -переходах.

Список литературы

- [1] J. Mannhart, P. Chaudhary, D. Dimos, C.C. Tsuei, T.R. McGuire. *Phys. Rev. Lett.* **61**, 21, 2476 (1988).
- [2] R. Nicolisky. *Cryogenics* **29**, 3, 388 (1989).
- [3] J.W.C. De Vries, G.M. Stolmann, M.A.M. Gijs. *Physica C* **157**, 406 (1989).
- [4] R. Gross, P. Chaudhari, D. Dimos, A. Gupta, G. Koren. *Phys. Rev. Lett.* **64**, 2, 228 (1990).
- [5] M.I. Petrov, S.N. Krivomazov, B.P. Khrustalev, K.S. Aleksandrov. *Solid State Commun.* **82**, 6, 453 (1992).
- [6] З. Дамм, Т.С. Орлова, Б.И. Смирнов, В.В. Шпейсман. *ФТТ* **36**, 8, 2465 (1994).
- [7] Ю.Ф. Ревенко, А.И. Дьяченко, О.В. Григуть, В.М. Свистунов. *Письма в ЖТФ* **14**, 22, 2094 (1988).
- [8] J.J. Calabrese, M.A. Dubson, J.C. Garland. *J. Appl. Phys.* **72**, 7, 2958 (1992).
- [9] J. Jung, M.A.-K. Mohamed, I. Isaak, L. Friedrich. *Phys. Rev. B* **49**, 17, 12188 (1994).
- [10] M.I. Petrov, D.A. Balaev, B.P. Khrustalev, K.S. Aleksandrov. *Physica C* **235–240**, 3043 (1994).
- [11] M.I. Petrov, D.A. Balaev, S.V. Ospishchev, K.A. Shaihtudinov, B.P. Khrustalev, K.S. Aleksandrov. *Phys. Lett. A* **237**, 85 (1997).
- [12] М.И. Петров, Д.А. Балаев, Д.М. Гохфельд, К.А. Шайхутдинов, К.С. Александров. *ФТТ* **44**, 7, 1179 (2002).
- [13] K.K. Likharev. *Rev. Mod. Phys.* **51**, 1, 101 (1979).
- [14] D. Berling, B. Loegel, A. Mehdaoui, S. Regnier, C. Cananoni, J. Marfaing. *Supercond. Sci. Technol.* **11**, 1292 (1998).
- [15] H. Nadifi, A. Ouali, C. Grigorescu, H. Faqir, O. Monneraau, L. Tortet, G. Vacquier, C. Boulesteix. *Supercond. Sci. Technol.* **13**, 1174 (2000).
- [16] M.I. Petrov, D.A. Balaev, D.M. Gonfeld, S.V. Ospishchev, K.A. Shaihtudinov, K.S. Aleksandrov. *Physica C* **314**, 51 (1999).
- [17] М.И. Петров, Д.А. Балаев, С.В. Оспищев, К.С. Александров. *ФТТ* **42**, 5, 791 (2000).
- [18] D.A. Balaev, S.V. Ospishchev, M.I. Petrov, K.S. Aleksandrov. *Supercond. Sci. Technol.* **16**, 1, 60 (2003).
- [19] U. Gunsenheimer, U. Schüssler, R. Kümme. *Phys. Rev. B* **49**, 9, 6111 (1994).
- [20] R. Kümme, U. Gunsenheimer, R. Nicolisky. *Phys. Rev. B* **42**, 7, 3992 (1990).
- [21] L.A.A. Pereira, R. Nicolisky. *Physica C* **282–287**, 2411 (1997).
- [22] P.G. de Gennes. *Rev. Mod. Phys.* **36**, 225 (1964).
- [23] A. Barone, J. Paterno. *Physics and Application of the Josephson Effect*. Wiley, N.Y. (1982). [А. Бароне, Дж. Патерно. *Эффект Джозефсона*. Мир, М. (1984). 639 с.].
- [24] T. Tsakudo, H. Uwe, T. Suzuki, J. Fujita, J. Shiozawa, M. Isobe. *J. Phys. Soc. Jap.* **55**, 1, 314 (1986).
- [25] K. Kitazawa, A. Katsui, A. Toriumi, S. Tanaka. *Solid State Commun.* **52**, 4, 459 (1984).
- [26] Y. Enomoto, M. Suzuki, T. Murakami, T. Inukai, T. Inamura. *Jap. J. Appl. Phys.* **20**, 9, L661 (1981).
- [27] T.D. Thanh, A. Koma, S. Tanaka. *Appl. Phys.* **22**, 205 (1980).
- [28] А.М. Габович, Д.П. Моисеев. *УФН* **150**, 4, 599 (1986).
- [29] A.W. Sleight, J.L. Gillson, P.E. Bierstedt. *Solid State Commun.* **17**, 1, 27 (1975).
- [30] M.I. Petrov, D.A. Balaev, K.A. Shaihtudinov, K.S. Aleksandrov. *Supercond. Sci. Technol.* **14**, 798 (2001).
- [31] K.A. Shaihtudinov, D.A. Balaev, D.M. Gokhfeld, S.I. Popkov, M.I. Petrov. *J. Low Temp. Phys.* **130**, 3–4, 347 (2003).
- [32] U. Schüssler, R. Kümme. *Phys. Rev. B* **47**, 2754 (1993).
- [33] E. Polturak, G. Koren, D. Cohen, E. Aharoni, G. Deutscher. *Phys. Rev. Lett.* **67**, 21, 3038 (1991).
- [34] J. Niemeyer, G. von Minnigerode. *Z. Phys. B* **36**, 57 (1979).
- [35] L. Antogonazza, S.J. Berkowitz, T.H. Geballe, K. Char. *Phys. Rev. B* **51**, 13, 8560 (1995).
- [36] K. Char. *Physica C* **282–287**, 419 (1997).
- [37] L. Antogonazza, B.H. Moockly, T.H. Geballe, K. Char. *Phys. Rev. B* **52**, 6, 4559 (1995).
- [38] V. Barzykin, A.M. Zagoskin. *Superlatt. Microstruct.* **25**, 5/6, 797 (1999).
- [39] P. Dubos, H. Courtois, B. Pannetier, F.K. Wilhelm, A.D. Zaikin, G. Shon. *Phys. Rev. B* **63**, 064502 (2001).