ФИЗИКА

УДК 538.945.9

DOI: 10.21779/2542-0321-2025-40-1-7–18

С. Х. Гаджимагомедов, А. Э. Рабаданова, Д. К. Палчаев, М. Х. Рабаданов, Ж. Х. Мурлиева, Ш. П. Фараджев, Р. М. Эмиров, Н. М.-Р. Алиханов, М. Э. Исхаков

Градиентная керамика на основе YBCO, полученная путем консолидации термообработанных порошков

Дагестанский государственный университет; Россия, 367000, г. Махачкала, ул. М. Гаджиева, 43а; darkusch@mail.ru

Аннотация. Показана возможность изготовления сверхпроводящей керамики состава $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, состоящей из двух частей с различной пористостью, с использованием нанопорошков после соответствующей их термообработки. На основе исследований определены оптимальные технологические параметры исходных сырцов, проанализированы структура и свойства керамики. Продемонстрировано формирование границ между слоями керамики без микронапряжений. Установлено, что результаты анализа спектров комбинационного рассеяния в зависимости от слоя существенно не различаются. Измерения электрического сопротивления с различными конфигурациями зондов показали, что градиентная керамика переходит в сверхпроводящее состояние при 94–95 К.

Ключевые слова: высокотемпературная сверхпроводимость, нанопорошки, термообработка, YBCO, градиентная керамика, структура.

Введение

Разработка оптимальных технологий получения новых ВТСП и технологичного оборудования актуальна для электроэнергетики: силовые сверхпроводниковые кабели, трансформаторы, генераторы [1], бесщеточные синхронные двигатели [2], объемные сверхпроводники и ленточные ВТСП-композиты для систем левитации [3], антенны [4] и др. Особое значение приобретают пористые материалы на основе высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП). Изделия из ВТСП с кристаллографической текстурой и заданной геометрией, например, изготавливаются в форме диска, кольца, трубки, ленты [6] и т. д. Они могут служить почти идеальными ограничителями токов короткого замыкания. Резистивные и индуктивные ограничители тока короткого замыкания [5], помещенные в жидкий азот, проникают в поры, обеспечивая медленное испарение. Они способны выдерживать критические токи. В настоящее время известны способы изготовления объемных высокопористых образцов в виде сверхпроводящей “пены” и “тканеподобных” структур [7; 8]. Известен метод изготовления сверхпроводящих структур с поперечными размерами до 100 нм путем травления [9]. Особый практический интерес при этом могут представлять ВТСП-материалы с градиентной пористостью [10–16]. Информации о способах создания градиентных ВТСП-материалов немного, хотя методы получения несверхпроводящих градиентных материалов достаточно широко представлены [13–16]. В их числе методы: расплава, осаждения; обработки плазмой или ла-

зером, ионного осаждения, плазменного напыления. Они позволяют создать постоянно изменяющиеся свойства материала от одной поверхности к другой в пределах одного образца. В последние годы все более широко применяются методы газотермического напыления, в которых наносимый материал вводится в высокотемпературную струю, расплавляется и переносится ею на обрабатываемую поверхность, образуя покрытие.

Кратковременное лазерное воздействие и термообработка [17] создают различную микрогеометрию поверхности, в том числе более плотные мелкозернистые структуры. За счет тепловой и кинетической энергии плазменных потоков при импульсном воздействии происходит оплавление и уплотнение покрытий, формируется аморфная или кристаллическая структура [18]. Однако есть проблема, связанная со сложностью оптимизации режимов воздействий плазменными потоками. Необходимый градиент свойств материала должен достигаться при отсутствии деформации изгиба, при которой происходит разрушение покрытия с возникновением в нем трещин. Для устранения этого недостатка структура поверхности должна иметь композиционное строение с градиентным изменением коэффициента термического расширения по слоям покрытия.

Работа направлена на изготовление и исследование структуры и свойств керамических сверхпроводящих изделий на основе $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (YBCO) с заданным градиентом свойств. Градиентный материал создан путем консолидации различным образом термобработанных порошков из одного и того же исходного нанопорошка, синтезированного сжиганием нитрат-органических прекурсоров.

Эксперимент и методика

Исходные нанопорошки синтезировались методом сжигания нитрат-органических прекурсоров. Нитраты $Y(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$, $Ba(NO_3)_2$ и $Cu(NO_3)_2 \cdot 3H_2O$ (чистота 99 %) растворялись в воде (материал – вода 0.03:1). Добавлялись концентрированная азотная кислота и глицерин (чистота ~99.5 %) в количестве ~0.6 % от общего объема водного раствора. Раствор выпаривался при непрерывном перемешивании до самопроизвольного воспламенения образующегося осадка. Варьирование количеством глицерина, используемого в качестве «топлива», и термообработка порошков обеспечивают заданное распределение размеров частиц исходных порошков и в последующем многообразие свойств получаемых из них материалов. Полученная без каких-либо добавок керамика имеет пористость в пределах от 3 до 60 %. Градиентные свойства в пределах одного сырца на данном этапе обеспечивались консолидацией различным образом термообработанного порошка, прессованием и спеканием. Порошок термообрабатывался при 350 °C в течение 30 минут для удаления недогоревшей органики (для слоя № 1). Для получения «плотного» слоя керамики (слой № 2) исходный порошок прокаливался уже при более высокой (910 °C) температуре в течение 20 часов, что обеспечивало соответствующую рекристаллизацию наночастиц. Градиентный сырец получали из термообработанных порошков путем поочередного добавления их (по ~0.8 г) в пресс-форму. Прессование осуществлялось при давлении ~100 МПа. Сырцы спекались в муфельной печи при 920 °C в течение 1 часа (скорость подъема 0.75 °C/мин до температуры спекания) и насыщались кислородом при 450 °C в течение 5 часов.

Исследования структуры (XRD) и фазового состава образцов проводились на рентгеновском дифрактометре Empyrean «PANalytical Empyrean series 2» при парамет-

рах съемки: длина λCuKα = 1.5406 Å; режим – 2θ, шаг измерения – 0.013°, время определения одной точки – 120 с. Полученные дифрактограммы обрабатывались с помощью программы HighScorePlus использованием базы данных PDF-2. Исследования спектров комбинационного рассеяния (КР) проводились на многофункциональной автоматизированной установке Ntegra Spectra с использованием диодного лазера (λ = 532 нм) при комнатной температуре в диапазоне ~170–900 см$^{-1}$. Исследования морфологии были проведены на сканирующем электронном микроскопе ASPEX Express с EDX-анализатором OmegaMax. Электросопротивление образцов керамик измерялось стандартным 4-зондовым методом с использованием автоматизированного стенда на базе цифрового мультиметра «Keithley 2000» и терморегулятора РТС-10. Токовые контакты и потенциальные зонды наносились серебряной пастой.

Результаты и обсуждение

На рисунке 1 приведены результаты рентгеноструктурного анализа порошков, полученных после термообработки при 350 °С в течение 30 минут и 910 °С в течение 20 часов. Как видно, после термообработки при 350 °С в порошке присутствуют в основном фазы CuO (~74 %) и фазы YBCO, BaN_2O_6 и YC. Обработка при температуре 910 °С приводит к формированию сверхпроводящей фазы YBCO (до ~70 %) с индексом по кислороду ~6.9 с побочными фазами CuO и Y_2BaCuO_5.

Для определения оптимальных значений толщины градиентных образцов были определены технологические параметры исходных сырцов (m, h и γ). Кажущаяся плотность γ определена по геометрическим размерам. Подробно они представлены в таблице 1 (оптимальные значения параметров выделены).

Таблица 1. Технологические параметры исходных сырцов из обработанных порошков (при 350 °С – № 1, при 910 °С – № 2)

№ 1 (пористые)			№ 2 (плотные)		
m, г	h, см	γ, г/см^3	m, г	h, см	γ, г/см^3
1	0,189	2,51	1	0,152	3,15
1,5	**0,29**	**2,52**	1,5	0,218	3,31
2	0,383	2,5	**2,2**	**0,289**	**3,35**
2,5	0,48	2,49	2,5	0,358	3,34

Обозначения: m – масса запрессовки; h и γ – высота и плотность брикета

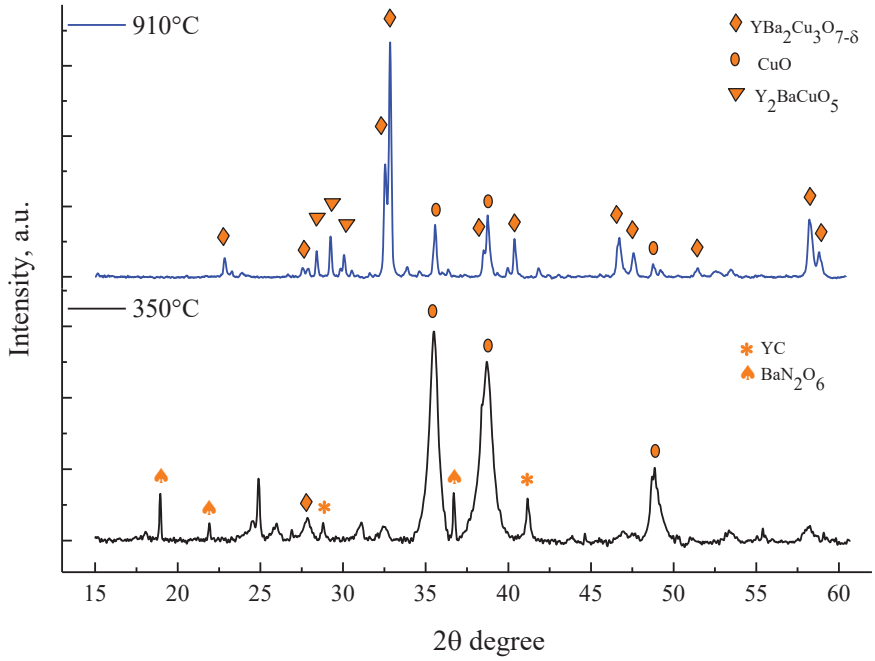


Рис. 1. Рентгеноструктурный анализ порошков после обработки при 350 и 910 °C

На рисунке 2 представлены зависимости h (см) от m (г). Как видно, с ростом m толщина h линейно растет с приблизительно одинаковыми коэффициентами: 0,194 см/г для № 1 и 0,137 см/г для № 2. Для получения градиентной керамики со слоями № 1 и № 2 равной высоты ($h \sim 0.29$ см) были отобраны порошки массами 2 г (плотный) и 1.5 г (пористый) (рис. 2).

В пресс-форму размерами 2×1 см^2 поочередно были засыпаны порошки для пористого, плотного и пористого слоев. После прессования при давлении ~100 МПа образец спекался при 920 °C в течение часа (скорость подъема 0,75 °C/мин от комнатных до 920 °C), с последующим насыщением кислородом при 450 °C в течение 5 часов.

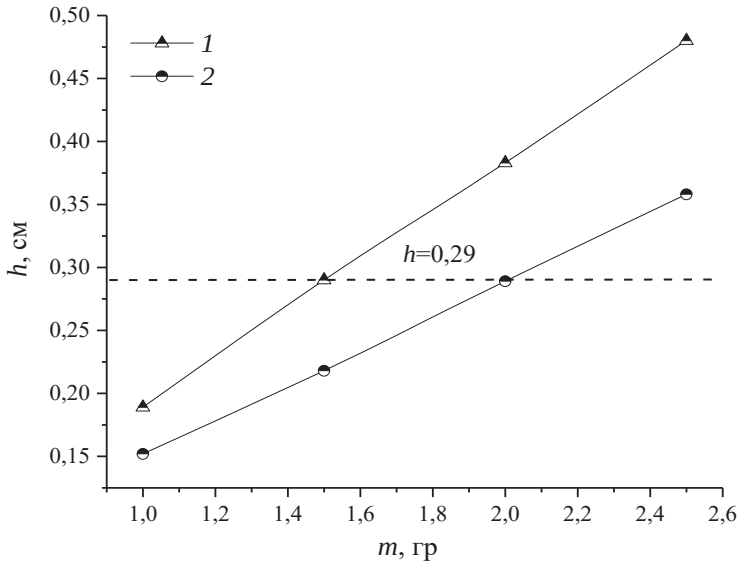


Рис. 2. Зависимость высоты плотных и пористых образцов от массы запрессовки № 1 и № 2

На рисунке 3 показан внешний вид градиентной керамики до и после спекания. Как видно, градиент по плотности из трех слоев до и после спекания сохраняется. Существенных деформаций между слоями для градиентной керамики после спекания не обнаружено. Детально вопрос будет рассмотрен ниже с использованием методов СЭМ.

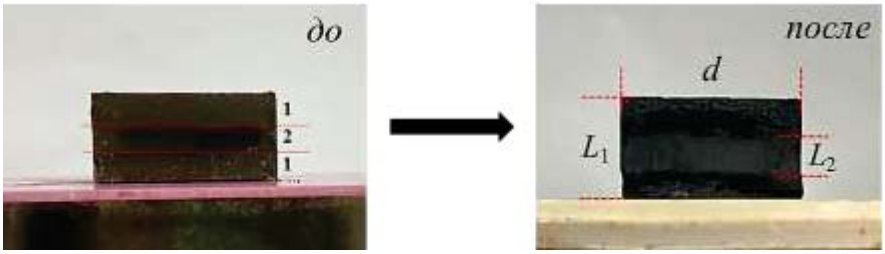


Рис. 3. Внешний вид градиентной керамики до и после спекания при 920 °С в течение 1 часа. *Обозначения:* № 1 – пористая сторона, № 2 – плотная сторона, *d* – длина, L_1 – высота всего образца, L_2 – высота плотной части

В таблице 2 приведены технологические параметры получения градиентной керамики до и после спекания. Высота образцов составных частей для градиентной керамики примерно одинаковая.

Таблица 2. Технологические параметры градиентной керамик до и после спекания при 920 °С

P, тонн	*T*, °С	*m* (до), г	*h* (до), см	*γ* (до), г/см^3	*m* (после), г	*h* (после), см	*γ* (после), г/см^3
2	920	5,2	0,89	2,793	4,755	0,833	3,057

Обозначения см. табл. 1.

На рисунке 4 представлены схематический вид отбора ламели и морфология при различных увеличениях полученной градиентной керамики в области градиента.

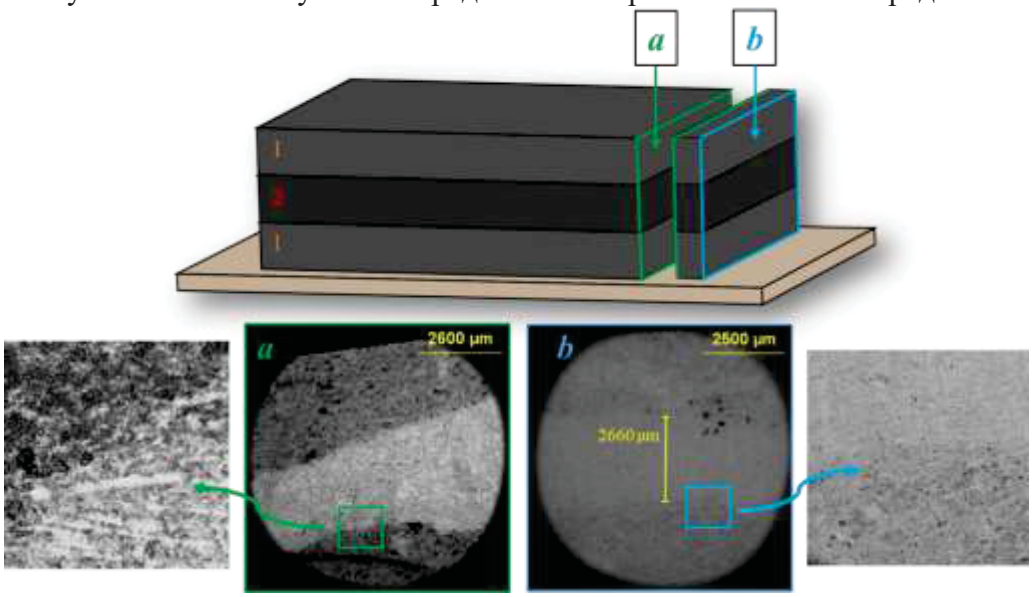


Рис. 4. Схематический вид и морфология градиентной керамики с двух сторон. *Обозначения:* стороны ламели: *a* – внутренняя и *b* – внешняя стороны на морфологии

Резка осуществлялась алмазным диском со стороны *a*. Исследования морфологии (рис. 4 и 5) и спектров комбинационного рассеяния (рис. 6) поверхностей ламели проводились с двух сторон: внешней и внутренней. Как видно, после спекания при температуре 920 °С в течение 1 часа толщина плотного слоя незначительно уменьшается (с ~0,28 см до ~0,26 см), т. е. уплотняется на ~7 %. Граница раздела между слоями имеет плавный градиент и хорошее сопряжение между зернами, т. е. формируются границы без каких-либо микронапряжений. Обнаруженные незначительные микротрещины на внутренней стороне ламели вызваны процессом ее подготовки (резки).

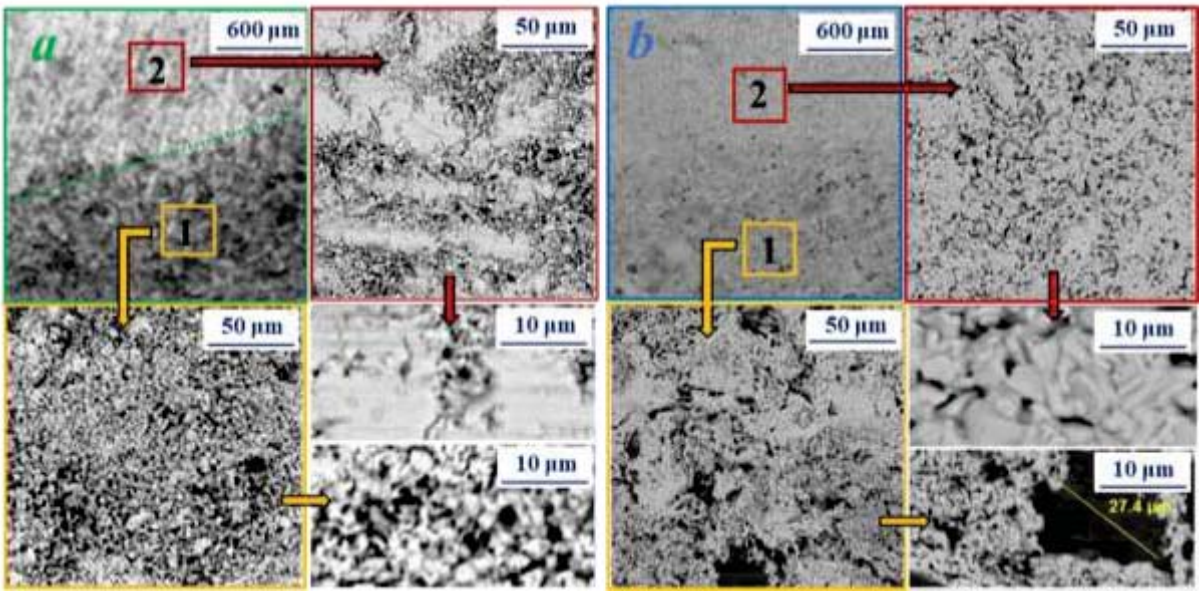


Рис. 5. Морфология градиентной керамики (для стороны ламели *a* и *b*)

Микроструктура плотной стороны керамики (рис. 5*a* и *b* – 2) образована из зерен различной формы с монолитным сопряжением друг с другом. При этом для пористой стороны керамики (рис. 5*a* и *b* – 1), в отличие от плотной части, сохраняется «мелкозернистость», присутствуют большие поры с размерами до ~30 мкм.

Исследования спектров (рис. 6) комбинационного рассеяния проводились для пористой № 1 и плотной № 2 частей керамики (на вставке – области исследования, увеличение – в 100 раз). Результаты в зависимости от стороны ламели существенно не отличаются. Наблюдаются в основном характерные активные моды: вертикальные колебания вдоль оси ***c*** атомов Cu(2) и Ba (режим Cu(2)-Ag при ~154 $см^{-1}$, режим O(2, 3)-B_{1g} в интервале от ~330 до ~338 $см^{-1}$ и режим O(4)-Ag в области ~480 $см^{-1}$). Для пористой стороны № 1 интенсивность пика при ~584 $см^{-1}$ выше, чем для стороны № 2. Присутствие данного пика (около ~584 $см^{-1}$) обычно связывают: с наличием моды апикального O(1); с катионными нарушениями, т. е. примесями вторичных фаз, таких как фазы Ba–Cu–O. При этом по интенсивности пика можно определить количество таких катионных нарушений или разрывов в цепях Cu–O.

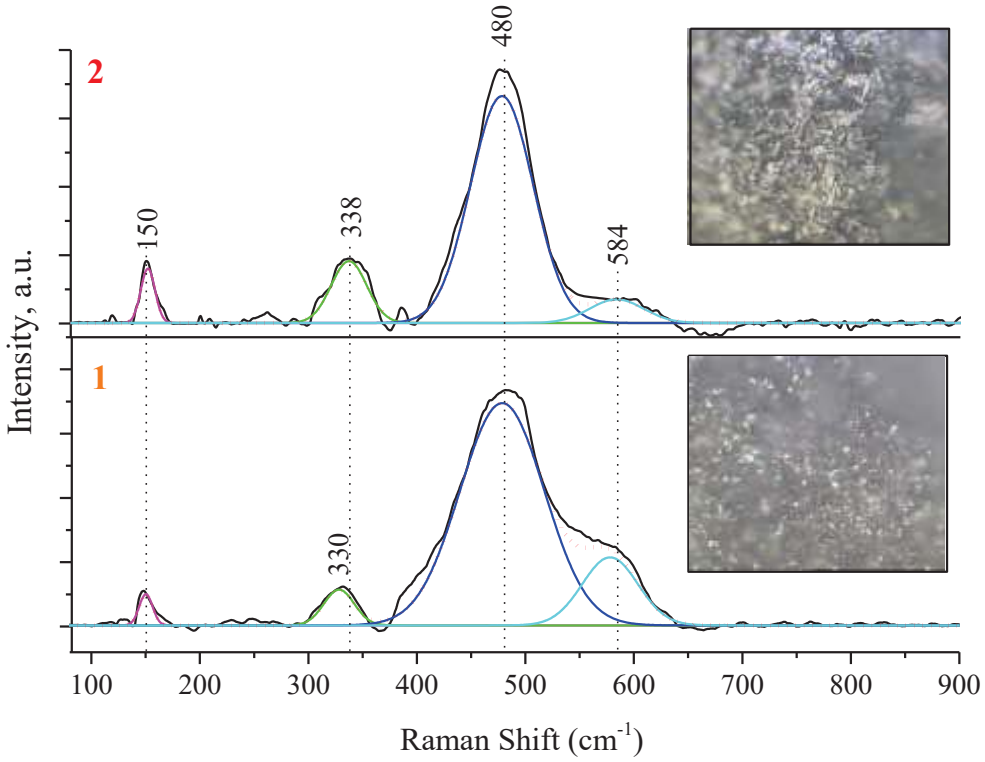


Рис. 6. Спектры комбинационного рассеяния градиентной керамики (вставки – микрофотографии областей исследования). *Обозначение спектров:* № 1 и № 2 – для пористой и для плотной частей керамики

Проведены прецизионные исследования электрических свойств керамики в зависимости от температуры при различных конфигурациях в расположении зондов. На рисунке 7 представлен схематический вид расположения контактов к образцу ламели при измерениях (конфигурации *K1*, *K2* и *K3*).

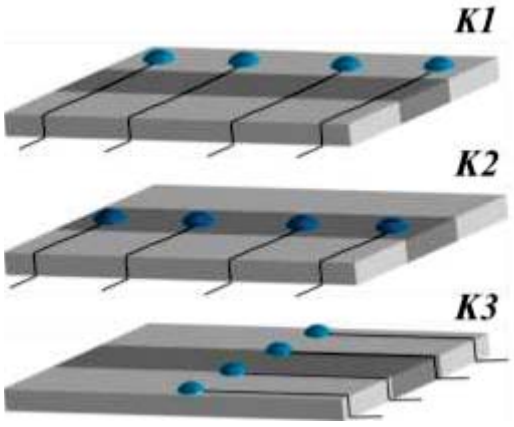


Рис. 7. Схематический вид расположения контактов по областям: *K1* – пористая часть; *K2* – плотная часть; *K3* – поперечная часть

Результаты исследования температурной зависимости электросопротивления (ρ) градиентного образца, полученного после спекания при 920 ºС, приведены на рисунке 8*а*. Как видно на зависимостях, для разных областей образца (конфигурации *K1*, *K2* и

K3) наблюдается полупроводниковый характер проводимости. Значения среднего температурного коэффициента сопротивления (ТКС) в интервале температур от ~300 К до ~110 К составляют: –0.00145 $К^{-1}$ для пористой области *K1*, –0,000878 $К^{-1}$ для плотной *K2* и –0,00131 $К^{-1}$ для градиентной (поперечной) *K3*. Значение удельного сопротивления при 300 К (ρ_{300}) для этих областей составляют: 0,2342 Ом×см (*K1*), 0,0944 Ом×см (*K2*) и 0,154 Ом×см (*K3*). Температура конца перехода ($T_{с, кон}$) определена путем экстраполяции на ноль.

Для насыщения кислородом и упорядочения его структуры YBCO полученный градиентный образец повторно обрабатывался в печи согласно режиму: подъем температуры за 5 часов до 925 ºС и выдержка при ней в течение 5 часов; охлаждение за 2 часа до 450 ºС и насыщение в течение 5 часов.

На рисунке 8*b* приведены результаты исследования сопротивления от температуры градиентного образца после насыщения кислородом.

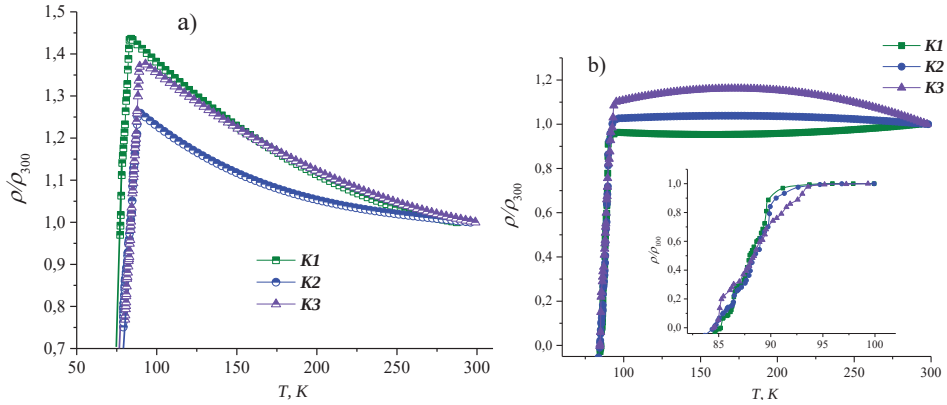


Рис. 8. Температурные зависимости относительной величины ρ/ρ300 керамики, полученной после спекания при 920 ºС – *a*) и при 925 ºС – *b*)

Как видно, полупроводниковый характер зависимости от температуры меняется, становится ближе к металлическому виду. Параметры ($T_{с, нач}$, $T_{с, кон}$, $\Delta T_{с}$, *p*, ρ_{300} и ТКС) керамики после насыщения подробно приведены в таблице 3.

Таблица 3. Значения $T_{с, нач}$, $T_{с, кон}$, $\Delta T_{с}$, *p*, ρ_{300} и ТКС градиентной керамики

	K1	*K2*	*K3*
$T_{с, нач}$, *(K)*	94.3	95.0	94.8
$T_{с, кон}$, *(K)*	85.1	84.5	84.5
$\Delta T_{с}$, *(K)*	6.4	7.1	7.0
p [19]	0.130	0.128	0.128
p [20]	0.126	0.124	0.122
ρ_{300}	0.077	0.028	0.030
ТКС, $К^{-1}$	0.00021	–0.00015	–0.00057

Обозначения: *p* – уровень допирования; $\Delta T_{с}$ – ширина перехода; $T_{с, нач}$ и $T_{с, кон}$ – начало и конец перехода; ρ_{300} – сопротивление при 300 К; *ТКС* – температурный коэффициент сопротивления.

Величина «уровень *p*» оценивалась по зависимостям из [19; 20], наблюдается хорошее согласие для различных областей. При этом для всех конфигураций фиксиру-

ется переход в сверхпроводящее состояние с шириной около ~7 К. Начало перехода составляет примерно 94÷95 К, такое высокое значение характерно для наноструктурированных образцов [20]. Значение при комнатной температуре ρ_{300} для различных областей составляет: 0,077 Ом×см – для пористой *K1*; 0,0287 Ом×см – для плотной *K2*; 0,0298 Ом×см – поперечной *K3*. Как видно (рис. 8*b*). Характер зависимостей производной сопротивления от температуры $d\rho/dT$ для каждой области указывает на многофазность керамики по содержанию кислорода. Оценка содержания кислорода проведена по известной зависимости $T_c(\delta)$ [19].

На рисунке 9 приведены результаты сравнения зависимостей ρ/ρ_{300} от температуры до перехода в сверхпроводящее состояние и величины ρ_{300} в зависимости от конфигураций измерения керамики после спекания при 920 и 925 ºС. Сопротивление ρ_{300} для плотного слоя *K2* керамики после спекания ниже, чем у пористого слоя *K1* и поперечной конфигурации *K3*. Наибольшее (на ~61 %) снижение ρ_{300} наблюдается для плотного слоя *K2* градиентной керамики после спекания при 920 ºС в сравнении пористым слоем *K1*. С ростом температуры спекания происходит снижение сопротивления образца.

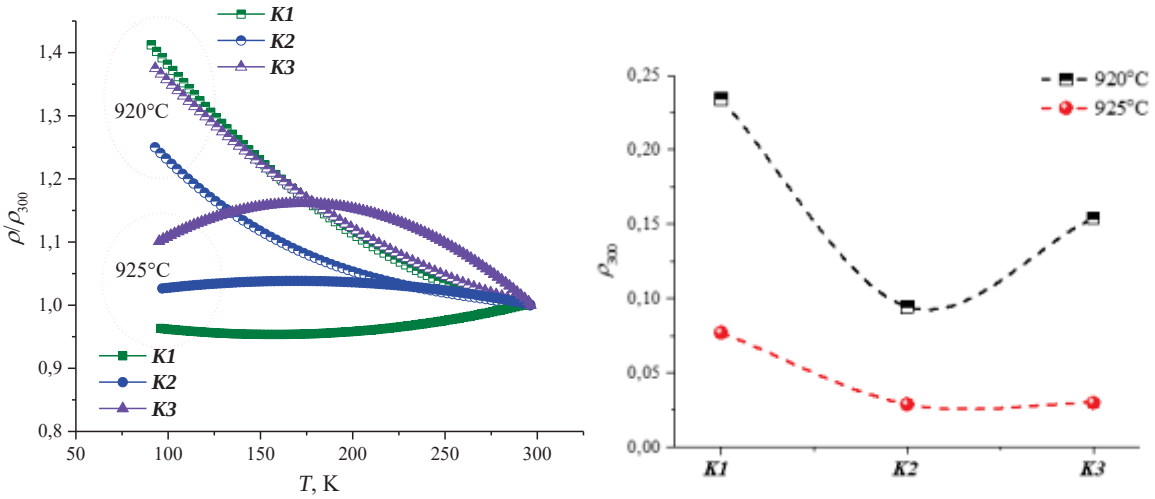


Рис. 9. Зависимости: ρ/ρ_{300} от температуры керамики после спекания при 920 и 925 ºС для конфигураций *K1*, *K2* и *K3*; величины ρ_{300} для конфигураций

Как видно, увеличение температуры спекания привело к трансформациям структуры, связанным с изменением содержания кислорода и его упорядочением в ячейках YBCO, приводящим в свою очередь к изменению температуры начала перехода.

Заключение

Показана возможность получения сверхпроводящей керамики с заданными градиентами структуры и свойств в один этап спекания из нанопорошков после соответствующей их термообработки. Увеличение температуры спекания вызывает трансформации структуры, приводящие к изменениям сверхпроводящих характеристик. Установлено, что с ростом температуры и времени спекание происходит снижения сопротивления ρ_{300}. Для градиентной керамики, независимо от расположения зондов и слоя, температура начала перехода составляет примерно 94–95 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (государственное задание FZNZ-2020-0002).

Литература

1. Tomita, M. High-temperature superconductor bulk magnets that can trap magnetic fields of over 17 T at 29 K / M. Tomita, M. Murakami // Nature. 2003. Vol. 421, № 6922. – Pp. 517–520.

2. Miki, M. Influence of AC magnetic field on a rotating machine with Gd-bulk HTS field-pole magnets / M. Miki, B. Felder, K. Tsuzuki, Z. Deng, N. Shinohara, M. Izumi, T. Ida, H. Hayakawa // IEEE transactions on applied superconductivity. 2010. Vol. 21, № 3. – Pp. 1185–1189.

3. Руднев, И. А. Физические принципы создания магнитолевитационных систем на основе высокотемпературных сверхпроводящих композитов второго поколения (Обзор) / И. А. Руднев, И. В. Анищенко // Журнал технической физики. 2021. Т. 91, № 12. – С. 1813–1847.

4. Андреев Р. Н. Иттриевая высокотемпературная сверхпроводящая антенна КВ и УКВ диапазонов / Р. Н. Андреев, Т. И. Касаткина // Вестник Воронежского института ФСИН России. 2017. № 2. – С. 6–12.

5. Bock, J. Development and successful testing of MCP BSCCO-2212 components for a 10 MVA resistive superconducting fault current limiter / J. Bock, F. Breuer, H. Walter, M. Noe, R. Kreutz, M. Kleimaier, S. Elschner // Superconductor Science and Technology. 2004. Vol. 17, no. 5. – P. S122.

6. Способ изготовления изделий из высокотемпературных сверхпроводящих керамик / Имаев М. Ф., Кайбышев О. А., Кабирова Д. Б., Даминов Р. Р. Патент RU 2258685 от 20.08.2005. Бюл. № 23.

7. Koblischka, M. R. Porous high-T_c superconductors and their applications / M. R. Koblischka, A. Koblischka-Veneva // AIMS Materials Science. 2018. Vol. 5, no 6. – Pp. 1199–1213.

8. Терентьев, К. Ю. Пиннинг в пористом высокотемпературном сверхпроводнике Bi2223 / К. Ю. Терентьев, Д. М. Гохфельд, С. И. Попков, К. А. Шайхутдинов, М. И. Петров // Физика твердого тела. 2011. Т. 53, № 12. – С. 2289.

9. Van der Harg A. J. M. Deep-submicron structures in YBCO: fabrication and measurements / A. J. M. Van der Harg, E. van der Drift, P. Hadley // IEEE Transactions on Appiled Superconductivity. 1995. Vol. 5, no. 2. – Pp. 1448–1451.

10. Gadzhiev, M. K. The effect of high-enthalpy argon plasma flow on the structure and properties of $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ nanoceramics / M. K. Gadzhiev, S. K. Gadzhimagomedov, N. A. Demirov, G. B. Ragimkhanov, V. S. Kurbanismailov, D. K. Palchaev, Z. K. Murlieva // Technical Physics Letters. 2017. Vol. 43. – Pp. 603–606.

11. Pozigun, S. A. High-Temperature Superconducting Materials with High Current-Carrying Characteristics and Methods of Their Fabrication / S. A. Pozigun, V. M. Pan, V. A. Alekseev, V. M. Strunnikov, A. R. Kaul', O. Yu. Gorbenko // Progress in Physics of Metals. 2004. Vol. 5, no. 2. – Pp. 167–218.

12. Gadzhimagomedov, S. K. Surface Structure of the $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ Ceramics after Exposure to Plasma Flow / S. K. Gadzhimagomedov, M. Y. Presnyakov, A. E. Muslimov, M. K. Gadzhiev, M. K. Rabadanov, D. K. Palchaev, N. M.-R. Alikhanov, R. M. Emirov, Zh. Kh. Murlieva, P. M. Saypulaev // Crystallography Reports. 2022. Vol. 67, no 6. – Pp. 996–1000.

13. Wang, X. A gradient nanoporous radiative cooling ceramic with high spectral selectivity / X. Wang, D. Liu, Z. Wan, Z. Wang, J. Yu, H. Cheng, Y. Jia, T. Shi // Chemical Engineering Journal. 2024. Vol. 500. – P. 157344.

14. He, G. Remarkable wear resistance in ceramic-metal composites with composition gradients and regionalized heterostructures / G. He, Y. Liang, P. Chen // Tribology International. 2025. Vol. 203. – P. 110407.

15. Zhang, Q. In-situ preparation and ablative resistance of multicomponent refractory carbide ceramic gradient coatings / Q. Zhang, Z. Wang, Y. Ye, F. Li, J. Gong, S. Bai // Ceramics International. 2024. Vol. 50, no. 20. – Pp. 38070–38078.

16. Liu, P. A developed convolutional neural network model for accurately and stably predicting effective thermal conductivity of gradient porous ceramic materials / P. Liu, Z. Han, W. Wu, Y. Zhao, Y. Song, M. Chai // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2024. Vol. 225. – P. 125428.

17. Михайлова, Г. Н. Лазерное плавление ВТСП-керамики на основе Bi (2223) / А. Л. Михайличенко, Г. Н. Михайлова, А. М. Прохоров, А. С. Сеферов, А. В. Троицкий, А. О. Медникова, Б. П. Михайлов, Г. С. Бурханов, И. Е. Лапшина // Квантовая электроника. 1996. Т. 23, № 8. – С. 715–718.

18. Гаджимагомедов, С. Х. Исследование воздействия импульсной плазмы на наноструктурированные YBCO-материалы / С. Х. Гаджимагомедов, А. Э. Рабаданова, М. Х. Рабаданов, М. Х. Гаджиев, В. С. Курбанисмаилов, Г. Б. Рагимханов, С. А. Майоров, А. А. Амирова, Н. А. Демиров, Р. М. Эмиров, Ш. П. Фараджев // Прикладная физика. 2023. № 1. – С. 27–32.

19. Tallon, J. L. Generic superconducting phase behavior in high-T_c cuprates: T_c variation with hole concentration in $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ / J. L. Tallon, C. Bernhard, H. Shaked, R. L. Hitterman, J. D. Jorgensen // Phys. Rev. 1995. Vol. 18, no. 51. – Pp. 12911–12914.

20. Gadzhimagomedov, S. Kh. YBCO-nanostructured ceramics: Relationship between doping level and temperature coefficient of electrical resistance / S. Kh. Gadzhimagomedov, D. K. Palchaev, Zh. Kh. Murlieva, M. Kh. Rabadanov, M. Yu. Presnyakov, E. V. Yastremsky, N. S. Shabanov, R. M. Emirov, A. E. Rabadanova // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 2022. Vol. 168. – P. 110811.

Поступила в редакцию 4 декабря 2024 г.
Принята 14 января 2025 г.

UDC 538.945.9

DOI: 10.21779/2542-0321-2025-40-1-7–18

Fabrication of Gradient Ceramics based on YBCO by Way of Heat-Treated Powders Consolidation

S. Kh. Gadzhimagomedov, A. E. Rabadanova, D. K. Palchaev, M. Kh. Rabadanov, Zh. Kh. Murlieva, Sh. P. Faradzhev, R. M. Emirov, N. M.-R. Alikhanov, M. E. Iskhakov

Dagestan State University; Russia, 367000, Makhachkala, M. Gadzhiev st., 43a; darkusch@mail.ru

Abstract. This study demonstrates the possibility of fabricating superconducting $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ceramics, consisting of two parts with different porosities, using nanopowders after appropriate heat treatment. Based on the research, the optimal technological parameters for the starting powders were identified, and the structure and properties of the ceramics were analyzed. The formation of the boundaries between the ceramic layers without microstresses is demonstrated in this study as well. It was found that the results of Raman scattering spectra analysis do not significantly differ depending on the layer. Electrical resistance measurements with various probe configurations revealed that the gradient ceramics transition to a superconducting state at 94–95 K.

Keywords: high-temperature superconductivity, nanopowders, thermal treatment, YBCO, gradient ceramics, structure.

Received 4 December, 2024.
Accepted 14 January, 2025.