

**ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НИТРИДА БОРА НА
ФАЗООБРАЗОВАНИЕ И ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА
СВЕРХПРОВОДНИКА Bi(Pb)-2223**

А.С. КУЗАНЯН^{1*}, Н.Г. МАРГИАНИ², Г.А. МУМЛАДЗЕ²,
И.Г. КВАРЦХАВА², Г.Р. БАДАЛЯН¹, В.В. ЖГАМАДЗЕ²

¹Институт физических исследований НАН Армении, Аштарак, Армения

²Институт Кибернетики им. Владимира Чавчанидзе Грузинского Технического
Университета, Тбилиси, Грузия

*e-mail: akuzanyan@yahoo.com

(Поступила в редакцию 29 января 2020 г.)

Допирорование высокотемпературного сверхпроводника Bi(Pb)-2223 различными добавками, которые могут действовать как центры пиннинга и/или ускорять образование сверхпроводящей фазы, является эффективным инструментом для получения образцов Bi(Pb)-2223 с улучшенными характеристиками. В данной работе изучено влияние добавки гексагонального нитрида бора (*h*-BN) на фазообразование и плотность критического транспортного тока керамических образцов Bi(Pb)-2223. Методом твердофазной реакции были приготовлены образцы с номинальным составом $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$, [BN], $x = 0 \div 0.25$. Были использованы два различных метода допирорования: введение порошка BN ручного помола на начальной стадии синтеза и добавление перед таблетированием порошка BN, подвергнутого высокоэнергетичному помолу в шаровой мельнице. Фазовый состав полученных образцов исследовался методом рентгеновской дифракции. Микроструктура и элементный состав образцов исследовались на сканирующем электронном микроскопе с рентгеновским микроанализатором. Измерения удельного сопротивления и критической плотности тока выполнялись стандартным четырехзондовым методом. Полученные результаты показывают, что нитрид бора является подходящей добавкой для повышения скорости образования и критической плотности транспортного тока Bi(Pb)-2223.

1. Введение

Бесспорно, что обнаружение высокотемпературной сверхпроводимости при $T_c = 38$ К в LSCO купратах явилось одним из наиболее значимых достижений науки XX-го века [1]. Усилиями различных исследовательских групп критическая температура сверхпроводников нового класса быстро возрасала. Сверхпроводимость была обнаружена в YBCO ($T_c = 93$ К) [2], Tl-2201($T_c = 95$ К) и Tl-2223 ($T_c = 125$ К) [3, 4], Bi-2212 ($T_c = 95$ К) и Bi-2223 ($T_c = 110$ К) [5, 6]. В числе первых

исследователей этого нового направления были также представители Института физических исследований НАН Армении и Института кибернетики технического университета Грузии. В частности, подробно были исследованы влияние более пятнадцати примесей на сверхпроводящие свойства фазы Bi-2223 и образование нестабильных магнитных аномалий в Bi-содержащих купратах [7–16]. Среди высокотемпературных сверхпроводящих материалов соединение Bi(Pb)-2223 является одним из наиболее перспективных для применений в науке и технике. Синтез однофазного Bi-2223 является трудной проблемой поскольку кинетика образования фазы очень медленная. Для получения материала с высокой объемной долей фазы Bi(Pb)-2223 требуется термообработка продолжительностью 150–200 ч [17, 18]. Кроме того, чрезвычайно узкий диапазон температурной стабильности Bi(Pb)-2223 приводит к образованию вторичных фаз (Bi-2201, Bi-2212, Ca₂PbO₄ и т.д.) [19, 20]. Многие применения купрятных сверхпроводников обусловлены повышением их технологичности и устойчивости к внешним воздействиям. Эта задача актуальна и сегодня. Модификация структурных и сверхпроводящих свойств фазы Bi(Pb)-2223 с помощью различных микронных и наноразмерных легирующих примесей, которые могут действовать как эффективные центры пиннинга и/или ускорять образование фазы ВТСП, является эффективным инструментом для синтеза образцов Bi(Pb)-2223 с улучшенными характеристиками [21–23]. Корреляция между условиями синтеза, структурными, микроструктурными и сверхпроводящими свойствами изучена недостаточно. Исходя из вышесказанного, получение образцов с максимальным содержанием фазы Bi(Pb)-2223 по-прежнему считается трудной задачей требующей продолжения исследований [20, 22, 24, 25].

Наши предыдущие результаты показывали, что добавка нитрида бора (BN) способствует образованию фазы Bi-2223 и приводит к увеличению критической плотности транспортного тока (J_c) по сравнению с нелегированным (контрольным) образцом [26]. В этой статье мы сообщаем о дальнейшем исследовании двух наборов керамических образцов Bi(Pb)-2223, допированных различным количеством порошка нитрида бора ручного помола и подвергнутого высокоэнергетичному измельчению в планетарной мельнице.

2. Методика эксперимента

Недопированные и с добавкой BN образцы номинального состава Bi_{1.7}Pb_{0.3}Ca₂Sr₂Cu₃O_y(BN)_x ($x = 0.10, 0.15, 0.20$ и 0.25) были получены методом твердофазного синтеза из порошков Bi₂O₃, PbO, SrCO₃, CaCO₃, CuO и гексагонального BN (чистота 98%). Были использованы два различных метода допирования: введение добавки BN ручного помола на начальной стадии синтеза (образцы серии A), добавление измельченного в шаровой мельнице порошка BN

перед таблетированием (образцы серии *B*). Исходные порошки тщательно измельчали, перемешивали и подвергали кальцинированию при 800–820°C в течение 12 часов. Синтез проводился при 850°C в течение 40 часов на алюндовых лодочках с промежуточным измельчением. Добавку BN подвергали высокогидратичному измельчению в шаровой планетарной мельнице (Fritsch Pulverisette 7 Premium Line) в течение 10 часов при скорости вращения 350 об/мин. Восемьдесят ZrO_2 шаров диаметром 5 мм использовали в качестве измельчающей среды. Отношение массы шаров и порошка составляло примерно 15:1. После измельчения соответствующие количества BN смешивали с прекурсором Bi(Pb)-2223. Затем две серии порошков Bi(Pb)-2223 прессовали в таблетки диаметром 10 мм при гидростатическом давлении 500 МПа. Таблетки отжигали при 850°C в течение 30 ч на воздухе с последующим охлаждением печи до комнатной температуры. В результате синтеза были получены 9 образцов: общий контрольный образец без примеси BN (маркировка R), четыре образца серии *A*, допированных нитридом бора ручного помола (маркировка A1–A4) и четыре образца серии *B*, допированных нитридом бора, подвергнутого высокогидратичному измельчению в шаровой мельнице (маркировка B1–B4) с содержанием добавки $(BN)_x$ при $x = 0.10, 0.15, 0.20$ и 0.25 соответственно.

Полученные образцы были исследованы следующими методами. Фазовый состав был изучен методом порошковой дифрактометрии с использованием CuK α излучения на дифрактометре Дрон-3М (XRD). Микроструктура и элементный состав были исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA TS5130MM (SEM) и системы энергодисперсионного рентгеновского микроанализа INCA Energy 300 (EDX). Удельное сопротивление $\rho(T)$ в области температур 300–77 К и критическая плотность транспортного тока J_c при 77 К были измерены стандартным четырехзондовым методом на образцах в форме стержня с размерами $\sim 10 \times 0.5 \times 0.5$ мм 3 .

3. Результаты и обсуждения

3.1. Рентгенофазовый анализ (XRD) и транспортные измерения

На рис.1 представлены дифрактограммы двух наборов керамических образцов Bi(Pb)-2223, допированных различным количеством нитрида бора. В недопированном образце основными являются Bi(Pb)-2223 и Bi(Pb)-2212 фазы. Оба метода допирования приводят к усилению пиков Bi(Pb)-2223 фазы с одновременным уменьшением интенсивностей пиков Bi(Pb)-2212 в интервале содержания донанта $x = 0.10–0.20$. Вместе с тем на дифрактограммах допированных образцов серии *A* наблюдается возникновение слабого пика примесной Bi-2201 фазы, интенсивность которого усиливается с увеличением содержания BN. В

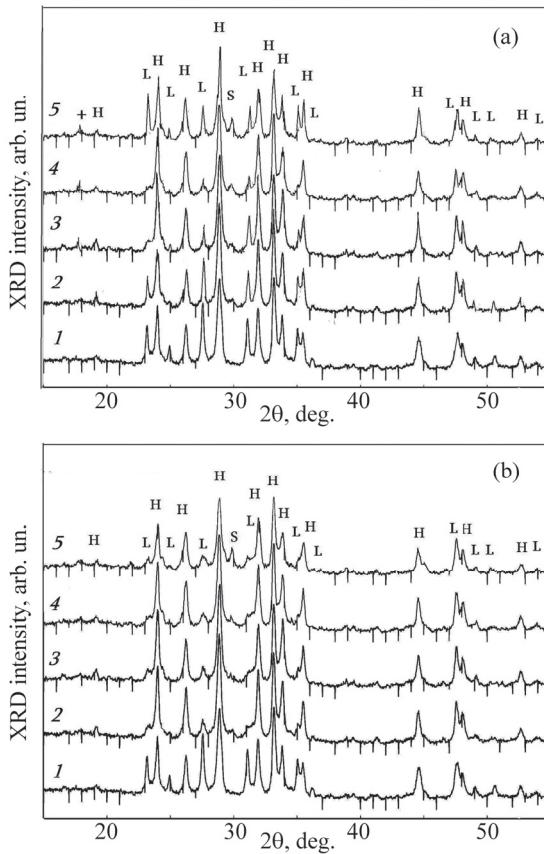


Рис.1. Дифрактограммы образцов $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{BN})_x$ серий *A* – (а) и *B* – (б). 1 – $x = 0$, 2 – $x = 0.10$, 3 – $x = 0.15$, 4 – $x = 0.20$ и 5 – $x = 0.25$. H: $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223, L: $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2212, S: $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2201, +: Ca_2PbO_4 .

этой же серии при $x \geq 0.15$ виден малоинтенсивный пик примесной Ca_2PbO_4 фазы.

Оценка содержания $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223 фазы в синтезированных образцах была проведена с использованием формулы [22]:

$$V(2223)\% = \frac{\sum H}{\sum H + \sum L + \sum (\text{others})} \times 100,$$

где $\sum H$, $\sum L$ и $\sum (\text{others})$ представляют сумму интенсивностей наблюдаемых пиков высокотемпературной 2223 фазы, низкотемпературной 2212 и остальных примесных фаз, соответственно. На рис.2 приведена зависимость объемной доли $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223 фазы от концентрации BN.

Содержание $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223 фазы в стандартном образце составляет 60%. Допиривание нитридом бора при $x = 0.20$ приводит к росту доли $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223 фазы до 76 и 82% в сериях *A* и *B*, соответственно. При дальнейшем увеличении концентрации добавки в обоих сериях наблюдается уменьшение объемной доли $\text{Bi}(\text{Pb})$ -2223. На рис.3 представлены температурные зависимости удельного

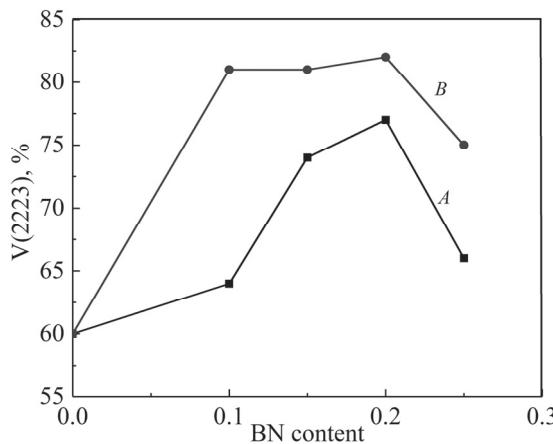


Рис.2. Объемная доля Bi(Pb)-2223 фазы в зависимости от содержания BN в образцах $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{BN})_x$ серий A и B.

сопротивления образцов серий A и B. Все образцы характеризуются металлическим типом проводимости выше начала сверхпроводящего перехода $T_c(\text{on})$. Температура нулевого сопротивления, $T_c(\text{off})$, стандартного образца R равна 104.5 К. Для образцов серии A в интервале содержания допанта $x = 0.10\text{--}0.20$ значение $T_c(\text{off})$ практически не меняется и составляет 102 К. Дальнейшее увеличение концентрации BN до $x = 0.25$ приводит к снижению температуры нулевого сопротивления до 99 К.

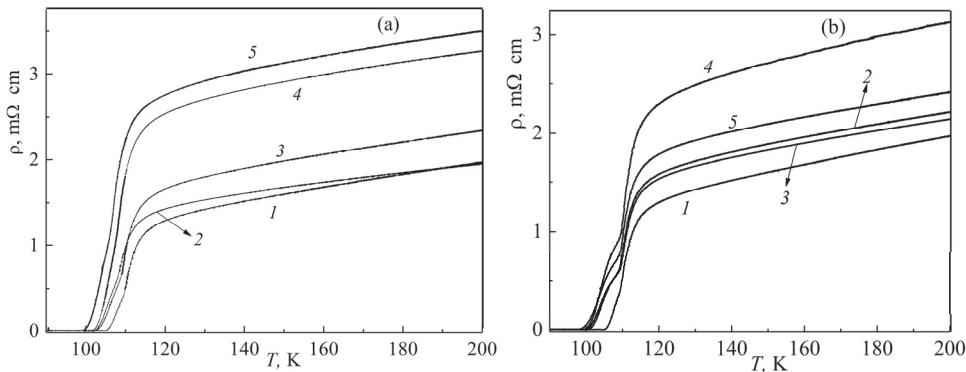


Рис.3. Температурная зависимость удельного сопротивления образцов $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{BN})_x$ серий A – (a) и B – (b). 1 – $x = 0$, 2 – $x = 0.10$, 3 – $x = 0.15$, 4 – $x = 0.20$ и 5 – $x = 0.25$.

В отличие от серии A, допированные образцы серии B характеризуются явно выраженным двухступенчатым сверхпроводящим переходом, что свидетельствует об ухудшении качества межзеренных контактов в результате добавки подвергнутого высокоэнергетичному измельчению допанта. Значение $T_c(\text{off})$ образцов серии B монотонно уменьшается с ростом концентрации добавки BN и составляет 97.5 К при $x = 0.25$.

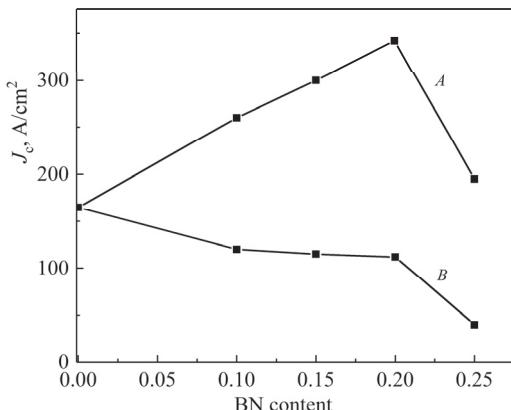


Рис.4. Зависимость плотности критического тока от содержания BN в образцах $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{BN})_x$ серий A и B.

На рис.4. приведены зависимости плотности критического тока, J_c , от содержания BN в исследуемых образцах. Добавка BN в прекурсор $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ на начальном этапе синтеза приводит к резкому повышению J_c . Плотность критического тока для недопированного образца равна $165 \text{ A}/\text{cm}^2$. J_c повышается с увеличением содержания BN в образцах серии A и при $x = 0.20$ достигает значения $342 \text{ A}/\text{cm}^2$. Дальнейшее увеличение концентрации допанта до $x = 0.25$ приводит к уменьшению плотности критического тока в результате роста содержания примесных 2212 и 2201 фаз, наблюдаемого на дифрактограмме образца A4. Допиравание Bi(Pb)-2223 перед таблетированием образцов серии B приводит к уменьшению J_c во всем изученном интервале содержания BN, особенно резкому при $x = 0.25$. Этот результат согласуется с возникновением четко выраженного двухступенчатого сверхпроводящего перехода в образцах этой серии (рис.3). На рис.5 представлена зависимость плотности синтезированных

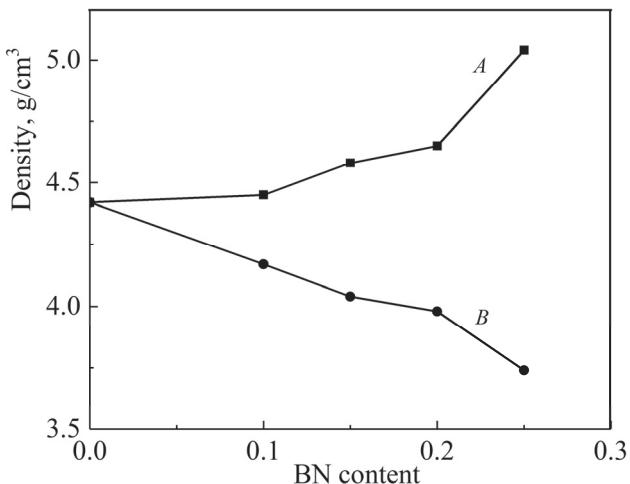


Рис.5. Зависимость плотности образцов $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Ca}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_3\text{O}_y(\text{BN})_x$ серий A и B от содержания BN.

образцов от содержания добавки BN. В серии A додирование приводит к монотонному увеличению плотности образцов (от 4.42 г/см³ для образца R до 5.04 г/см³ для образца A4 с содержанием допанта $x = 0.25$), что способствует увеличению плотности криттока в этой серии. Введение добавки перед таблетированием, напротив, приводит к резкому уменьшению плотности, которая для образца B4 составляет 3.74 г/см³, т.е. плотность при $x = 0.25$ уменьшается на 26% по сравнению с недодированым образцом. Увеличение пористости образцов серии B с ростом концентрации допанта способствует деградации J_c .

3.2. Сканирующая электронная микроскопия (SEM)

Плотность транспортного критического тока зависит как от плотности сверхпроводящего материала, так и от степени текстурирования [27]. Исследования микроструктуры образцов на электронном микроскопе проводились при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 10÷100 пА в вакууме 5×10^{-5} торр. Образцы устанавливались внутри вакуумной камеры микроскопа на алюминиевом держателе. Дополнительной очистки или металлизации образцов не производилось. Были получены изображения поверхности образцов во вторичных электронах с увеличением 1000× ÷ 30000×. На рис.6 приведены микрофотографии поверхности порошка BN, подвергнутого высокоэнергетичному

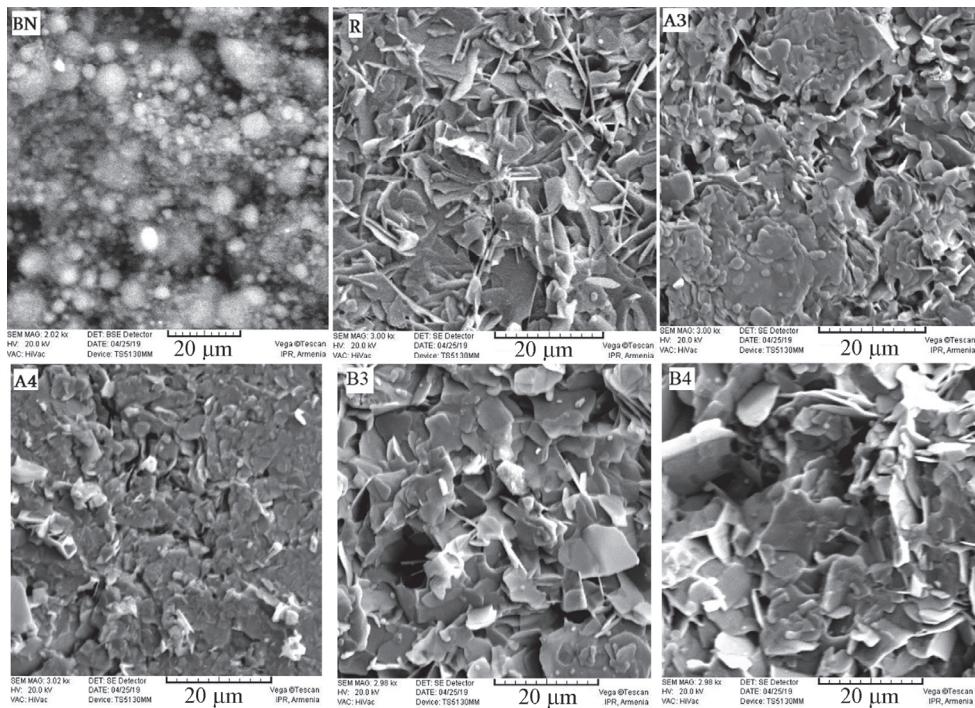


Рис.6. Микрофотографии подвергнутого высокоэнергетичному полулю порошка BN, контрольного образца (R) и образцов двух серий A3, A4 и B3, B4.

помолу в шаровой мельнице с увеличением 2000×, контрольного образца и образцов двух серий А3, А4 и В3, В4 с увеличением 3000×.

Как видно из рис.6, в результате высокоэнергетичного помола в порошке нитрида бора образуются агломераты микронных и субмикронных размеров. В контрольном образце R наблюдаются как игольчатые, так и пластинчатые кристаллиты, характерные для Bi-2212 и Bi-2223 фаз, соответственно [28]. Допированные образцы Bi(Pb)-2223 состоят в основном из пластинчатых кристаллитов с размерами 5÷15 мкм. Заметны мелкие включения гранул сферической формы диаметром ~0.2÷1 мкм. Наблюдается ощутимое отличие образцов серии A от образцов серии B. При примерно одинаковой форме гранул, у образцов серии A уровень разориентации зерен гораздо меньше по сравнению с образцами серии B и кристаллиты имеют преимущественную ориентацию параллельно плоской поверхности таблеток. С увеличением количества добавки BN до $x = 0.25$ в образце В4 явно наблюдается одновременное увеличение средней разориентации кристаллитов и степени пористости.

3.3. Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ (EDX)

Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ образцов проводился на участках поверхности площадью порядка 40×40 мкм² при ускоряющем напряжении 20 кВ. Статистическая ошибка определения содержания элементов Bi, Pb, Sr, Ca, Cu и O в образцах составляла соответственно 0.18, 0.19, 0.24, 0.26, 0.39 и 1.54 ат%. Для определения однородности состава некоторые образцы исследовались на различных участках поверхности. Результаты исследований представлены в таблице, где приведены номер образца и содержание элементов в атомных процентах. В таблице приведены также химические формулы, составленные на основе допущения, что обнаруженному в образце суммарному количеству атомов висмута и свинца в химической формуле соответствует число 2.

Как видно из данных таблицы, состав контрольного образца R довольно однородный. В двух анализах концентрация кислорода отличается на тысячные атомных процентов, висмута на 0.1 ат%, тогда как статистическая ошибка для висмута почти в два раза больше. Не превышают статистическую ошибку также различия концентраций остальных элементов за исключением кальция. Можно утверждать, что контрольный образец имеет однородный состав. Подобная картина наблюдается и для образцов А1, А2, В3 на которых анализ состава проводился в двух областях и В4 – в трех. Приходим к заключению, что использованная технология позволяет получать однородные по составу керамические образцы обоих серий.

Перейдем к сравнению составов различных образцов. Из данных таблицы по концентрации кислорода следует, что максимальное содержание 52.56 ат%

Табл. Результаты рентгеновского микроанализа образцов

Номер образца	Атомный процент						Химическая формула
	Bi	Pb	Sr	Ca	Cu	O	
R	10.22	1.12	10.62	9.59	15.89	52.56	$\text{Bi}_{1.80}\text{Pb}_{0.20}\text{Sr}_{1.87}\text{Ca}_{1.69}\text{Cu}_{2.80}\text{O}_{9.27}$
	10.12	0.97	10.21	10.73	15.44	52.53	$\text{Bi}_{1.83}\text{Pb}_{0.17}\text{Sr}_{1.84}\text{Ca}_{1.94}\text{Cu}_{2.78}\text{O}_{9.47}$
A1	9.49	1.46	9.89	10.12	16.66	52.37	$\text{Bi}_{1.73}\text{Pb}_{0.27}\text{Sr}_{1.81}\text{Ca}_{1.85}\text{Cu}_{3.04}\text{O}_{9.57}$
	9.75	1.42	9.89	10.26	16.25	52.44	$\text{Bi}_{1.75}\text{Pb}_{0.25}\text{Sr}_{1.77}\text{Ca}_{1.84}\text{Cu}_{2.91}\text{O}_{9.39}$
A2	9.91	1.26	9.44	10.66	16.26	52.48	$\text{Bi}_{1.77}\text{Pb}_{0.23}\text{Sr}_{1.69}\text{Ca}_{1.91}\text{Cu}_{2.91}\text{O}_{9.40}$
	9.60	1.37	9.56	10.87	16.19	52.40	$\text{Bi}_{1.75}\text{Pb}_{0.25}\text{Sr}_{1.74}\text{Ca}_{1.98}\text{Cu}_{2.95}\text{O}_{9.55}$
A3	9.38	1.31	9.18	11.00	16.79	52.34	$\text{Bi}_{1.75}\text{Pb}_{0.25}\text{Sr}_{1.72}\text{Ca}_{2.06}\text{Cu}_{3.14}\text{O}_{9.79}$
A4	10.09	0.78	11.11	10.99	14.51	52.52	$\text{Bi}_{1.86}\text{Pb}_{0.14}\text{Sr}_{2.04}\text{Ca}_{2.03}\text{Cu}_{2.67}\text{O}_{9.66}$
B1	9.48	1.60	10.08	10.04	16.43	52.37	$\text{Bi}_{1.71}\text{Pb}_{0.29}\text{Sr}_{1.82}\text{Ca}_{1.81}\text{Cu}_{2.97}\text{O}_{9.45}$
B2	9.32	1.43	9.87	10.74	16.30	52.33	$\text{Bi}_{1.73}\text{Pb}_{0.27}\text{Sr}_{1.84}\text{Ca}_{2.00}\text{Cu}_{3.03}\text{O}_{9.74}$
B3	9.32	1.54	9.15	10.92	16.74	52.33	$\text{Bi}_{1.72}\text{Pb}_{0.28}\text{Sr}_{1.69}\text{Ca}_{2.01}\text{Cu}_{3.08}\text{O}_{9.64}$
	9.84	1.31	9.29	10.72	16.38	52.46	$\text{Bi}_{1.77}\text{Pb}_{0.23}\text{Sr}_{1.67}\text{Ca}_{1.92}\text{Cu}_{2.94}\text{O}_{9.41}$
B4	9.24	1.27	9.88	10.14	17.17	52.31	$\text{Bi}_{1.76}\text{Pb}_{0.24}\text{Sr}_{1.88}\text{Ca}_{1.93}\text{Cu}_{3.27}\text{O}_{9.95}$
	9.07	1.21	9.95	10.18	17.32	52.27	$\text{Bi}_{1.76}\text{Pb}_{0.24}\text{Sr}_{1.94}\text{Ca}_{1.98}\text{Cu}_{3.37}\text{O}_{10.17}$
	8.97	1.45	9.77	9.87	17.71	52.24	$\text{Bi}_{1.72}\text{Pb}_{0.28}\text{Sr}_{1.88}\text{Ca}_{1.89}\text{Cu}_{3.40}\text{O}_{10.03}$

имеет контрольный R образец, а минимальное содержание 52.24 ат% образец B4, т.е. образец с максимальным содержанием добавки BN. Однако эти две цифры отличаются незначительно, и это отличие значительно меньше ошибки. Можно предположить, что одинаковое содержание кислорода в образцах указывает на одинаковый валентный состав катионов с переменной валентностью.

В висмутовых сверхпроводниках сверхпроводящие свойства определяются фазовым составом, а фазы отличаются количеством слоев меди в элементарной ячейке. В этом плане интересно сравнить концентрацию меди в образцах. Это удобно делать с использованием числа атомов меди в рассчитанных химических формулах. На рис.7 приведены данные для контрольного образца и

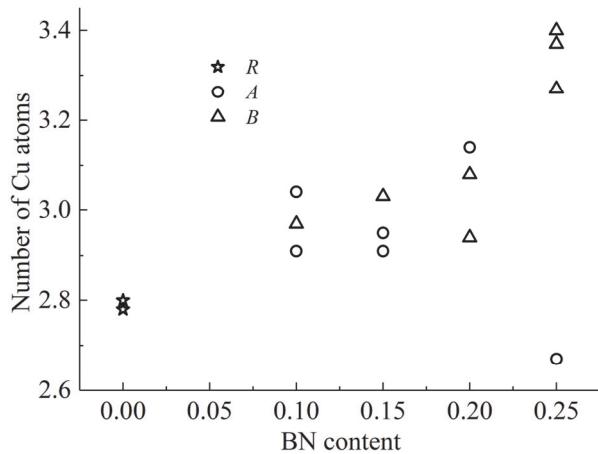


Рис.7. Число атомов меди в химической формуле образцов R, а также A и B с различным количеством добавки BN.

образцов обеих синтезированных серий.

Как видно из рисунка, близкие к стехиометрическому значению 3 количество атомов меди имеют образцы со средним содержанием добавки BN ($x = 0.10, 0.15, 0.20$). Можно предположить, что именно эти образцы должны иметь высокие сверхпроводящие свойства. В образцах с большим содержанием добавки BN ($x = 0.25$) содержание Cu значительно меньше стехиометрического в серии A, и больше стехиометрического в серии B. Трудно допустить, что эти образцы будут иметь высокие сверхпроводящие свойства.

4. Заключение

Исследованы особенности фазообразования, плотность критического транспортного тока и микроструктура двух серий керамических образцов $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y[\text{BN}]_x$ ($x = 0-0.25$) с добавкой гексагонального нитрида бора ручного помола и подвергнутой высокоэнергетичному размолу в планетарной мельнице. Добавка BN ускоряет формирование высокотемпературной фазы в образцах обеих серий. Оптимальное додирование нитридом бора ручного помола прекурсора Bi(Pb)-2223 до начала термообработки приводит к увеличению критической плотности транспортного тока в образцах серии A примерно в 2 раза по сравнению с контрольным образцом. Однако добавка в Bi(Pb)-2223 подвергнутого высокоэнергетичному размолу допанта на финальной стадии синтеза (перед таблетированием образцов серии B) вызывает уменьшение J_c , что обусловлено заметным снижением плотности образцов и увеличением степени разориентации кристаллитов при повышении уровня додирования.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Национального Научного Фонда Грузии им. Шота Руставели в рамках проекта DI-18-479/ Development of advanced bismuth-based superconducting materials via doping and high-energy ball-milling.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ: Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. J.G. Bednorz, K.A. Muller. Z. Phys. B, **64**, 189 (1986).
2. M.K. Wu, J.R. Ashburn, C.J. Torng, P.H. Hor, R.L. Meng, L. Gao, Z.J. Huang, Y.Q. Wang, C. W. Chu. Phys. Rev. Lett., **58**, 908 (1987).
3. Z.Z. Sheng, A.M. Hermann. Nature (London), **332**, 55 (1988).
4. Z. Sheng, A. Hermann. Nature, **332**, 138 (1988).
5. H. Maeda, Y. Tanaka, M. Fukutomi, T. Asano. Jpn. J. Appl. Phys., **27**, L209 (1988).
6. R.M. Hazen, C.T. Prewitt, R.J. Angel, N.L. Ross, L.W. Finger, C.G. Hadidiacos,

- D.R. Veblen, P.J. Heaney, P.H. Hor, R.L. Meng, Y.Y. Sun, Y.Q. Wang, Y.Y. Xue, Z.J. Huang, L. Gao, J. Bechtold, C.W. Chu.** Phys. Rev. Lett., **60**, 1174 (1988).
7. **P.B. Abramyan, A.M. Gulyan, A.S. Kuzanyan, A.G. Petrosyan, M.L. Ter-Mikaelyan, G.O. Shirinyan.** JETP Lett., **46 suppl.**, 188 (1987).
 8. **P.B. Abramyan, S.G. Gevorgyan, A.S. Kuzanyan, E.N. Melik-Karamova, T.M. Paronyan, S.S. Terzyan.** Progress in HTS superconductivity, World Scientific, **22**, 225 (1990).
 9. **P.B. Abramyan, A.S. Kuzanyan, T.M. Paronyan, S.S. Terzyan, A.M. Gulian.** Progress in HTS superconductivity, World Scientific, **22**, 216 (1990).
 10. **A.S. Kuzanyan, T.M. Paronyan.** Sov. J. Low Temp. Phys., **17**(9), 561 (1991).
 11. **A.R. Harutunyan, L.S. Grigoryan, A.S. Kuzanyan, A.A. Kuznecov, A.A. Terentiev, M. Baron, G. Jasolek, M. Szymczak, J. Baszynski.** Mod. Phys. Lett. B, **5**(21), 1447 (1991).
 12. **A.S. Kuzanyan.** J. Contemp. Phys. (Armenian Ac. Sci.), **31**(5), 20 (1996).
 13. **V.V. Jgamadze, R.G. Kokhreidze, N.G. Margiani, A.N. Mestvirishvili, S.V. Odenov, N.A. Papunashvili, G.A. Tsintsadze, G.A. Shurgaia.** Low Temp. Phys., **29**, 1036 (2003).
 14. **V.V. Zhgammadze, N.G. Margiani, I.A. Mzhavanadze, N.G. Sabashvili, G.A. Tsintsadze, G.A. Shurgaya.** Low Temp. Phys., **30**, 937 (2004).
 15. **N.G. Margiani, S.K. Nikoghosyan, Z.A. Adamia, D.I. Dzanashvili, V.S. Kuzanyan, N.A. Papunashvili, I.G. Kvartskhava, A.G. Sarkisyan, V.V. Zhghamadze.** Int. J. Adv. App. Phy. Res., Special Issue **1**, 1 (2016).
 16. **N.G. Margiani, G.A. Mumladze, Z.A. Adamia, A.S. Kuzanyan, V.V. Zhghamadze.** Physica C, **548**, 86 (2018).
 17. **J.K.F. Yau, Y.L. Wong.** Physica C, **339**, 79 (2000).
 18. **V. Garnier, I. Monot-Laffez, G. Desgardin.** Physica C, **349**, 103 (2001).
 19. **W. Abdeen, S. Marahba, R. Awad, A.I. Abou Aly, I.H. Ibrahim, M. Matar.** J. Advanc. Ceram., **5**, 54 (2016).
 20. **H. Faalah-Arani, S. Baghshani, A. Sedghi, D. Stornaiuolo, F. Tafuri, D. Massarotti, N. Riahi-Noori.** Ceramics International, **44**, 5209 (2018).
 21. **S.F. Oboudi.** J. Supercond. Nov. Magn., **30**, 1473 (2017).
 22. **A. Aftabi, M. Mozaffari.** J. Supercond. Nov. Magn., **28**, 2337 (2015).
 23. **B. Cevizci, O. Bilgili, K. Kosabas.** J. Materials Science Materials in Electronics, **27**, 13171 (2016).
 24. **M. Tepe, F. Baytosun.** J. Supercond. Nov. Magn., **30**, 3565 (2017).
 25. **S.F. Oboudi, M.Q. Mustafa.** Advances in Nanoparticles, **5**, 75 (2016).
 26. **N.G. Margiani, G.A. Mumladze, Z.A. Adamia, N.A. Papunashvili, D.I. Dzanashvili.** J. Supercond. Nov. Magn., **27**, 397 (2014).
 27. **A. Polasek, L.A. Saléh, H.A. Borges, E.N. Hering, B. Marinkovic, F.C.R. Assunção, E.T. Serra, G. S. Oliveira.** Mater. Res., **8**, 391 (2005).
 28. **T.H. Duc, N.K. Man, D. Thi.** Vietnam Journal of Science and Technology, **56**, 41 (2018).

ԲՈՐԻ ՆԻՏՐԻԴԻ ՀԱՎԵԼՈՒՅԹԻ ԱԶԴԵՑՈՒԹՅՈՒՆԸ Bi(Pb)-2223
ԳԵՐՀԱՂՈՐԴՉԻ ՓՈՒԼԱԳՈՅԱՅՄԱՆ ԵՎ ՏՐԱՆՍՊՈՐՏԱՅԻՆ
ՀԱՏԿՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԻ ՎՐԱ

Ա.Ա. ԿՈՒԶԱՆՅԱՆ, Ն.Գ. ՄԱՐԳԻԱՆԻ, Գ.Ա. ՄՈՒՄԼԱԶԵ,
Ի.Գ. ԿՎԱՐՏSKHAVA, Գ.Ռ. ԲԱԴԱԼՅԱՆ, Վ.Վ. ԺՂԱՄԱՋՅԱՆ

Bi(Pb)-2223 բարձրջերմաստիճանային գորհաղորդչում տարբեր հավելումների ներմուծումը, որոնք կարող են հանդիսանալ պինխնզի կենտրոններ և/կամ արագացնել գերհաղորդիչ փուլի գոյացումը, հանդիսանում է արդյունավետ միջոց բարձր բնութագրերով Bi(Pb)-2223 նմուշներ ստանալու համար: Այս աշխատանում ուսումնասիրված է հեքսագոնալ բորի նիտրիդի (h-BN) հավելումի ազդեցությունը Bi(Pb)-2223 խեցե նմուշների փուլագոյացման և կրիտիկական հոսանքի խտության վրա: Դինդփուլային եղանակով սինթեզվել են նմուշներ $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y[\text{BN}]_x$, $x = 0 \div 0.25$ ելքային բաղադրությամբ: Կիրառվել են հավելումի ներմուծման երկու տարբեր եղանակներ՝ ձեռքով մշակված BN փոշու ներմուծումը սինթեզման նախնական փուլում և գնդային մամլիչում բարձր էներգետիկ մամլման ենթարկված BN փոշու ավելացումը մինչև հարավորումը: Ստացված նմուշների փուլային կազմը հետազոտվել է ունտգենյան դիֆրակցիայի եղանակով: Նմուշների միկրոկառուցվածքը և տարրային բաղադրությունը հետազոտվել են տեսածրող կեկտրոնային մանրադիտակի և ռենտգենյան միկրովերլուծության միջոցով: Տեսակարար դիմադրության և կրիտիկական հոսանքի խտության չափումները կատարվել են ստանդարտ քառականակ եղանակով: Ստացված արդյունքները ցույց են տալիս, որ բորի նիտրիդը Bi(Pb)-2223 փուլագոյացման արագացման և կրիտիկական հոսանքի խտության մեծացման համար համապատասխան հավելում է հանդիսանում:

IMPACT OF BORON NITRIDE ADDITIVE ON THE PHASE FORMATION
AND TRANSPORT PROPERTIES OF Bi(Pb)-2223 SUPERCONDUCTOR

A.S. KUZANYAN, N.G. MARGIANI, G.A. MUMLADZE,
I.G. KVARTSKHAVA, G.R. BADALYAN, V.V. ZHGHAMADZE

Doping of Bi(Pb)-2223 high-temperature superconductor (HTS) by various additives that can act as the effective pinning centers and/or accelerate superconducting phase formation, is an efficient tool to prepare Bi(Pb)-2223 materials with enhanced characteristics. In this paper, the influence of hexagonal boron nitride (h-BN) additive on the phase formation and transport critical current density of Bi(Pb)-2223 ceramic samples has been studied. Samples with nominal composition $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y[\text{BN}]_x$, $x = 0 \div 0.25$ were prepared by the solid state reaction technique. Two different doping methods have been used: incorporation of manually grinded BN at the initial stage of synthesis and addition of high energy ball milled BN into the material before pelletizing. Phase evolution of prepared materials was analyzed by X-ray diffraction (XRD). The microstructure and elemental composition of samples were examined by scanning electron microscope (SEM) equipped with X-ray microanalyzer. Resistivity and critical current density measurements were performed by a standard four-probe method. The obtained results indicate that boron nitride is a suitable additive for enhancing the formation rate and transport critical current density of Bi(Pb)-2223.