

October 2020

## LOW-RESISTANCE Bi/Pb CERAMICS CONTAINING $T_s = 295K-315K$ PHASES SYNTHESIZED IN A SOLAR FURNACE (PARKENT)

GULAMOVA Dilbara

*Materials Science Institute, SPA "Physics-Sun", gulamova@uzsci.net*

GULAMOV Timur

*Moscow Institute of Steel and Alloys branch, Gulamovtimur@gmail.com*

Follow this and additional works at: <https://uzjournals.edu.uz/cce>

 Part of the [Materials Science and Engineering Commons](#)

---

### Recommended Citation

Dilbara, GULAMOVA and Timur, GULAMOV (2020) "LOW-RESISTANCE Bi/Pb CERAMICS CONTAINING  $T_s = 295K-315K$  PHASES SYNTHESIZED IN A SOLAR FURNACE (PARKENT)," *CHEMISTRY AND CHEMICAL ENGINEERING*: Vol. 2020 : No. 3 , Article 3.

DOI: 10.51348/U U E2155

Available at: <https://uzjournals.edu.uz/cce/vol2020/iss3/3>

This Article is brought to you for free and open access by 2030 Uzbekistan Research Online. It has been accepted for inclusion in CHEMISTRY AND CHEMICAL ENGINEERING by an authorized editor of 2030 Uzbekistan Research Online. For more information, please contact [sh.erkinov@edu.uz](mailto:sh.erkinov@edu.uz).

## LOW-RESISTANCE Bi/Pb CERAMICS CONTAINING $T_c = 295\text{K}-315\text{K}$ PHASES SYNTHESIZED IN A SOLAR FURNACE (PARKENT)

Dilbara GULAMOVA<sup>1</sup> (gulamova@uzsci.net), Timur GULAMOV<sup>2</sup> (Gulamovtimur@gmail.com)

<sup>1</sup>Materials Science Institute, SPA "Physics-Sun", Tashkent, Uzbekistan

<sup>2</sup>Moscow Institute of Steel and Alloys branch, Almalik, Uzbekistan

The aim of this work is to obtain bulk textured superconducting ceramics based on glass-crystalline precursors of the  $\text{Bi}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$  ( $n=5-9$ ) series. Technologies for obtaining superconducting materials are presented. The advantages of melt methods and "Super Fast Alloys Quenching-T" technology is shown. Compositions, methods of synthesis and study of properties of precursors and ceramics obtained by solar energy are presented. The interrelation of the morphology of glass-crystalline precursors and superconducting ceramics based on them is revealed. It is shown that nano-sized nuclei are the basis on which superconducting phases with  $T_c = 295-315\text{K}$  are formed as a result of the peritectic reaction. The mechanism of conduction in nanostructured layered ceramics containing higher superconducting phases is proposed. The contribution to the conductivity of low-resistance ceramics is assumed due to the mutual influence of Bi / Pb homologous phases, which represent a "quasi" heterogeneous system by analogy with the mechanism proposed by Rashba for heterophase semiconductors.

**Keywords:** solar energy, synthesis, Bi/Pb superconductors,  $T_c = 295-315\text{K}$ , homologous phases, "quasi" heterophase system

## НИЗКООМНАЯ ВІ/РЬ КЕРАМИКА СОДЕРЖАЩАЯ ФАЗЫ $T_c=295\text{K}-315\text{K}$ , СИНТЕЗИРОВАННАЯ В СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ (ПАРКЕНТ)

Дилбара ГУЛАМОВА<sup>1</sup> (gulamova@uzsci.net), Тимур ГУЛАМОВ<sup>2</sup> (Gulamovtimur@gmail.com)

<sup>1</sup>Институт материаловедения, НПО Физика-Солнце, Ташкент, Узбекистан

<sup>2</sup>Филиал Московского института Стали и Сплавов, Алмалык, Узбекистан

Цель работы – получение объемных текстурированных сверхпроводящих керамик на основе стеклокристаллических прекурсоров ряда  $\text{Bi}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$  ( $n=5-9$ ). Описаны технологии получения сверхпроводящих материалов. Показаны преимущества расплавных методов и "Super Fast Alloys Quenching-T" технологии. Представлены составы, методы синтеза и исследования свойств прекурсоров и керамики, полученных солнечной энергией. Выявлена взаимосвязь морфологии стеклокристаллических прекурсоров и сверхпроводящей керамики на их основе. Показано, что нано размерные зародыши являются основой, на которой в результате перитектической реакции образуются сверхпроводящие фазы с  $T_c=295-315\text{K}$ . Предлагается механизм проводимости в нано структурированной слоистой керамике, содержащей высшие сверхпроводящие фазы. Вклад в проводимость низкоомной керамики предполагается за счет взаимного влияния Bi/Pb фаз-гомологов, представляющих "квази" гетерогенную систему по аналогии с механизмом, предложенным Рашибой для гетерофазных полупроводников.

**Ключевые слова:** солнечная энергия, SFAQ-T технология, Bi/Pb сверхпроводники,  $T_c=295-315\text{K}$ , фазы-гомологи, "квази" гетерофазная система

## QUYOSH PECHI DA (PARKENT) SINTEZ QILINGAN $T_c=295\text{K}-315\text{K}$ FAZALARDAN TASHKIL TOPGAN PAST QARSHILIKLI Bi/Pb KERAMIKA

Dilbara GULAMOVA<sup>1</sup> (gulamova@uzsci.net), Timur GULAMOV<sup>2</sup> (Gulamovtimur@gmail.com)

<sup>1</sup>"Fizika – Quyosh" ICFB Materialshunoslik instituti, Toshkent, O'zbekiston

<sup>2</sup>Moskva Po'lat va Qotishmalar institutining filiali, Olmaliq, O'zbekiston

Ushbu ishning maqsadi  $\text{Bi}_{1-x}\text{Pb}_x\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$  ( $n=5-9$ ) seriyasining shisha-kristalli prekursorlari asosida quyma teksturali supero'tkazuvchi keramika olishdir. O'ta o'tkazuvchan materiallarni ishlab chiqarish texnologiyalari tavsiflangan. Eritish usullari va "Super Fast Alloys Quenching-T" texnologiyasining afzalliklari ko'rsatilgan. Quyosh energiyasida olingan prekursorlar va keramika kompozitsiyalari, sintez usullari va xususiyatlarini o'rganish keltirilgan. Shisha-kristalli prekursorlar va ular asosida o'ta o'tkazuvchan keramika morfologiyasining o'zaro bog'liqligi aniqlandi. Nano o'lchamli yadrolar peritektik reaksiya natijasida  $T_c = 295-315\text{K}$  bilan o'ta o'tkazuvchan fazalar hosil bo'lishining asosi aniqlandi ko'rsatildi. Yuqori o'ta o'tkazuvchan fazalarni o'z ichiga olgan nano tuzilmaviy qatlamli keramikalarda o'tkazish mexanizmi ta'kid qilingan. Past qarshilikka ega keramika o'tkazuvchanligiga hissa Rashba tomonidan geterofazali yarimo'tkazgichlar uchun ta'kid qilingan mexanizmga o'xshashlik bilan "kvazi" geterogen tizimni ifodalovchi Bi/Pb gomologik fazalarining o'zaro ta'siri tufayli qabul qilinadi.

**Kalit so'zlar:** quyosh energiyasi, sintez, Bi/Pb o'ta o'tkazgichlar,  $T_c = 295-315\text{K}$ , homolog fazalar, "kvazi"-heterofazic sistem

DOI: 10.51348/U U E2155

### Введение

Перспектива использования сверхпроводящих Bi/Pb купратов не только для длинномерных, но и для объемных изделий является основанием для поиска технологий изготовления высоко текстурированной сверхпроводящей керамики. Технологии на основе метода твердофазных реакций и их различные модификации: химическая гомогенизация, получение золя из нитратов и последующая распылительная сушка, пиролиз аэрозолей, криохимические способы [ 1, 2 ], варьирование условий механической подготовки прекурсоров, температурно-временных параметров обжига и другие способы [3-8], направленные на создание высокой плотности, текстуры, малой разориентации межзеренных границ трудоемки и не всегда позволяют избежать негативного влияния гранулярной структуры. Расплавные технологии улучшают сверхпроводящие, транспортные и магнитные свойства керамики за счет формирования высокой плотности, малоугловых межкристаллитных границ, текстуры, слоистой морфологии, высокой плотности дефектов и силы пиннинга. Предложенный Р. Мс Гинн метод синтеза Y-123 купратов

медленной кристаллизацией расплава позволил получить микроструктуру, в которой медленным охлаждением расплава в кристаллографическом направлении [001] были минимизированы дефекты по оси [001]. Варьированием условий охлаждения расплава получена текстура в базовой плоскости соединения Y-123 и изменены высокоугловые межзеренные границы. У купратов Bi/Pb 2201 и 2212 были улучшены сверхпроводящие свойства благодаря повышенной плотности дефектов и, соответственно, усилению пиннинга [9]. Стеклокристаллические технологии, представляющие одну из модификаций "расплавного" метода, позволяют получить высококую гомогенность, пониженную сегрегацию, увеличить взаимную растворимость компонентов. Из стеклокристаллических прекурсоров возможно формирование изделий сложного профиля. Но такие сверхпроводники авторы [10, 11] характеризуют низкой плотностью тока, плохими механическими свойствами из-за пористой неоднородной структуры. В "Solar Fast Alloys Quenching-T" методе использована техника направленного быстрого охлаждения расплава, позволяющая получить высоко текстурированные нано кри-

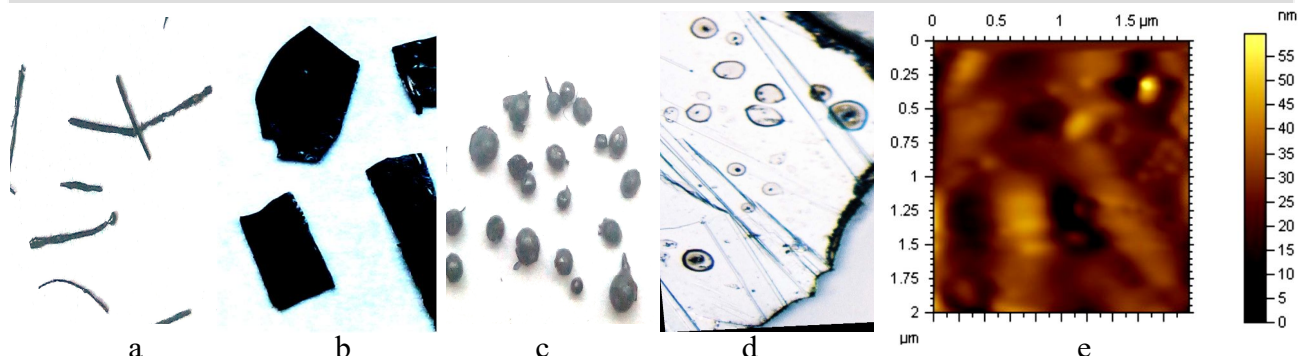


Рисунок 1. Прекурсоры, полученные в солнечной печи: (а) иглы, (б) пластинки, (с) сферолиты; (d) слоистая структура прекурсора-пластинки; (е) нано зародыши в прекурсоре-пластинке.

сталлические прекурсоры и сверхпроводящую керамику с  $T_c$  более 200K [12-14]. В этом методе нагрев осуществляли концентрированным солнечным излучением. Эта энергосберегающая технология имеет преимущества: i) быстрая и полная реакция между исходными веществами в расплаве; ii) высокая чистота процесса; iii) равновесное парциальное давление кислорода и возможность стабилизации  $\text{Cu}^{2+}$ ; iv) простой процесс закалки расплава; v) высокий температурный градиент в зоне плавления [15, 16]. Технология (SFAQ-T), основанная на использовании солнечной энергии, представляет интерес для развития новых принципов обработки расплава и получения высоко текстурированных плотных объемных сверхпроводящих керамик с высокой концентрацией центров пиннинга, дислокаций, дефектов упаковки, с субмикро и нано-метрической микроструктурой сверхпроводящих фаз [12]. Синтез солнечной технологией сверхпроводящих фаз с  $T_c = 262\text{K}$ ,  $295\text{K}$  в ряду  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , ( $n=3-20$ ), а также результаты работы [17] о получении  $\text{Bi/Pb}$  2233  $T_c = 197\text{K}$  под давлением позволили надеяться на возможность синтеза высших, стабильных в обычных условиях  $\text{Bi/Pb}$  сверхпроводящих фаз с высокой критической температурой сверхпроводящего перехода и их преобладающим содержанием в объеме массивного керамического образца.

### Методы исследования

Микроструктуру исследовали на атомно-силовом микроскопе «Solver Next», «ACM-550 AGILENT», электронном микроскопе «ZEISS». Для измерения сопротивления керамики в температурном интервале 77-325K использовали четырех контактный метод. Серебряные контакты наносили на поверхность образца через 2,5 мм. Электрические характеристики определяли цифровым мультиметром "RIGOL DM3058E" ( $U = \pm 0,015\%$ ;  $I = \pm 0,055\%$ ). Температуру измеряли термопарой хромель-капель, градуировка в кипящей и ледяной воде, контрольная термопара хромель-алюмель. Точность измерения температуры  $\pm 2,5$  °C (ГОСТ P8.585-2001). Также критические температуры сверхпроводящего перехода исследовали методом торсионных колебаний [18, 19].  $T_c$  определяли по температурным зависимостям частоты колебаний  $\omega = 2\pi/t$  (где  $t$  – период коле-

баний сверхпроводника в постоянном внешнем магнитном поле  $H=150$  мТ в интервале температур (77K - 300K). Процедура этого эксперимента включала охлаждение образца FC (field – cool) до  $T=77\text{K}$  в поле  $H=150$  мТ и последующие измерения по мере медленного отогрева в течение 6-8 часов до комнатных температур при неизменном  $H$ . Одновременно с периодом колебаний исследованы диссипативные процессы путем измерения логарифмического декремента затухания, сопровождающего сверхпроводящий или структурный переход. Используемая методика позволяла наблюдать и релаксационные явления (реформацию) магнитной структуры относительно приложенного внешнего магнитного поля при изменении температуры.

Прекурсоры для синтеза сверхпроводящей керамики готовили из смесей порошков:  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ,  $\text{PbO}$ ,  $\text{SrSO}_3$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{CuO}$  марки “ч” в соотношениях, соответствующих формуле  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ ;  $n=20-30$ ). Шихты плавил в Большой солнечной печи (Паркент) при плотности прямой солнечной радиации более  $420$  Вт/см<sup>2</sup>. Градиент температуры в ванне расплава между фронтальной поверхностью расплава, подвергаемой воздействию солнечного излучения и водоохлаждаемой подложкой составлял до 3-х порядков ( $\sim 1460-12$  °C). Закалку расплава осуществляли под давлением. Керамические образцы - диски диаметром 11-26 мм, толщиной 1,5-3 мм готовили из прекурсоров по керамической технологии: помол прекурсоров до величины зерна менее 60 мкм, одноосное прессование при давлении = 2300-3500 дН, обжиг в температурном интервале 843-850 °C ( $\pm 2^\circ$ ) осуществляли в воздушной атмосфере в печи “SNOL-1200” с автоматической регулировкой температурного режима. Время обжига изменяли от 3 до 90 часов.

### Результаты и обсуждение

Прекурсоры, полученные закалкой расплава в солнечной печи, представлены на рисунке 1: иглы длиной 4-12 мм толщиной менее 0,2 мм (а), хрупкие пластинки неправильной формы толщиной менее 1 мм (б), сферолиты диаметром 0,1-3мм (с). Форма и размеры прекурсоров зависели от степени перегрева расплава и условий закалки. Коли-



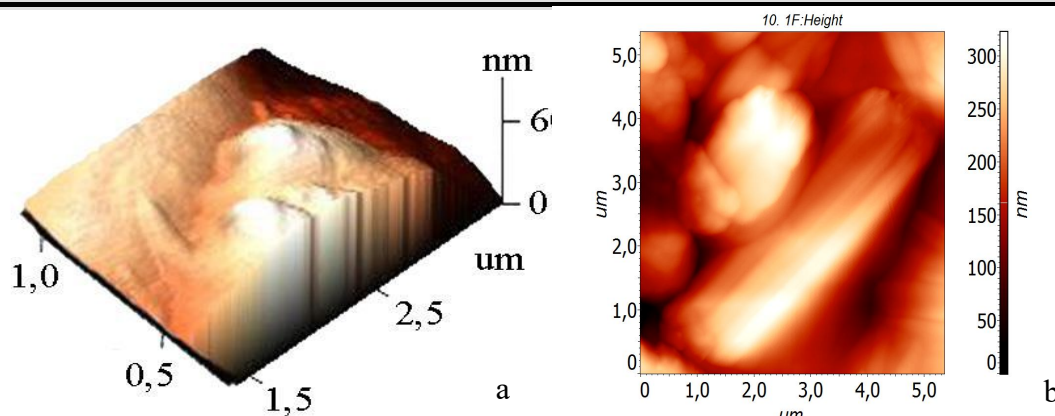


Рисунок 2. Микроструктура скола прекурсора-пластинки (а), наноразмерная слоистая структура кристаллита-зародыша (b).

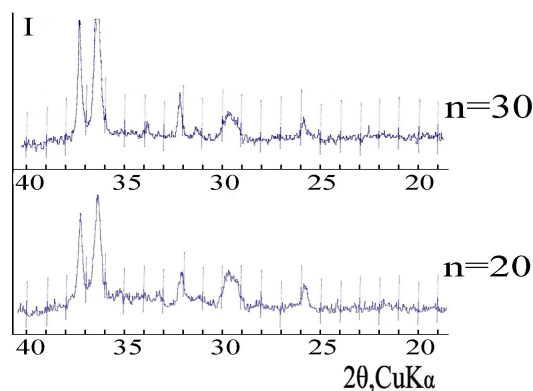


Рисунок 3. Фазовый состав прекурсоров ряда  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{19}\text{Cu}_{20}\text{O}_y$  ( $n=3, 5, 9, 20$ ), полученных “SFAQ-T” технологией в Большой солнечной печи (Паркент).

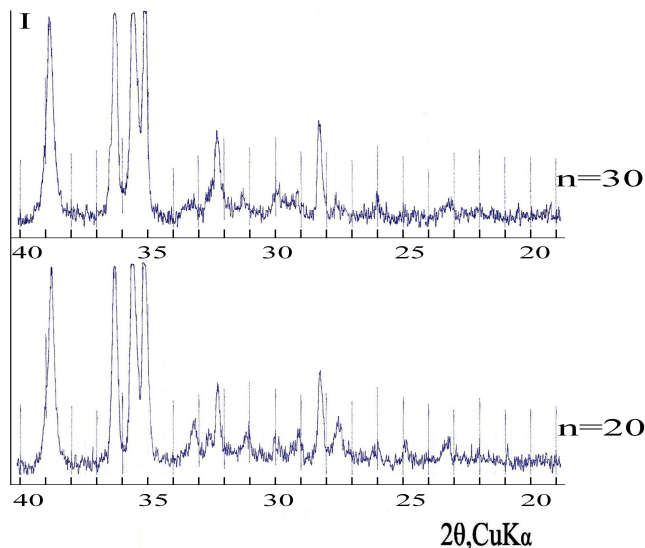


Рисунок 5. Рентгенограммы керамики номиналов  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , ( $n=20, 30$ ), 845 °C, 48 часов.

чество иголок и сферолитов увеличилось на ~7% отн. при перегреве расплава.

Прекурсоры-пластинки состоят из плотно уложенных слоев (рис. 1d). Микроструктура скола прекурсора-пластинки на рисунке 2 показывает ориентированные в одном направлении колонии нано кристаллитов в окружении стеклообразной фазы (рис. 2a). Векторная ориентация кристаллитов обусловлена направленным воздействием источника нагрева - концентрированного солнечного



Рисунок 4. Микроструктура керамики, полученной из “SFAQ-T” прекурсора номинала  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{19}\text{Cu}_{20}\text{O}_y$ .

излучения, резким градиентом в ванне расплава и при закалке. Структура кристаллита-зародыша, показанная на рисунке 1b, представляет параллельные наноразмерные слои.

Фазовый состав прекурсоров по данным рентгеновского анализа представлен слабыми следами рентгеноаморфной и кристаллическими фазами (рис. 3). На дифрактограммах прекурсоров номиналов ( $n=20, 30$ ) четко представлены рефлексы идентичной кристаллической фазы:  $2\theta=25,9; 29,45-29,85; 32,15; 33,35; 33,85; 36,4; 37,4$  (рис. 5). Эти рефлексы входят в системы отражений фаз-гомологов ряда  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{19}\text{Cu}_{20}\text{O}_y$  ( $n=2-20$ ) [20]. Кроме сильных основных рефлексов установлено множество рефлексов слабой интенсивности, поэтому определение их структуры было затруднено.

Керамические образцы-диски, приготовленные из прекурсоров, были черного цвета, пористость составляла до 12%, прочность на изгиб ~23МПа. Микроструктура керамики номиналов

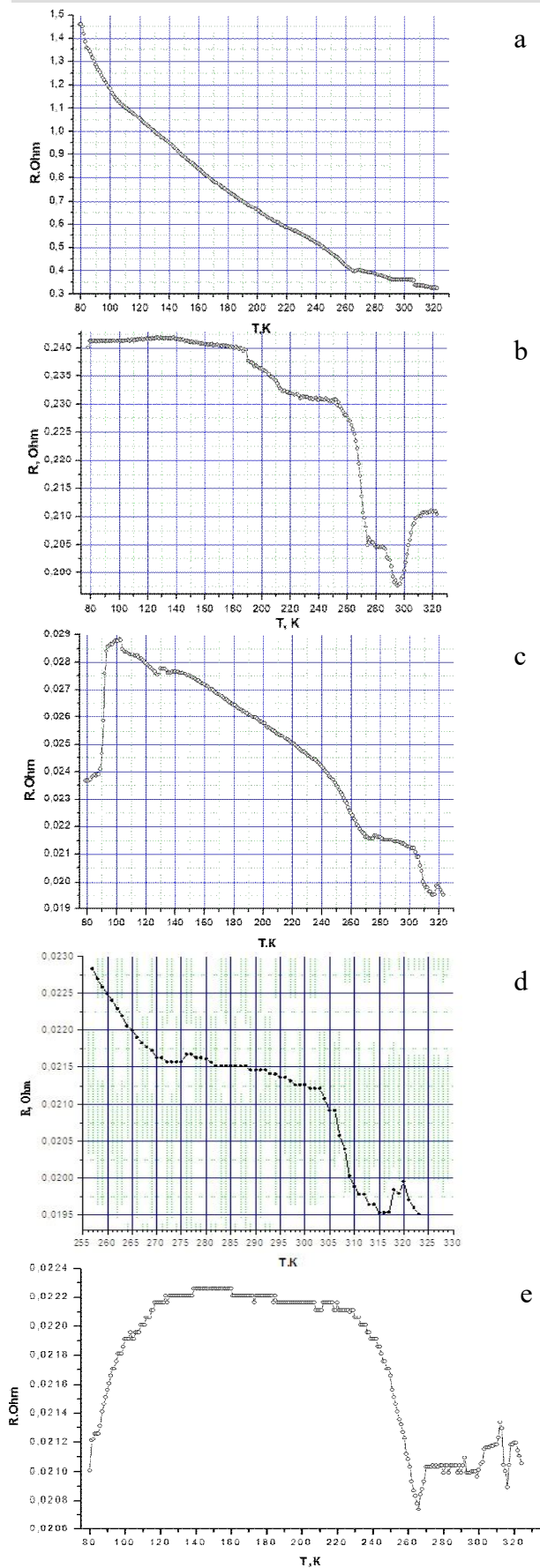


Рисунок 6. Изменение сопротивления керамики: номинала  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{19}\text{Cu}_{20}\text{O}_y$ , 847 °С, 3 ч (а), 847 °С, 10 ч (б), 847 °С, 15 ч (с, д); номинала  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{29}\text{Cu}_{30}\text{O}_y$ , 847 °С, 3 ч (е) в температурном интервале 77-320К.

Параметры элементарной ячейки керамик номиналов  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , (n=3-20)

n	a, Å	b, Å	c, Å
3	3,8424	3,7948	36,9936
5	3,8396	3,8014	49,3792
7	3,8375	3,8304	61,4054
9	3,8293	3,8206	74,0928
12	3,8140	3,7905	92,2837
15	3,8583	3,8130	110,7014
25	3,8287	3,8472	140,7450
20	3,8264	3,8436	141,9174
30	3,8439	3,8282	140,7273

(n=20) и (n=30) была идентична. Как пример, структура скола керамики номинала  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{19}\text{Cu}_{20}\text{O}_y$  представлена на рисунке 4. Наноразмерные параллельные слои объединены в блоки 3б. Разориентация блоков может быть связана с произвольным насыпанием в пресс-форму порошка прекурсора перед формованием керамики и, в определенной степени, может быть устранена направленным воздействием теплового потока и введением добавок прекурсоров-гомологов с n=3-5, содержащих большое количество стеклофазы, которая облегчит направленную ориентацию кристаллитов под векторным воздействием теплового потока в процессе текстурирования.

Сравнение морфологии прекурсоров и керамики выявляет их взаимосвязь. Слоистое строение керамики (рис. 4), идентичное микроструктуре кристаллических нано зародышей (рис. 1а; б) показывает, что нано зародыши прекурсоров являлись центрами, на которых в результате перитектического взаимодействия между кристаллитами-зародышами и рентгено-аморфной фазой образовывались слои сверхпроводящих фаз-гомологов.

Иденцирование рентгенограмм керамики (рис. 5) согласно данных [20] показало образование  $\text{Bi}/\text{Pb}$ фаз-гомологов ряда  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , (n=3-9, 20, 30). Параметры элементарной ячейки фаз-гомологов в зависимости от состава представлены в таблице. Пропорциональная зависимость параметров элементарной ячейки от (n) соответствует увеличению слоев в элементарных ячейках фаз-гомологов ряда  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , (n=20, 30).

Изменение сопротивления керамики номиналов  $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{(n-1)}\text{Cu}_n\text{O}_y$ , (n=20, 30) в температурном интервале 77-320К приведено на рисунке 6.

Снижение сопротивления керамики до значений менее 1 Ohm может происходить в результате влияния сверхпроводящих фаз с  $T_c=302-320\text{K}$  на проводимость образца в целом.

### Заклучение

Полученные результаты подтвердили общее мнение экспериментаторов и теоретиков об определяющем влиянии технологии синтеза на критические свойства Bi/Pb сверхпроводящих купратов. Основным отличием “SFAQ-T” технологии является синтез прекурсоров в резко градиентных условиях, создаваемых в ванне расплава и закалкой. Такие условия обеспечивают образование возможных в данной системе фаз и формирование текстурированных нано размерных зародышей кристаллитов-гомологов. Образованные изначально на этапе синтеза прекурсоров зародышей фаз-гомологов и высокая текстура оказывают определяющее влияние на формирование нано слоистой сверхпроводящей керамики, состоящей из фаз гомологов. Таким

образом, Bi/Pb керамика имеет состав, представленный фазами-гомологами, которые отличаются между собой количеством токопроводящих слоев и представляют квазигетерогенную систему. В такой системе между соседними фазами вследствие разности потенциалов будет осуществляться перенос зарядов на межзеренную границу. Процесс переноса зарядов будет инициироваться сверхпроводящей фазой при ее критической температуре  $T_c$ , определенной для каждой сверхпроводящей фазы.

Таким образом, данное исследование показывает, что керамика, представляющая систему сверхпроводящих фаз – гомологов, характеризуется вкладом в проводимость “квази” гетеро фаз, аналогично гетерофазным полупроводниковым системам.

### REFERENCES

1. Bednorz G.J., Muller K.A. Perovskite-type oxides-the new approach to high-Ts superconductivity, Nobel lecture, 1987, December 8, by IBM Research Division, Zurich Research Laboratory, 8803, Rüschlikon, Switzerland.
2. Tret'yakov Yu.D., Kazin P.Ye. Novyye problemy i resheniya v materialovedenii keramicheskikh sverkhprovodyashchikh kupratov. [New problems and solutions in materials science of ceramic superconducting cuprates]. *Neorganicheskiye materialy*, 1993, vol. 29, no. 12, pp. 1571-1581.
3. Tret'yakov Yu.D., Goodilin E.A. Chemical principles of preparation of metal-oxide superconductors, *RussChem.Rev.*, 2000, vol. 69, no. 1, pp. 1–34. doi:10.1070/RC2000v069n01ABEH000526
4. Michel C., Hervien M., Borel M.M. et al. Superconductivity in the Bi-Sr-Cu-O system. *Z. Phys. B.*, 1987, vol. 68, pp. 421 - 423.
5. Grigorashvili Yu.E. Manufacturing Technology of the (Bi,Pb)<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>Ca<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>10</sub> high temperature superconductors properties, *Technology and Application*, 2012, April, pp. 242-237.
6. Maeda H., Tanaka Y., Fukutomi M. et al. A new high-T<sub>c</sub> oxide superconductor without a rare earth element. *Jap. J. Appl. Phys.*, 1988, vol. 27, pp. L209-L210.
7. Nikiforova G.Ye., Lazarev V.B., Shaplygin I.S. Vismutsodarzhashchiye oksidnyye vysokotemperaturnyye sverkhprovodniki [Bismuth-donating oxide high-temperature superconductors]. *Neorganicheskiye materialy*, 1992, no. 3, pp. 453-471.
8. Tarrance J.B., Tokura Y., Laplaza S.J. et al. New class of high T<sub>c</sub> structures: intergrowth of multiple copper oxide perovskite – like with double sheets of BiO. *Solid State Commun.*, 1988, vol. 66, no. 7, pp. 703-716.
9. Knot'ko A.B., Korolev D.V., Garshv A.B., Putlyayev V.I. Oblast' gomogennosti tverdykh rastvorov na osnove Bi<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>CaCu<sub>2</sub>O<sub>8</sub>+d s zameshcheniyem shchelochnozemel'nykh elementov HaNd i La [Homogeneity region of solid solutions based on Bi<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>CaCu<sub>2</sub>O<sub>8</sub> + d with substitution of HaNd and La for alkaline earth elements]. *Zhurnal neorganicheskoy khimii*, 2001, vol. 46, no. 8, pp. 1364-1367.
10. McGinn Paul J. Progress in the melt texturing of RE-123 superconductors]. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 1994, vol. 46, pp. 31-33.
11. Abe Y. Formation and shaping of BSCCO superconductors by melt-quenching into metallic Ag- and Cu- pipes. *Department of Materials Science and Engineering, Nagoya Institute of Technology, Soriso-oho, Shawa-ku, Nagoya*, pp. 466.
12. Bobylev N.B., Romanov Ye.P., Lyubimov M.G. i dr. Issledovaniye vozmozhnosti primeneniya steklokeramicheskoy tekhnologii dlya polucheniya VTSP-materialov na osnove soyedineniy sistemy Bi-Sr-Ca-Cu-O [Investigation of the possibility of using glass-ceramic technology to obtain HTSC materials based on compounds of the Bi-Sr-Ca-Cu-O system]. *Sverkhprovodimost': fizika, khimiya, tekhnika*, 1990, vol. 3, no 4, pp. 717-724.
13. Chigvinadze J.G., Acrivos J.V., Ashimov S.M., Gulamova D.D., Donadze G.J, arXiv.org>cond-mat>arXiv:1710.10430, 2017.
14. Chigvinadze J.G., Tavkhelidze V., Mamniashili G.I., Acrivos J.V., Ashimov S.M., Gulamova D.D. [Vibration reed study of superconducting cuprates fabricated by superfast quenching in a solar furnace], *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 2019, vol. 9, no. 4, pp. 4495-4499.
15. Chigvinadze J.G., Ashimov S.M., Gulamova D.D., Acrivos J.V, Critical temperature of the superconducting transition of individual phases of multiphase bismuth cuprates after cooling in a magnetic field to a temperature of 77K. *Low Temperature physics*, 2019, vol. 45, pp. 445-453.
16. Gulamova D.D., Chigvinadze J.G., Ashimov S.M. Bi/Pb komnatno-temperaturnyye sverkhprovodyashchiye fazy T<sub>s</sub>=291K, 295K, poluchennyye solnechnoy energiyey [Bi/Pb room temperature superconducting phases of T<sub>s</sub>=291 K, 295 K obtained by solar energy]. *Chemistry and Chemical Engineering*, 2019, no. 2, pp. 3-6
17. Gulamova D.D., Karimov A.V., Chigvinadze J.G., Ashimov S.M. i dr., Issledovaniye kriticheskoy temperatury Ts gomofaznykh sverkhprovodnikov Bi<sub>1,7</sub>Pb<sub>0,3</sub>Sr<sub>2</sub>Ca<sub>(n-1)</sub>Cu<sub>n</sub>O<sub>y</sub> (n=3,4,5) i vol't-ampernykh kharakteristik sendvich-par poluprovodnik InP-sverkhprovodnik Bi/Pb (2223,2234,2245) [Study of the critical temperature T<sub>c</sub> of homophase superconductors Bi<sub>1,7</sub>Pb<sub>0,3</sub>Sr<sub>2</sub>Ca<sub>(n-1)</sub>Cu<sub>n</sub>O<sub>y</sub> (n = 3,4,5) and current-voltage characteristics of sandwich pairs InP semiconductor-superconductor Bi/Pb (2223.2234 , 2245)]. *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 2019, vol. 89, no. 4, pp. 583-589.
18. Rabinovich K.S., Samojlenko L.L., Shnejder A.G., Sposob polucheniya sverkhprovodyashchego materiala na osnove Bi-2223 s kriticheskoy temperaturoy perekhoda 197K [A method of obtaining a superconducting material based on Bi-2223 with a critical transition temperature of 197K]. Patent RF, no. 2017274, 2015.
19. Chigvinadze J., Buntar V., Ashimov S., Machaidze T., Donadze G. Nanochemistry and Nanotechnologies. *Proc. of Papers of the First International Conference*, 2010, March 23-24, Tbilisi. p. 238.
20. Ashimov S.M., Chigvinadze J.G. Tursion balance for studying anisotropic magnetic properties of superconducting materials. *Instruments and Experimental Techniques*, 2002, vol. 45, no. 5, pp. 431-435.
21. Tarascon J., Le Page M., Barboux P. et al. Crystal substructure and physical properties of the superconducting phase Bi<sub>4</sub>(Sr, Ca)<sub>6</sub>Cu<sub>4</sub>O<sub>16+x</sub>. *Phys.Rev. B.*, 1988, vol. 37, pp. 9382 – 9389.