

НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

NANOMATERIALS AND NANOTECHNOLOGIES

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 620.3
DOI: 10.18503/1995-2732-2026-24-2-165-172



ИССЛЕДОВАНИЕ МОНОДОМЕННЫХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ YBCO С ВЫСОКИМИ КРИТИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ

Теплоухов А.А.¹, Серопян Г.М.², Сычев С.А.², Федосов Д.В.², Семенюк Н.А.³, Скакун Д.В.¹

¹ Омский государственный технический университет, Омск, Россия

² Омский государственный университет им. Ф. М. Достоевского, Омск, Россия

³ Нижневартковский государственный университет, Нижневартковск, Россия

Аннотация. Постановка задачи (актуальность работы). Развитие современной техники и электроники вызывает необходимость совершенствования методов промышленного производства сверхпроводящих систем с высокими значениями сверхпроводящих параметров, такими как плотность тока $J_c \sim 90$ и температура перехода $T_c \sim 90$ К. В данной работе успешно изучен и протестирован процесс выращивания сверхпроводящих кристаллов, позволяющий получать монодоменные образцы YBCO различных размеров с заданными характеристиками (диаметром от 20 до 50 мм). Данный процесс представляет собой рост домена из перитектического расплава с использованием в качестве затравки монокристаллов $\text{Sm}_{1,8}\text{Ba}_{2,4}\text{Cu}_{3,4}\text{O}_{7-x}$, легированных оксидом магния (MgO). **Используемые методы.** Для выращивания сверхпроводящих монодоменов использовался метод роста из расплава с более тугоплавким затравочным кристаллом на поверхности образца. Образцы в виде таблеток были получены однонаправленным одноосевым прессованием из смеси порошков $\text{Y}_{1,8}$ и 1% CeO_2 . Партия образцов нагревалась до 1055 К, которая выше температуры перитектического распада $\text{Y}_{1,8}\text{Ba}_{2,4}\text{Cu}_{3,4}\text{O}_{7-x}$, но ниже температуры распада затравочного кристалла. Далее температура в печи опускалась до температуры зарождения домена из затравочного кристалла и постепенно снижалась со скоростью 0,2-0,3°C/ч. **Новизна.** Описана методика проведения измерения силы левитации. **Результат.** Получены зависимости приведенной массы монодоменных образцов YBCO (диаметром 30 мм) от времени насыщения кислородом. Методом РЭМ показано, что полученные рассматриваемым в работе методом сверхпроводники действительно являются монодоменными, о чем свидетельствует ступенчатая структура на поверхности. **Практическая значимость.** Исследование в области синтеза сверхпроводящих монодоменных керамик позволит повысить такие характеристики, как захваченное магнитное поле, и использовать ее в качестве сверхсильных магнитов.

Ключевые слова: монодоменные образцы YBCO, сила левитации, оптимальные режимы отжига керамик, перитектический расплав YBCO

© Теплоухов А. А., Серопян Г.М., Сычев С.А., Федосов Д.В., Семенюк Н.А., Скакун Д.В., 2026

Для цитирования

Исследование монодоменных сверхпроводящих керамических образцов YBCO с высокими критическими параметрами / Теплоухов А.А., Серопян Г.М., Сычев С.А., Федосов Д.В., Семенюк Н.А., Скакун Д.В. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2026. Т. 24. №2. С. 165-172. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2026-24-2-165-172>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

STUDY OF SINGLE-DOMAIN YBCO SUPERCONDUCTING CERAMIC SAMPLES WITH HIGH CRITICAL PROPERTIES

Teploukhov A.A.¹, Seropyan G.M.², Sychev S.A.², Fedosov D.V.², Semenyuk N.A.¹, Skakun D.V.¹

¹ Omsk State Technical University, Omsk, Russia

² Dostoevsky Omsk State University, Omsk, Russia

³ Nizhnevartovsk State University, Nizhnevartovsk, Russia

Abstract. Problem Statement (Relevance). The rapid development of modern engineering and electronics necessitates the improvement of industrial production methods for superconducting systems exhibiting high superconducting performance parameters, such as critical current density $J_c \sim 90$ and superconducting transition temperature ($T_c \sim 90$ K). In this work, the process of growing superconducting crystals has been successfully investigated and tested, enabling the production of YBCO single-domain samples of various sizes with specified characteristics (diameters ranging from 20 to 50 mm). The process involves domain growth from a peritectic melt using MgO-doped $\text{Sm}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ single crystals as seed crystals. **Methods Applied.** Single-domain superconductors have been grown using the top-seeded melt growth technique with a seed crystal having a higher melting point than the superconducting material. Pellet-shaped samples have been fabricated by unidirectional uniaxial pressing of a powder mixture of $\text{Y}_{1.8}$ and 1% CeO_2 . The batch of samples has been heated to 1055 K, which is above the peritectic decomposition temperature of $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ but below the decomposition temperature of the seed crystal. Subsequently, the furnace temperature has been lowered to the domain nucleation temperature, and then gradually decreased at a rate of 0.2-0.3 °C/h. **Originality.** A methodology for measuring the levitation force of superconducting samples is presented. **Result.** The dependence of the normalized mass of YBCO single-domain samples (30 mm in diameter) on oxygenation time has been obtained. Scanning electron microscopy (SEM) has demonstrated that the superconductors produced by the proposed method are indeed single-domain, as confirmed by the characteristic stepped surface morphology. **Practical Relevance.** Research on the synthesis of superconducting single-domain ceramics will make it possible to improve such characteristics as trapped magnetic field and enable their application as ultra-high-strength magnets.

Keywords: YBCO single-domain samples, levitation force, optimal ceramic annealing regimes, YBCO peritectic melt

For citation

Teploukhov A.A., Seropyan G.M., Sychev S.A., Fedosov D.V., Semenyuk N.A., Skakun D.V. Study of Single-Domain YBCO Superconducting Ceramic Samples with High Critical Properties. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2026, vol. 24, no. 2, pp. 165-172. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2026-24-2-165-172>

Введение

Материалы на основе YBCO являются перспективными материалами с высокими критическими параметрами: критической плотностью тока $J_c \sim 90 \frac{\text{А}}{\text{см}^2}$ и температурой перехода $T_c \sim 90$ К в сверхпроводящее состояние [1, 2]. Методика выращивания сверхпроводящих монокристаллов методом плавления спрессованной смеси порошков стала стандартной техникой для производства объемных сверхпроводящих образцов с высокими критическими параметрами [3-6]. Авторами в течение семи лет исследовались условия синтеза и накоплен значительный опыт в получении сверхпроводящих поликристаллических и монокристаллических образцов состава $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ диаметром от 20 до 50 мм.

В данной работе описан метод получения объемных сверхпроводников $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Y1.8) цилиндрической формы диаметром 30 мм, а также приведены результаты анализа выращенного монокристалла Y1.8 .

Материалы и методы исследования

Для приготовления образцов $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Y1.8) использовались реактивы $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$, CuO марки ЧДА и Y_2O_3 марки ОСЧ в необходимых количествах. Реактивы перемешивались и были подвержены медленному нагреву в серебряном тигле при температуре от 22 до 890-900°C в течение 9-12 ч. Смесь начинает плавиться при температуре около 650-660°C, при этом расплавленный азотнокислый барий начинает интенсивно взаимодействовать с Y_2O_3 и CuO . Дальнейшее медленное нагревание необходимо для завершения реакции разложения $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$ и его более полного взаимодействия с CuO и Y_2O_3 . Полученный после охлаждения спек легко извлекается из тигля и подвергается грубому размолу до размера частиц 1-3 мм, после чего в него добавляется 1% порошка диоксида церия (CeO_2) от общей массы.

Смесь перемешивалась и размалывалась в шаровой мельнице HSIANG TAI (ball mill) в течение 6 ч для обеспечения однородности полученного порошка и дальнейшего насыщения кислородом [5, 7-

9]. Полученный порошок просеивался через сито марки Haver & Boecker, размер ячеек 150 мкм. Для определения размера частиц исходного порошка диоксида церия (CeO_2), а также смеси порошка Y1.8 и CeO_2 использовался анализатор размера частиц SALD-2300. На **рис. 1** представлена функция распределения частиц по размеру для исходного CeO_2 и для смеси порошка Y1.8 и CeO_2 .

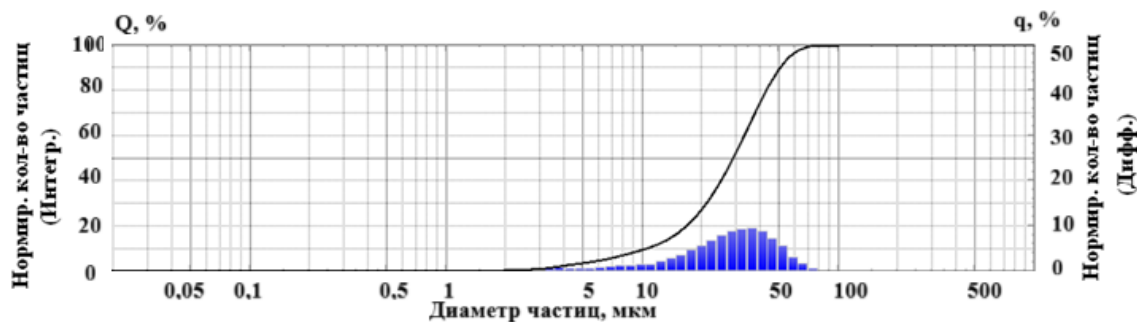
Из **рис. 1, а** видно, что основной размер частиц находится в диапазоне 10–80 мкм, ~20% (максимальное количество частиц) имеют диаметр около 35 мкм. Согласно функции распределения частиц смеси порошка Y1.8 и CeO_2 , наблюдается два распределения: первое – от 1 до 30 мкм, характерное для CeO_2 , распределение стало более плавным (отсутствует четко выраженный пик); второе – соответствует распределению частиц Y1.8. Максимальное количество частиц Y1.8 приходится на ~100 мкм.

Просеянный порошок уплотнялся в стальной форме методом одноосного прессования в заготовку диаметром 33 мм и высотой 100 мм под давлением 1800–2000 кг/см². На полученную заготовку по центру накладывался затравочный монокристалл $\text{Sm}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Sm1.8), допированный 1 мас.% MgO. Образцы YBCO выращивались из расплава в

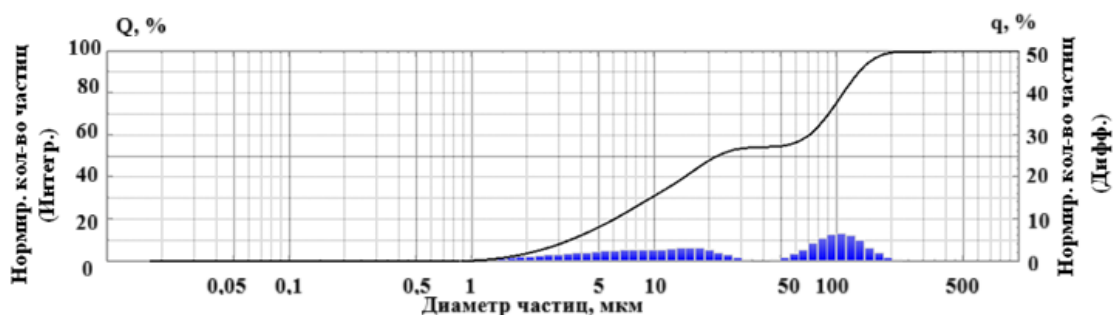
течение 120 ч при температуре от 1055 до 982°C, с медленным охлаждением. Процесс роста монокристалла начинается при нагреве выше температуры перитектического расплава $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Y1.8), но ниже температуры перитектического расплава затравочного кристалла $\text{Sm}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Sm1.8). В ходе синтеза происходит постепенное снижение температуры со скоростью 0,2–0,3°C/ч [10]. В результате получен образец $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{6.5}$ (Y1.8).

Верхняя поверхность полученных образцов шлифовалась до выравнивания по краям, а нижняя часть отрезалась плоскопараллельно верхней поверхности алмазным диском. Для увеличения концентрации кислорода образцы помещали в кварцевую печь при температуре 400–450°C в течение 48–96 ч в зависимости от размера монокристалла, в результате чего был получен образец $\text{Y}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{6.95}$ (Y1.8), приготовленный с использованием затравки $\text{Sm}_{1.8}\text{Ba}_{2.4}\text{Cu}_{3.4}\text{O}_{7-x}$ (Sm-1.8) методом роста из расплава.

На **рис. 3** представлена зависимость относительной массы монокристаллического образца YBCO диаметром 30 мм от времени насыщения кислородом при 420°C.



а



б

Рис. 1. Функция распределения размера частиц: а – для исходного порошка CeO_2 ; б – для смеси порошка Y1.8 и CeO_2

Fig. 1. Particle size distribution function: a is for the initial CeO_2 powder; б is for the Y1.8- CeO_2 powder mixture



Рис. 2. Образец $Y_{1.8}Ba_{2.4}Cu_{3.4}O_{6.95}$ (Y1.8)
 Fig. 2. Sample $Y_{1.8}Ba_{2.4}Cu_{3.4}O_{6.95}$ (Y1.8)

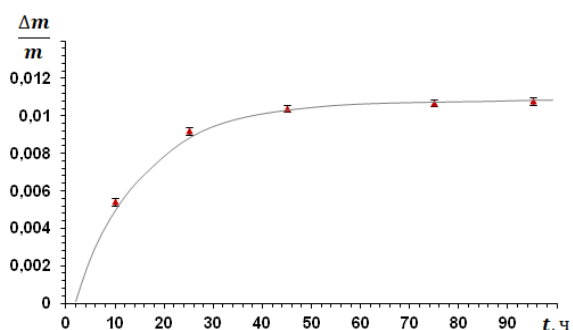


Рис.3. Зависимость относительной массы образца от времени насыщения кислородом при 420°C
 Fig. 3. Dependence of the sample's relative mass on the oxygen saturation time at 420°C

Из графика видно, что относительная масса образца вначале увеличивается до 40 ч, затем практически не изменяется от времени выдержки. Увеличение массы образца обусловлено ростом концентрации кислорода.

Для определения силы левитации монодоменного образца Y1.8 используется медная пластинка в

пенопластовом контейнере, который размещается на настольных весах. Над образцом находится неодимовый магнит диаметром 30 мм и напряженностью магнитного поля на поверхности 0,5 Тл. Напряженность магнитного поля измерялась теслометром с датчиком Холла. Между неодимовым магнитом и медной пластинкой включен звуковой генератор через звуковой динамик, который в момент приближения неодимового магнита на расстояние 0,5 мм до монодоменного образца издает сигнал. В пенопластовый контейнер наливается жидкий азот и после прекращения кипения жидкости на поверхности образца фиксируются показания силы левитации.

Для анализа морфологии поверхности и подтверждения элементного состава сверхпроводящие монодоменные образцы YBCO, полученные из расплава, исследовались методом РЭМ на растровом электронном микроскопе JEOL-5700 с приставкой для энергодисперсионного анализа JED-2300.

По методу Виккерса была определена микротвердость в различных точках поверхности кристалла монодомена.

Результаты и обсуждение

На рис. 4 представлено полученное РЭМ-изображение поверхности образца YBCO при увеличении 33 и 50 крат.

Поверхность образца характеризуется микроступенями, сходящимися к отчетливым ребрам. Такая структура характерна для спирального механизма роста кристаллов [11] и соответствует зонально-секторальной структуре. Из этого предположения следует, что рост граней монодоменной структуры YBCO идет через образование и развитие спиралей. Область поверхности, расположенная наиболее близко к затравочному кристаллу, является наиболее гладкой и ступени на ней отсутствуют.

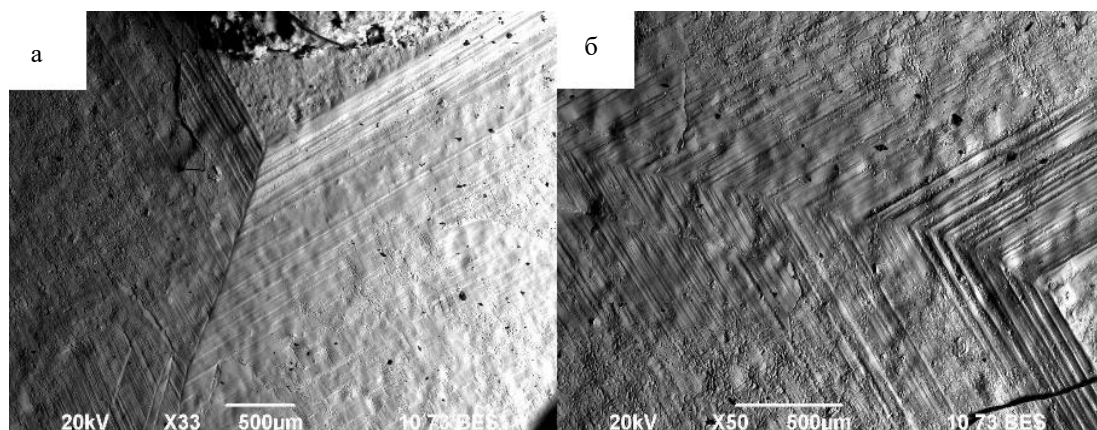


Рис. 4. РЭМ-изображения поверхности сверхпроводящих монодоменных образцов YBCO в режиме отраженных электронов при увеличении: а – 33 крат; б – 50 крат

Fig. 4. SEM images of the surface of YBCO single-domain superconducting samples in backscattered electron mode at magnifications of: a is $\times 33$; б is $\times 50$

На **рис. 5** представлены результаты измерения описанных ступеней.

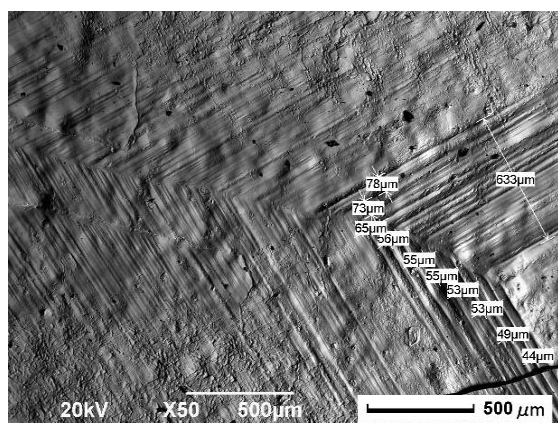


Рис. 5. Результаты измерения морфологии образца YBCO

Fig. 5. Results of YBCO sample morphology measurements

По проведенным измерениям (см. **рис. 5**) установлено, что по мере отдаления от затравочного кристалла ступени становятся менее четкими, а ширина ступеней увеличивается. Таким образом, ширина изменяется с 44 до 78 мкм, а на расстоянии 633 мкм от гладкого участка поверхности невозможно различить отдельные ступени. Полученная морфология позволяет предположить, что по мере роста новые ступени растут отложением слоев, продвигаясь из центра к поверхности, что также соответствует механизму спирального роста [11].

Увеличение ширины ступеней, а также снижение их четкости может свидетельствовать о снижении степени монокристалличности и постепенном переходе в поликристаллическую форму. Такое поведение наблюдается на микрофотографиях образца, представленных на **рис. 4**. Об этом свидетельствует четко выраженный квадрат на поверхности (см. **рис. 2**), отличающийся цветом и отделенный четкой границей от оставшегося объема материала [1, 11]. Предположительно, такой переход из моно- в поликристаллическое состояние может быть связан с высокой скоростью охлаждения получаемых образцов при увеличении их объема (даже отклонение на несколько десятых долей градуса способно привести к такому росту). Известно, что с повышением скорости охлаждения скорость роста увеличивается, размер кристаллитов, из которых состоит кристалл сверхпроводника, уменьшается, а степень их разориентировки возрастает [10].

В **табл. 1** приведены результаты энергодисперсионного анализа для областей при различном удалении от затравочного кристалла.

Из полученных данных предположено, что по мере отдаления от затравочного кристалла происходит постепенное увеличение содержания меди и снижение концентрации кислорода. Если предположить,

что тенденция увеличения содержания меди по мере удаления от затравочного кристалла сохраняется, это может являться одной из причин снижения монокристалличности [11].

Таблица 1. Зависимость концентрации от расстояния до затравочного кристалла

Table 1. Dependence of elemental concentration on the distance from the seed crystal

Расстояние от затравочного кристалла, мкм	Концентрация, ат.%			
	Y	Ba	Cu	O
500	7,2	17,4	24,2	51,2
1000	8,1	20,0	28,4	43,4
1500	7,9	19,9	29,5	42,7

Снижение монокристалличности может свидетельствовать о появлении дефектов в виде угла разориентировки соседних зерен в структуре образцов.

На **рис. 6** показаны зависимости силы левитации от расстояния между магнитом и образцом Y1.8 для диаметров 30 мм (**рис. 6, а**) и 40 мм (**рис. 6, б**).

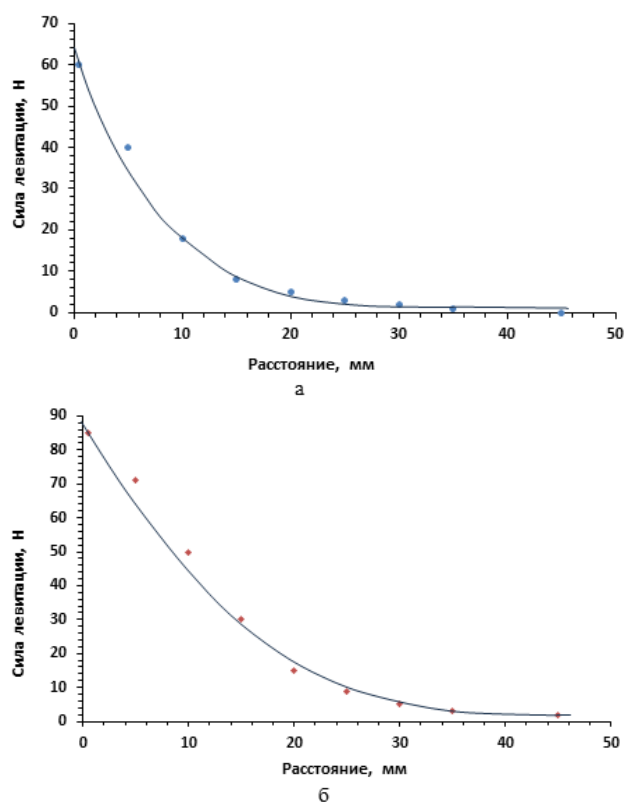


Рис. 6. Зависимость силы левитации от расстояния между неодимовым магнитом и образцом Y1.8: а – для образца диаметром 30 мм и толщиной 10 мм; б – для образца диаметром 40 мм и толщиной 10 мм

Fig. 6. Dependence of levitation force on the distance between the neodymium magnet and the Y1.8 sample: а is sample with a diameter of 30 mm and thickness of 10 mm; б is sample with a diameter of 40 mm and thickness of 10 mm

Из графиков видно, что с увеличением расстояния между магнитом и образцом сила левитации уменьшается. Для образца 40 мм абсолютные значения силы левитации выше, чем для образца 30 мм.

На одинаковых расстояниях от затравочного кристалла на разных плоскостях значение микротвердости практически не изменяется, а с увеличением расстояния до затравочного кристалла наблюдается уменьшение микротвердости образца (табл. 2). Такое изменение микротвердости образца может быть обусловлено ростом зерен структуры образцов, а также образованием дефектов в виде кластеров вакансионного типа за счет диффундирования кислорода и возникновения микрообластей с различной кислородной нестехиометрией [1].

Таблица 2. Изменение микротвердости монодоменов от расстояния до затравочного кристалла
Table 2. Variation of the microhardness of single domains with distance from the seed crystal

Расстояние от затравочного кристалла, мкм	Твердость HV				
	Плоскость 1	Плоскость 2	Плоскость 3	Плоскость 4	На стыке между плоскостями
1000	1459	1461	1465	1460	1490
4000	1111	1050	1179	1164	1320
7000	940	945	936	944	1227

Заключение

Изготовление качественных монодоменных сверхпроводников YBCO представляет собой многопараметрическую задачу. Одним из самых капризных параметров является точное знание температуры перитектического распада для полученной смеси. Эта температура может изменяться в известных пределах в зависимости от качества используемых исходных реактивов, а также методики приготовления исходной шихты для синтеза. Точное знание этой температуры позволяет синтезировать монодоменные образцы максимального размера без роста паразитных кристаллитов вокруг основного домена. Эксперименты также показали, что температурное поле внутри печи должно быть очень однородным и показания термопары должны быть поверены известными способами по эталону или по температуре затвердевания чистых металлов (например, серебра).

Методом РЭМ показано, что полученные рассматриваемым в работе методом сверхпроводники действительно являются монодоменными, о чем свидетельствует ступенчатая структура на поверхности. Наличие такой структуры также является показателем того, что домены растут по спиральному механизму. Изменение ширины и четкости ступенек свидетельствует о снижении монокристалличности и постепенном переходе образца в поликристаллическое состояние от центра к краям. Помимо этого, о

постепенном снижении монокристалличности может свидетельствовать возрастающее содержание меди при удалении от затравочного кристалла. Уменьшающаяся степень монокристалличности предположительно указывает на возрастание количества дефектов в структуре, что отрицательно влияет на силу левитации сверхпроводников. Снижение микротвердости также может говорить о дефектном изменении структуры. Такой подход становится особенно актуальным при синтезе образцов 40, 50 мм в диаметре и более.

Основными проблемами, не позволяющими внедрить производство сверхпроводников Y1.8 стандартными методами на рынок, является высокая стоимость химических компонентов, используемых в процессе изготовления, особые условия их обработки, необходимость четкого детального контроля, как катионной стехиометрии, так и кислородной нестехиометрии. Поскольку ключевые свойства рассматриваемого типа сверхпроводников зависят от содержания в их структуре слабосвязанного кислорода.

Наиболее вероятно получение дефектов в виде разориентированных соседних зерен по краям кристалла при недостаточно долгом обжиге в чистом кислороде, что видно по уменьшению концентрации кислорода.

Эмпирически установлено, что с точки зрения ряда аспектов производства и эксплуатации оптимальным диаметром таких образцов является 20–30 мм. Такие образцы стабильно получаются односторонним одноосевым прессованием вместо изостатического, что сокращает время производства и снижает расход реагентов. Хотя захваченное магнитное поле, связанное с левитацией, теоретически пропорционально диаметру диска, на практике оказывается, что эффективная сила левитации (отношение силы левитации к массе образца) у дисков среднего размера выше, чем у 40 и 50 мм. Вследствие этого для достижения требуемой на заданной площади силы левитации выгоднее использовать комбинации сверхпроводящих дисков меньшего размера вместо использования более крупных.

Список источников

1. Свойства керамик YBCO в зависимости от допирования кислородом / А.Э. Рабаданова, С.Х. Гаджимагомедов, Д.К. Палчаев и др. // Вестник Дагестанского государственного университета. Сер. 1. Естественные науки. 2022. Т.37. Вып. 3. С.42-56.
2. Namburi D. K., Shi, Y., Cardwell D. The processing and properties of bulk (RE)BCO high temperature superconductors: current status and future perspectives // Superconductor Science and Technology. 2021, no. 34, 053002.
3. Финкель В.А. Электропроводность керамических ВТСП $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ с различным содержанием кислорода при низких температурах // ФНТ. 2002. Т. 28. В. 8/9. С. 952-957.
4. Сычѳв С. А., Серопян Г. М., Позыгун И. С. Определение содержания кислорода в сверхпроводящем купра-

- те $YBa_2Cu_3O_x$ методом электродных потенциалов // Вестник Омского университета 2022. Т. 27, № 1. С. 37-41.
- Получение наноструктурированных материалов на основе $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ / С.Х. Гаджимагомедов, М.П. Фараджева, А.Ф.А. Табит и др. // Вестник Дагестанского государственного университета. 2014. Вып. 1. С. 36-42.
 - Связь эффектов проводимости и сверхпроводимости YBCO с особенностями кристаллической структуры / Д.К. Палчаев, С.Х. Гаджимагомедов, Ж.Х. Мурлиева и др. // Вестник Дагестанского государственного университета. Сер. 1. Естественные науки. 2020. Т.35. Вып. 3. С. 96-102.
 - Керамические материалы на основе $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, полученные из нанопорошков / С.Х. Гаджимагомедов, Д.К. Палчаев, М.Х. Рабаданов и др. // Письма в ЖТФ. 2016. Т. 42, №. 1. С. 9-16.
 - Сверхпроводящая микрокристаллическая керамика YBCO: корреляции структуры и свойств / А.Э. Рабаданова, С.Х. Гаджимагомедов, Д.К. Палчаев и др. // Прикладная физика. 2025. №1 С. 84-91.
 - Влияние параметров механоактивации на формирование сверхпроводящей фазы в YBCO-композите / С. Толендиулы, Э. Совет, М. Садыков и др. // Горение и плазмохимия. 2024. № 22 (3). С. 241-250.
 - Effects of cooling rate on single domain growth and the superconducting properties for YBCO bulk / L. Xiao, H. T. Ren, Yanmei Jiao et al. //Physica C: Superconductivity. 2003, vol. 386, pp. 262-265.
 - Чурин С. А., Юнин П. А. Ориентированный рост монокристаллов $YBaCuO$ //Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2013. № 1(1). С. 53-56.
 - at low temperatures. *FNT* [FNT]. 2002;28(8/9):952-957. (In Russ.)
 - Sychev S. A., Seropyan G. M., Pozygun I. S. Determination of oxygen content in superconducting cuprate $YBa_2Cu_3O_x$ by the method of electrode potentials. *Vestnik Omskogo universiteta* [Herald of Omsk University]. 2022;27(1):37-41. (In Russ.)
 - Gadzhimagomedov S.Kh., Faradzheva M.P., Tabit A.F.A. et al. Obtaining nanostructured materials based on $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. *Vestnik Dagestanskogo gosudarstvennogo universiteta* [Bulletin of Dagestan State University], 2014;(1):36-42. (In Russ.)
 - Palchaev D.K., Gadzhimagomedov S.H., Murlieva J.H. et al. The connection of the effects of conduction and superconductivity of YBCO with the features of the crystal structure. *Vestnik Dagestanskogo gosudarstvennogo universiteta. Ser. 1. Estestvennye nauki* [Bulletin of Dagestan State University. Ser. 1. Natural Sciences]. 2020;35(3):96-102. (In Russ.)
 - Gadzhimagomedov S.H., Palchaev D.K., Rabadanov M.H. et al. Ceramic materials based on $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ obtained from nanopowders. *Pisma v ShTF* [Letters to the Journal of Technical Physics]. 2016;42(1):9-16. (In Russ.)
 - Rabadanova A. E., Gadzhimagomedov S. H., Palchaev D. K. et al. YBCO superconducting microcrystalline ceramics: Correlations of structure and properties. *Prikladnaya fizika* [Applied Physics]. 2025;(1):84-91. (In Russ.)
 - Tolendiuly S., Sovet E., Sadykov M. et al. The influence of mechanical activation parameters on the formation of a superconducting phase in YBCO composites. *Gorenie i plazmokhimiya* [Combustion and plasma chemistry]. 2024;(22(3)):241-250. (In Russ.)
 - Xiao L., Ren H. T., Jiao Y. L., Zheng M. H., Chen Y. X. Effects of cooling rate on single domain growth and the superconducting properties for YBCO bulk. *Physica. C, Superconductivity*. 2023;386:262-265. doi.org/10.1016/S0921-4534
 - Churin S. A., Yunin P. A. Oriented growth of monodomain $YBaCuO$ crystals. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo* [Bulletin of Nizhny Novgorod University named after N.I. Lobachevsky], 2013;(1(1)):53-56. (In Russ.)

References

- Rabadanova A.E., Gakhimagomedov S.H., Palchaev D.K. et al. Properties of YBCO ceramics depending on oxygen doping. *Vestnik Dagestanskogo gosudarstvennogo universiteta* [Bulletin of Dagestan State University]. 2022;37(3):42-56. (In Russ.)
- Namburi D. K., Shi, Y. and Cardwell D. The processing and properties of bulk (RE)BCO high temperature superconductors: current status and future perspectives. *Superconductor Science and Technology*. 2021;(34):053002. doi:10.1088/1361-6668/abde88
- Finkel V.A. Electrical conductivity of ceramic $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ceramic HTS with different oxygen content

Поступила 06.11.2025; принята к публикации 19.01.2026; опубликована 30.06.2026
Submitted 06/11/2025; revised 19/01/2026; published 30/06/2026

Теплоухов Андрей Анатольевич – кандидат технических наук, доцент,
Омский государственный технический университет, Омск, Россия.
Email: a.a.lektor@mail.ru. ORCID 0000-0002-5649-2871

Серопян Геннадий Михайлович – кандидат физико-математических наук, доцент,
Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Омск, Россия.
Email: ser_gm@mail.ru. ORCID 0000-0001-8626-2893

Сычев Сергей Александрович – кандидат физико-математических наук, доцент,
Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Омск, Россия.
Email: sychev226@mail.ru. ORCID 0000-0003-3849-8927

Федосов Денис Викторович – учебный мастер,
Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, Омск, Россия.
Email: feden86@mail.ru. ORCID 0000-0002-5617-112X

Семенюк Наталья Андреевна – кандидат технических наук, доцент,
Нижевартовский государственный университет, Нижневартовск, Россия.
Email: sem-natal@mail.ru. ORCID 0000-0003-0103-7684

Скакун Дмитрий Викторович – аспирант,
Омский государственный технический университет», Омск, Россия.
Email: skakun_dmitrii@mail.ru. ORCID 0009-0008-9768-6227

Andrey A. Teploukhov – PhD (Eng.), Associate Professor,
Omsk State Technical University, Omsk, Russia.
Email: a.a.lektor@mail.ru. ORCID 0000-0002-5649-2871

Gennady M. Seropyan – PhD (Eng.), Associate Professor,
Dostoevsky Omsk State University, Omsk, Russia.
Email : ser_gm@mail.ru. ORCID 0000-0001-8626-2893

Sergey A. Sychev – PhD (Eng.), Associate Professor,
Dostoevsky Omsk State University, Omsk, Russia.
Email: sychev226@mail.ru. ORCID 0000-0003-3849-8927

Denis V. Fedosov – Training Master,
Dostoevsky Omsk State University, Omsk, Russia.
Email: feden86@mail.ru. ORCID 0000-0002-5617-112X

Natalya A. Semenyuk – PhD (Eng.), Associate Professor,
Nizhnevartovsk State University, Nizhnevartovsk, Russia.
Email: sem-natal@mail.ru. ORCID 0000-0003-0103-7684

Dmitry V. Skakun – Postgraduate Student,
Omsk State Technical University, Omsk, Russia.
Email: skakun_dmitrii@mail.ru. ORCID 0009-0008-9768-6227