

УДК 541.641.1

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРОВСКИТНОЙ КЕРАМИКИ $(\text{Na}_{0.5-x}\text{Ba}_x\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3$

© 2025 г. Е. Д. Политова^{1, *}, Г. М. Калева¹, С. А. Иванов²,
А. В. Мосунов², С. Ю. Стефанович², Н. В. Садовская³,
Т. С. Ильина⁴, Д. А. Киселев⁴

¹Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н. Н. Семёнова Российской академии наук,
ул. Косыгина, 4, Москва, 119991 Россия

²Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова,
Ленинские горы, 1, Москва, 119991 Россия

³Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”,
Ленинский пр., 59, Москва, 119333 Россия

⁴Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,
Ленинский пр., 4, 119049, Москва, Россия

*e-mail: polited47@mail.ru

Поступила в редакцию 08.10.2024 г.

После доработки 11.02.2025 г.

Принята к публикации 12.02.2025 г.

Изучены параметры кристаллической структуры, диэлектрические и локальные пьезоэлектрические свойства керамических твердых растворов $(\text{Na}_{0.5-x}\text{Ba}_x\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3$ ($x < 0.1$), модифицированных добавкой CuO . Объем псевдокубической перовскитной ячейки увеличивается с увеличением x . Температура фазовых переходов, определяемая пиками диэлектрической проницаемости, смещается от ~600 до 400 К с увеличением x до 0.04. Повышение эффективного значения локального пьезоэлектрического коэффициента d_{33} , наблюдаемое для образцов с $x = 0.08$, коррелирует с повышением диэлектрической проницаемости при комнатной температуре, подтверждая положительное влияние модифицирования катионами Ba^{2+} на функциональные свойства керамики NBT.

Ключевые слова: керамика на основе титаната висмута-натрия, структура перовскита, функциональные свойства

DOI: 10.31857/S0002337X25030114, **EDN:** LCNTZM

ВВЕДЕНИЕ

С момента открытия пьезоэлектрических свойств кристалла кварца пьезоэлектрические материалы, реализующие преобразование механической и электрической энергии, привлекли значительное внимание, и основным пьезоэлектрическим материалом для коммерческого применения стал сегнетоэлектрик (СЭ) цирконат-титанат свинца $\text{Pb}(\text{Zr}, \text{Ti})\text{O}_3$ (PZT) [1]. Однако законодательства Евросоюза, касающиеся ограничения использования опасных свинецсодержащих веществ и запрещающие их использование в различных устройствах, стимулировали разработку и коммерциализацию бессвинцовых материалов [2–9]. Одними из наиболее перспективных для создания новых бессвинцовых пьезоэлектрических и электрокалорических материалов со структурой перовскита являются оксиды на основе сегнетоэлектрика-релаксора титаната натрия-висмута $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ (NBT) [10–38].

При комнатной температуре NBT характеризуется ромбоэдрической кристаллической структурой и является СЭ. При температуре ~500 К ромбоэдрическая структура (пр. гр. $R3c$) трансформируется в тетрагональную (пр. гр. $P4bm$) и NBT приобретает свойства антисегнетоэлектрика, затем при температуре ~800 К происходит переход в кубическую структуру (пр. гр. $Pm3m$) [11, 15, 16, 20, 23].

При комнатной температуре керамика NBT характеризуется довольно высоким значением остаточной поляризации $P_r = 38$ мкКл/см², пьезоэлектрическим коэффициентом $d_{33} = 91$ пКл/Н и коэффициентом $k_{33} = 0.47$ [14, 15, 23].

Практические применения керамики NBT затруднены вследствие высокого коэрцитивного поля $E_c \sim 73$ кВ/см и высокой электропроводности.

Стехиометрические составы NBT характеризуются электронной проводимостью с энергией активации $E_a \sim 1.7$ эВ. Эффект переключения между электронной и ионной проводимостями в NBT индуцируется нестехиометрией на уровне ~ 2 ат.% катионов Na и/или Bi в А-позициях структуры перовскита [17–19]. В керамике NBT акцепторные замещения индуцируют кислородные вакансии, что повышает ионную проводимость [17–19].

Ранее нами изучено влияние катионной нестехиометрии на параметры структуры и свойства керамики с $\text{Bi/Na} < 1$, а также модифицированной акцепторными катионами K^+ и Mg^{2+} . Установлено, что фазовые переходы вблизи 400 К характеризуются выраженной релаксацией, типичной для релаксорной керамики, содержащей полярные области в неполярной матрице, что связано с присутствием вакансий кислорода вследствие дефицита катионов в образцах при $x > 0.05$ [17, 19].

Беспорядок катионов в подрешетке Na/Bi определяет структурную сложность твердых растворов $(1-x)(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_{3-x}\text{BaTiO}_3$ (NBT–BT) [16, 17]. Твердые растворы NBT–BT показали значительное улучшение пьезоэлектрических характеристик для составов из области морфотропной границы (МФГ) вблизи $x = 0.06$, значения которых достигли величин, сопоставимых с данными для свинецсодержащей керамики [31, 33, 34, 37].

Было также установлено, что замещения в А- и В-позициях NBT акцепторными и донорными катионами вносят вклад в изменение функциональных свойств пьезокерамики [38]. Исследованию влияния донорных и акцепторных замещений в В-позициях структуры на диэлектрические, СЭ- и пьезоэлектрические свойства посвящено значительное количество работ, в том числе влияния допирования катионами Mg^{2+} , Mn^{3+} , Fe^{3+} В-позиций структуры перовскита на свойства NBT [38]. Основные проблемы по-прежнему связаны с трудностями приготовления стехиометрических составов из-за плохо контролируемых потерь оксидов Bi и Na при спекании, что затрудняет получение однофазных образцов и воспроизводимость их свойств.

С целью улучшения функциональных свойств модифицированной керамики NBT, в отличие от опубликованных данных об изовалентных замещениях катионами Ba^{2+} катионов $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})$, в данной работе исследована керамика $(\text{Na}_{0.5-x}\text{Ba}_x\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3$ (NBVT) с замещением позиций Na^+ катионами Ba^{2+} ($x = 0.02–0.08$, $D_x = 0.01$), дополнительно модифицированная 1 мас.% оксида CuO, способствующего улучшению ее свойств [38].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Взвешенные составы исходных компонентов (“ос. ч.”) Na_2CO_3 , BaCO_3 , Bi_2O_3 , TiO_2 , CuO прокаливали при $T_1 = 1073$ К (6 ч), прессовали в диски диаметром 10 и толщиной 1 мм, нагревали до $T_2 = 1423$ К (10 мин), затем охлаждали до 1173 К и выдерживали 4 ч.

Исследованы параметры кристаллической структуры, диэлектрические, СЭ- и локальные пьезоэлектрические свойства керамики. Фазовый состав и параметры кристаллической структуры образцов исследовали при комнатной температуре методом рентгенофазового анализа (РФА) (ДРОН-3М, излучение CuK_α , диапазон углов $5^\circ–80^\circ$, скорость 4 град/мин, шаг 0.05°). Функции распределения по размерам $G(L)$ были определены в соответствии с процедурой, предложенной в работах [39, 40].

Микроструктуру образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии (JEOL YSM-7401F, ускоряющее напряжение 15 кВ).

Диэлектрические свойства NBVT-керамики с вожженными при 973 К серебряными электродами были исследованы методом диэлектрической спектроскопии (Agilent 4284A, 1В) в диапазоне температур 300–1000 К на частотах f 100 Гц – 1 МГц со скоростью нагрева и охлаждения 2 К/мин.

Для оценки величины спонтанной поляризации P_s образцов использовали метод генерации второй гармоники (ГВГ) лазерного излучения (Nd : YAG-лазер с длиной волны 1.064 мкм, работающий в режиме модуляции добротности с частотой повторения 10 Гц, мощностью импульса около 0.1 МВт и длительностью 3 нс). Измеряемый сигнал $q = I_{2\omega}/I_{\omega}(\text{SiO}_2)$ пропорционален величине P_s .

СЭ-доменную структуру керамических образцов исследовали методом пьезоотклика силовой микроскопии (ПСМ) с использованием атомно-силового микроскопа MFP-3D (Asylum Research, США) и кантилеверов Asylum Research Asyelec02 AC-160_R2. Изображения доменной структуры в локальном режиме были получены при переменном напряжении 3 В, частоте 20 кГц и амплитуде 3 В.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно данным РФА, однофазные образцы перовскитной керамики NBVT получены при $x \leq 0.06$ (рис. 1а). В образцах с $x > 0.06$ обнаружены пики примесной фазы, предположительно $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{12}$. В исследованном диапазоне концен-

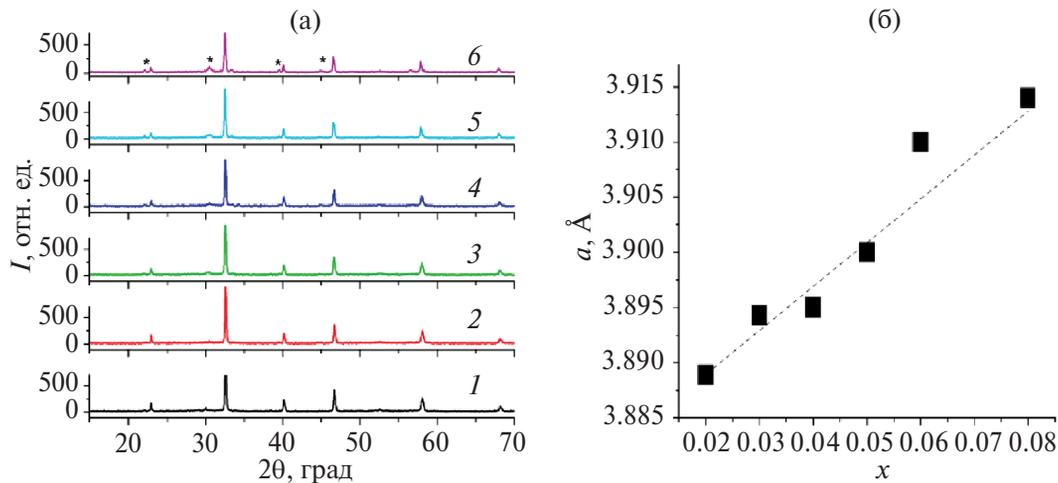


Рис. 1. Дифрактограммы (а) и параметр элементарной ячейки образцов NBBT с $x = 0.02$ (1), 0.03 (2), 0.04 (3), 0.05 (4), 0.06 (5), 0.08 (6) (пики примесной фазы отмечены звездочкой).

траций наблюдалось увеличение параметра а псевдокубической решетки от 3.888 до 3.914 Å, соответствующее замещению катионов Na^+ (1.39 Å) в А-подрешетке на более крупные катионы Ba^{2+} (1.61 Å) (рис. 1б). Увеличение параметра решетки может быть объяснено также возможным присутствием катионов Cu^{2+} (0.73 Å) в В-позициях, что ранее наблюдалось и в керамике NBT–BT [38], а также потерями катионов Bi^{3+} в А-подрешетке.

Распределение кристаллитов по размерам $G(L)$ оценивали, анализируя линейный профиль рентгеновских данных для выбранных пиков (рис. 2). Однородность полученных распределений по размерам является характерной особенностью образцов, обусловленной сходным механизмом образования частиц в процессе

твердофазного синтеза. Введение катионов Ba^{2+} приводит к небольшому снижению среднего размера ОКР.

Микроструктура образцов NBT характеризуется плотной упаковкой изометрических зерен размером 1–2 мкм. В модифицированных образцах размер зерен практически не меняется (рис. 3).

Результаты измерений диэлектрических характеристик указывают на наличие фазовых переходов, характерных для NBT. Они проявляются в виде аномалий диэлектрической проницаемости (T_d) вблизи ~460 К и пиков при температуре максимума $T_{\text{max}} \sim 600$ К. С увеличением x T_{max} понижается от 600 до 540 К, а T_d снижается от 460 до 400 К (рис. 4, 5). Фазовые переходы вблизи T_d

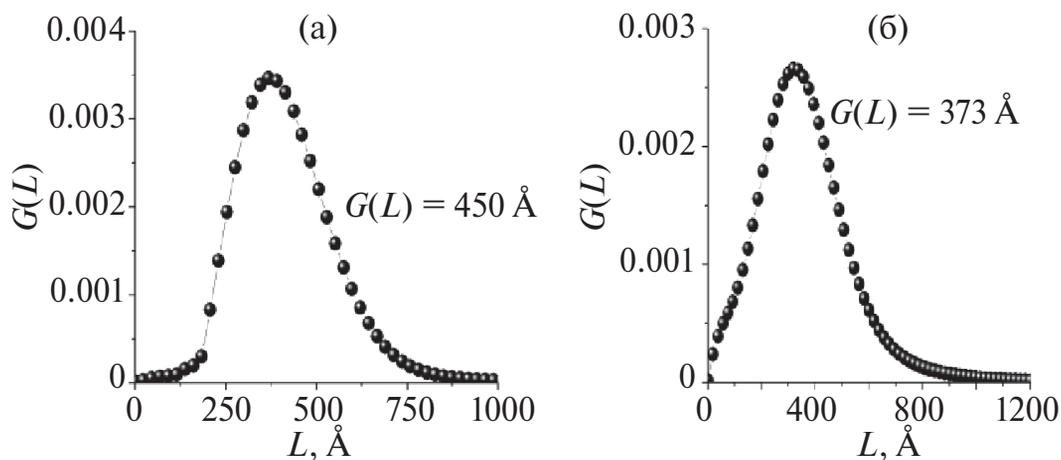


Рис. 2. Взвешенное по объему распределение размера кристаллитов $G(L)$ для образцов NBBT с $y = 0.02$ (а) и $x = 0.08$ (б), спеченных при 1443 К.

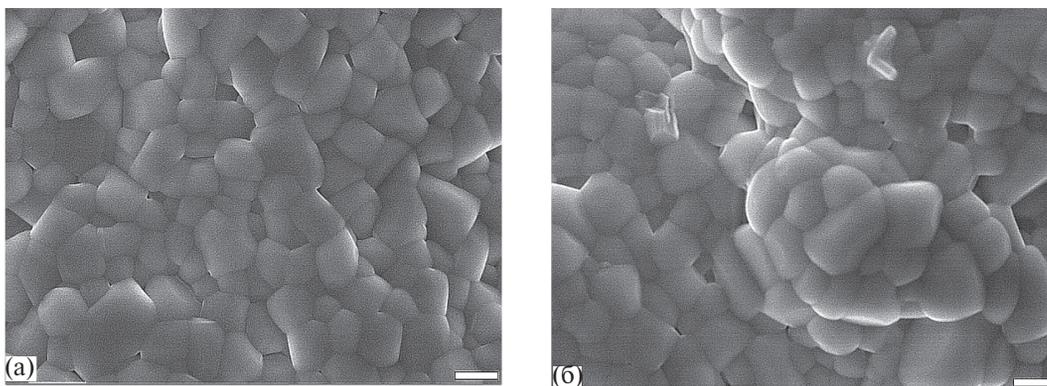


Рис. 3. Микроструктура образцов NBBT с $x = 0.02$ (а) и 0.08 (б) (масштабные полоски — 1 $\mu\text{м}$).

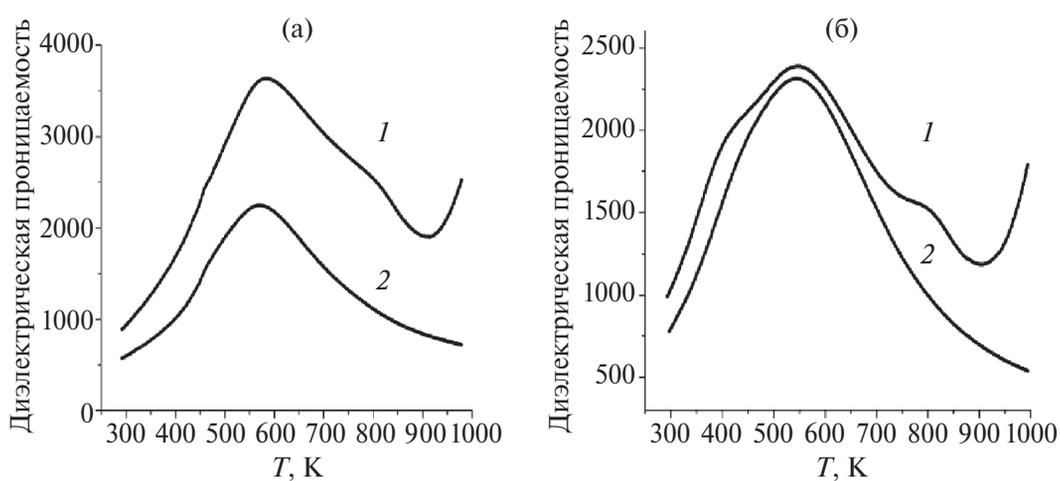


Рис. 4. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости $\epsilon(T)$ образцов NBBT с $x = 0.02$ (а) и 0.08 (б), измеренные на частотах $f = 100$ Гц (1) и 1 МГц (2).

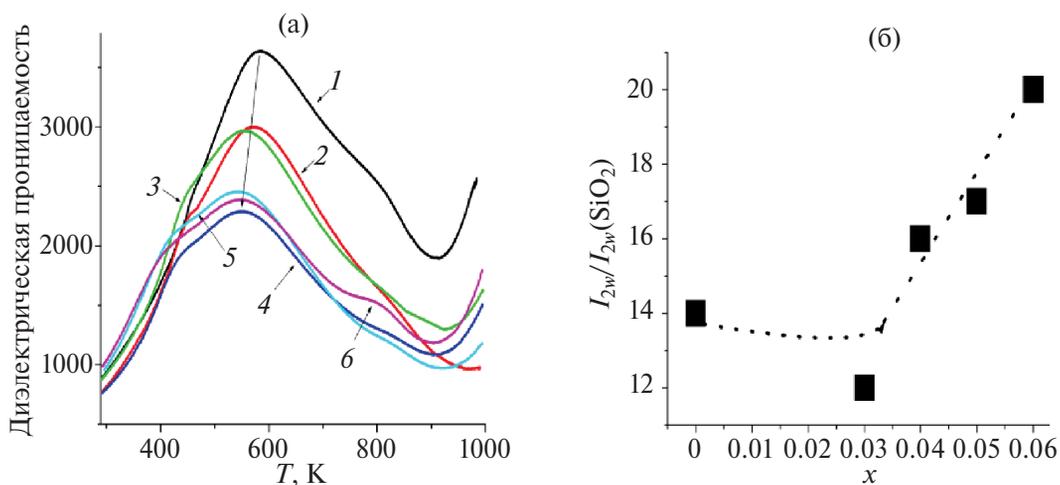


Рис. 5. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости $\epsilon(T)$ образцов NBBT с $x = 0.02$ (1), 0.03 (2), 0.04 (3), 0.05 (4), 0.05 (5) и 0.08 (6), измеренные на $f = 1$ кГц (а); концентрационные зависимости интенсивности сигнала ГВГ (б).

демонстрируют релаксационное поведение: происходит сдвиг T_d в сторону повышения температуры с увеличением частоты измерения, что характерно для NBT и объясняется наличием полярных СЭ-нанообластей в неполярной матрице, образующихся в присутствии случайных электрических полей, определяемых случайным расположением катионов Bi^{3+} и Na^+ в А-положениях структуры перовскита [28].

Кроме того, при высоких температурах ~ 750 К во всех образцах также был выявлен эффект диэлектрической релаксации, вероятно, обусловленный наличием вакансий в кислородной подрешетке, способствующих возникновению ионной проводимости. Это согласуется с рентгеновскими данными, указывающими на замещение катионов в А-подрешетке катионами Ba^{2+} и возможное присутствие катионов Cu^{2+} в В-подрешетке, способствующих образованию вакансий в А-подрешетке [38]. Рассчитанные значения энергии активации достигали $E_a \sim 1.6\text{--}1.8$ (± 0.05) эВ при высокой температуре, что соответствует значениям $E_a \sim 1.70$ эВ, измеренным для нестехиометрических образцов NBT.

Интенсивность сигнала ГВГ при комнатной температуре модифицированных образцов повышается, соответствуя приближению составов к МФГ, характеризующейся повышением значений функциональных параметров [34].

Доменная структура образцов полированной керамики была изучена методом ПСМ. Индуцированная доменная структура типа box-in-box была создана путем подачи постоянного на-

пряжения ± 30 В (рис. 6). Петли гистерезиса подтверждают переключение доменов и свидетельствуют о СЭ-свойствах керамики NBVT. Пьезоотклик при максимальном напряжении (+25 В) увеличивается с повышением концентрации Ba^{2+} в NBVT-керамике (рис. 6б). Также было установлено уменьшение величины коэрцитивного напряжения для образцов керамики NBVT от 12.25 В при $x = 0.04$ до 9.01 В при $x = 0.08$. Для количественной оценки структуры доменов и анализа ближнего неполярного порядка этих керамических материалов был применен метод автокорреляционной функции [40]. Установлено, что средний размер нанодоменов керамики NBVT составляет 152 нм при $x = 0.02$ и 115 нм при $x = 0.08$, подтверждая, что исследованная керамика NBVT имеет небольшой размер доменов, что согласуется с данными для образцов NBT–BT [27].

Таким образом, полученные результаты подтверждают влияние модифицирования состава на функциональные свойства керамики на основе NBT, которые чувствительны к замещениям в позициях А, что согласуется с функцией распределения по размерам $G(L)$ и микроструктурными данными, указывающими на изменение относительного содержания полярных нанообластей в тетрагональной неполярной матрице. Следует также отметить, что помимо основного вклада, обусловленного изменениями структуры, присутствие примесной фазы $\text{Bi}_3\text{Ti}_4\text{O}_{12}$ может способствовать улучшению диэлектрических и пьезоэлектрических свойств вследствие препятствия закреплению доменных границ кислородными вакансиями.

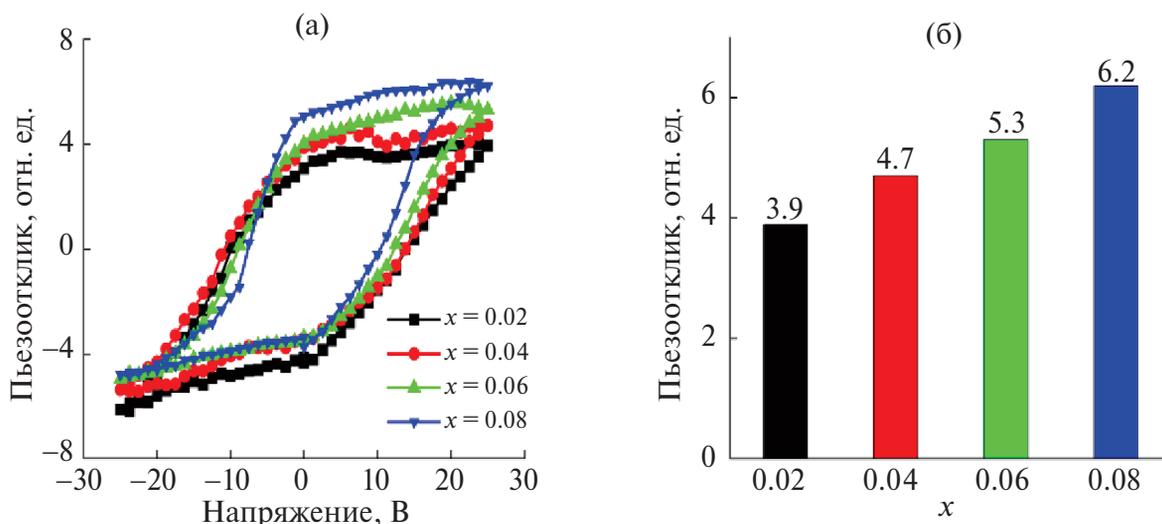


Рис. 6. Петли пьезоэлектрического гистерезиса (а) и зависимость локального пьезоэлектрического коэффициента d_{33} от x (б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние катионных замещений Na^+ в А-подрешетке твердых растворов со структурой перовскита ($\text{Na}_{0.5-x}\text{Ba}_x\text{Bi}_{0.5}$) TiO_3 с $x=0.02-0.08$, модифицированных 1 мас.% CuO .

Изменения диэлектрических и локальных пьезоэлектрических свойств исследуемой керамики подтверждают положительное влияние модифицирования на функциональные свойства. В образцах с $x = 0.08$ выявлено увеличение диэлектрической проницаемости при комнатной температуре и максимального значения локального эффективного пьезоэлектрического коэффициента d_{33} . Взвешенные по объему значения распределения кристаллитов по размерам $G(L)$ изменялись от 45 до 37 нм в зависимости от состава. С увеличением концентрации Ba^{2+} наблюдалось понижение температур фазовых переходов T_{\max} и T_d и, согласно результатам измерений методом ПСМ, понижение коэрцитивного напряжения в модифицированных образцах NBT.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена за счет субсидии Министерства науки и высшего образования России, выделенной ФИЦ ХФ РАН на выполнение государственного задания по теме “Междисциплинарные подходы к созданию и изучению микро-/наноструктурированных систем” (№ 125012200595-8) и в рамках государственного задания НИЦ “Курчатовский институт”.

Исследования методом ПСМ выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект № FSME-2024-0001).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yamamoto T. Ferroelectric Properties of the PbZrO_3 – PbTiO_3 System // Jpn. J. Appl. Phys. 1996. V. 35. P. 5104–5110. <https://doi.org/10.1143/JJAP.35.5104>
2. Maeder M.D., Damjanovic D., Setter N. Lead-Free Piezoelectric Materials // J. Electroceram. 2004. V. 13. P. 385–392. <https://doi.org/10.1007/s10832-004-ee5130-y>
3. Shrout T.R., Zhang S.J. Lead-Free Piezoelectric Ceramics: Alternatives for PZT? // J. Electroceram. 2007. V. 19. P. 113–126. <https://doi.org/10.1007/s10832-007-e 9047-0>
4. Panda P.K. Review: Environmental-Friendly Lead-Free Piezoelectric Materials // J. Mater. Sci. 2009. V. 44. P. 5049–5062. <https://doi.org/10.1007/s10853-009- e 3643-0>
5. Coondoo I., Panwar N., Kholkin A. Lead-Free Piezoelectrics: Current Status and Perspectives // J. Adv. Dielectr. 2013. V 3. № 2. 1330002. <https://doi.org/10.1142/S2010135X13300028>
6. Hong C.H., Kim H.P., Choi B.Y. et al. Lead-Free Piezoceramics – Where to Move on? // J. Mater. Sci. 2016. V. 2. № 1. P. 1–24. <https://doi.org/10.1016/j.jmat.2015.12.002>
7. Wei H., Wang H., Xia Y., Dapeng Cui D., Shi Y., Dong M., Liu C., Ding T., Jiaoxia J., Ma Y., Wang N., Wang Z., Sun Y., Wei R., Guo Z. An Overview of Lead-Free Piezoelectric Materials and Devices // J. Mater. Chem. 2018. V. 6. P. 12446–124467. <https://doi.org/10.1039/c8tc04515a>
8. Zheng Z., Wu J., Xiao D., Zhu J. Recent Development in Lead-Free Perovskite Piezoelectric Bulk Materials // Progr. Mater. Sci. 2018. V. 98. P. 552–624. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.06.002>
9. Wu J. Perovskite Lead-Free Piezoelectric Ceramics // J. Appl. Phys. 2020. V. 127. 190901. <https://doi.org/10.1063/5.0006261>
10. Смоленский Г.А. Новые сегнетоэлектрики и анти-сегнетоэлектрики // УФН. 1957. Т. 62. Вып. 1. С. 41–69. <https://doi.org/10.3367/UFNr.0062.195705b.0041>
11. Vakhrushev S.B., Isupov V.A., Kvyatkovsky B.E., Okuneva N.M., Pronin I.P., Smolensky G.A., Syrnikov P.P. Phase Transitions and Soft Modes in Sodium Bismuth Titanate // Ferroelectrics. 1985. V. 6. P. 153–160. <https://doi.org/10.1080/00150198508221396>
12. Tu C.-S., Siny I.G., Schmidt V.H. Sequence of Dielectric Anomalies and High-Temperature Relaxation Behavior in $\text{Na}_{1/2}\text{Bi}_{1/2}\text{TiO}_3$ // Phys. Rev. B. 1994. V. 49. P. 11550–11559. <https://doi.org/10.1103/physrevb.49.11550>
13. Suchanicz J. The Low-Frequency Dielectric Relaxation $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ Ceramics // Mater. Sci. Eng. B. 1998. V. 55. P. 114–118. [https://doi.org/10.1016/S0921-5107\(98\)00188-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5107(98)00188-3)
14. Gorfman S., Thomas P.A. Evidence for a Non-Rhombohedral Average Structure in the Lead-Free Piezoelectric Material $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ // J. Appl. Crystallogr. 2010. V. 43. P. 1409–1414. <https://doi.org/10.1107/S002188981003342X>
15. Aksel E., Forrester J.S., Kowalski B., Jones, J.L., Thomas P.A. Phase Transition Sequence in Sodium Bismuth Titanate Observed Using High-Resolution X-ray Diffraction // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 99. 222901. <https://doi.org/10.1063/1.3664393>

16. *Shvartsman V.V., Lupasku D.L.* Lead-Free Relaxor Ferroelectrics // *J. Am. Ceram. Soc.* 2012. V. 95 (1). P. 1–26.
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2011.04952.x>
17. *Политова Е.Д., Мосунов А.В., Стребков Д.А., Голубко Н.В., Калева Г.М., Логинов Б.А., Логинов А.Б., Стефанович С.Ю.* Особенности фазообразования и фазовые переходы в нестехиометрических керамиках титаната натрия-висмута // *Неорган. материалы.* 2018. Т. 54. № 7. С. 785–789.
<https://doi.org/10.7868/S0002337X18070205>
18. *Politova E.D., Mosunov A.V., Strebkov D.A., Strebkov D.A., Golubko N.V., Kaleva G.M., Sadovskaya N.V., Stefanovich S. Yu.* Phase Transitions, Ferroelectric and Relaxor Properties of Nonstoichiometric NBT Ceramics // *Ferroelectrics.* 2019. V. 538. P. 120–125.
<https://doi.org/10.1080/00150193.2019.1569994>
19. *Politova E.D., Strebkov D.A., Belkova D.A., Kaleva G.M., Golubko N.V., Mosunov A.V., Sadovskaya N.V., Panda P.K.* Relaxation Effects in Nonstoichiometric NBT-based Ceramics // *Defect Diffusion Forum.* 2019. V. 391. P. 95–100.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.391.95>
20. *Suchanicz J., Kluczevska-Chmielarz K., Sitko D., Jaglo G.* Electrical Transport in Lead-Free $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ Ceramics // *J. Adv. Ceram.* 2021. V. 10 (1). P. 152–165.
<https://doi.org/10.1007/s40145-020-0430-5>
21. *Takenaka T., Maruyama K.-I., Sakata K.* $(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ System for Lead-Free Piezoelectric Ceramics // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1991. V. 30. P. 236.
<https://doi.org/10.1143/JJAP.30.2236>
22. *Chu B.J., Chen D.R., Yin G.L.* Electrical Properties of $\text{Na}_{1/2}\text{Bi}_{1/2}\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ Ceramics // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2002. V. 22 (13). P. 2115–2121.
[https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(02\)00027-4](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(02)00027-4)
23. *Suchanicz J., Kusz J., Böhm H., Stopa G.* Structural and Electric Properties of $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_{0.88}\text{Ba}_{0.12}\text{TiO}_3$ // *J. Mater. Sci.* 2007. V. 42. P. 7827–7831.
<https://doi.org/10.1007/s10853-007-1635-5>
24. *Xu C., Lin D., Kwok K.W.* Structure, Electrical Properties and Depolarization Temperature of $(\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ Lead-Free Piezoelectric Ceramics // *Solid State Sci.* 2008. V. 10 P. 934–940.
<https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2007.11.003>
25. *Ma C., Tan X., Dul'kin E., Roth M.* Domain Structure-Dielectric Property Relationship in Lead-Free $(1-x)\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2}\text{TiO}_{3-x}\text{BaTiO}_3$ Ceramics // *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108. 104105.
<https://doi.org/10.1063/1.3514093>
26. *Cordero F., Craciun F., Trequattrini F., Galass C.* Phase Transitions and Phase Diagram of the Ferroelectric Perovskite $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_{1-x}\text{Ba}_x\text{TiO}_3$ Anelastic and Dielectric Measurements // *Phys. Rev. B.* 2010. V. 81. 144124.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.81.144124>
27. *Rao K.S., China K., Rajulu V., Tilak B., Swathi A.* Effect of Ba^{2+} in BNT Ceramics on Dielectric and Conductivity Properties // *Nat. Sci.* 2010. V. 2 (4). P. 357–367.
<https://doi.org/10.4236/ns.2010.24043>
28. *Eerd B.W., Damjanovic D., Klein N., Setter N., Trodahl J.* Structural Complexity of $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ as Revealed by Raman Spectroscopy // *Phys. Rev. B.* 2010. V. 82. 104112.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.82.104112>
29. *Parija B., Badapanda T., Panigrahi S., Sinha T.P.* Ferroelectric and Piezoelectric Properties of $(1-x)(\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{TiO}_{3-x}\text{BaTiO}_3$ Ceramics // *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2013. V. 24 (1). P. 402–410.
<https://doi.org/10.1007/s10854-012-0764-z>
30. *Jo W., Daniels J., Damjanovic D., Kleemann W., Rodel J.* Two-Stage Processes of Electrically Induced-Ferroelectric to Relaxor Transition in $0.94(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_{3-0.06}\text{BaTiO}_3$ // *Appl. Phys. Lett.* 2013. V. 102. 192903.
<https://doi.org/10.1063/1.4805360>
31. *Lidjici H., Khemakhem H.* Morphotropic Phase Boundary in $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ Lead-Free System: XRD and Raman Spectroscopy Studies // *Ceramics-Silikaty.* 2016. V. 60 (3). P. 205–209.
<https://doi.org/10.13168/cs.2016.0031>
32. *Machado R., dos Santos V.B., Ochoa D.A., Cerdeiras E., Mestres L., Garcia J.E.* Elastic, Dielectric and Electromechanical Properties of $(\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ Piezoceramics at the Morphotropic Phase Boundary Region // *J. Alloys Compd.* 2017. V. 690. P. 568–574.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.116>
33. *Политова Е.Д., Калева Г.М., Голубко Н.В., Мосунов А.В., Садовская Н.В., Белькова Д.А., Стребков Д.А., Стефанович С.Ю., Киселев Д.А., Кислюк А.М.* Физико-химические основы создания новых титанатов со структурой перовскита // *Журн. физ. химии.* 2018. Т. 92. № 6. С. 947–952.
https://doi.org/10.1007/978-3-031-11397-0_4
34. *Политова Е.Д., Калева Г.М., Голубко Н.В., Мосунов А.В., Садовская Н.В., Белькова Д.А., Стефанович С.Ю.* Особенности структуры и свойств высокотемпературных оксидных материалов на основе титаната натрия-висмута // *Кристаллография.* 2018. Т. 63. № 2. С. 288–292.
<https://doi.org/10.7868/S0023476118020212>
35. *Политова Е.Д., Стребков Д.А., Мосунов А.В., Голубко Н.В., Калева Г.М., Садовская Н.В., Стефанович С.Ю.* Сегнетоэлектрические фазовые переходы в нестехиометричных керамиках титаната натрия-висмута // *Изв. РАН. Сер. Физическая.* 2018. Т. 82. № 3. С. 312–315.
<https://doi.org/10.7868/S0367676518030109>

36. *Gul M., Gurbiz M., Gokceyrek A.B., Toktas A., Kavas T., Dogan A.* Influence of Particle Size and Sintering Temperature on Electrical Properties of $0.94\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_{3-0.06}\text{BaTiO}_3$ Lead-Free Ceramics // *Arch. Metall. Mater.* 2020. V. 65 (2). P. 609–614. <https://doi.org/10.24425/amm.2020.132799>
37. *Hiruma Y., Watanabe Y., Nagata H., Takenaka T.* Phase Transition Temperatures of Divalent and Trivalent Ions Substituted $(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_3$ Ceramics // *Key Eng. Mater.* 2007. V. 350. P. 93–96. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.350.93>
38. *Ehmke M., Glaum J., Jo W., Granzow T.* Stabilization of the Fatigue-Resistant Phase by CuO Addition in $(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_3\text{--BaTiO}_3$ // *J. Am. Ceram. Soc.* 2011. V. 94 (8). P. 2473–2478. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.04379.x>
39. *Bail A.L., Bail D.L., Louër D.* Smoothing and Validity of Crystallite-Size Distributions from X-Ray Line-Profile Analysis // *J. Appl. Crystallogr.* 1978. V. 11. P. 50–55. <https://doi.org/10.1107/S0021889878012662>
40. *Журов В.В., Иванов С.А.* PROFIT – программа обработки данных порошкового дифракционного эксперимента для IBM PC с графическим интерфейсом пользователя // *Кристаллография.* 1997. Т. 42. № 2. С. 239–243. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-02782-2>