

Научная статья

УДК 537.226

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19302>

ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОПОРИСТОЙ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$

С. В. Барышников¹, А. Ю. Милинский¹, Е. В. Стукова² □

¹ Благовещенский государственный педагогический университет,
г. Благовещенск, Россия;

² Амурский государственный университет, г. Благовещенск, Россия
□ lenast@bk.ru

Аннотация. Изготовлены образцы пористой сегнетоэлектрической керамики на основе цирконата свинца с добавлением наночастиц титаната бария (10 мол.%) и исследованы их свойства; при этом проведено сравнительное исследование с плотной керамикой того же состава. Образование пор достигалось при спекании керамики сжиганием углеродных трубок, добавленных в шихту (2 масс. %). Поверхности образцов изучали методом сканирующей электронной микроскопии. Для точного определения их фазового состава и структурных параметров использовали метод порошковой рентгеновской дифракции. Были измерены и проанализированы температурные зависимости диэлектрической проницаемости объектов. Для контроля эффективной спонтанной поляризации образцов измеряли пьезоэлектрический ток. Установлено, что для синтезированной керамики характерна ромбоэдрическая полярная фаза. Малые размеры частиц титаната бария обеспечивают ускорение диффузионных процессов и способствуют образованию термодинамически равновесных однофазных твердых растворов. Пористая керамика, полученная с добавлением углеродных нанотрубок, обладает пористостью 20 – 25% и высокоэффективной спонтанной поляризацией. Такой материал можно применять в качестве адсорбентов различных веществ с полярными молекулами и катализаторами.

Ключевые слова: цирконат свинца, титанат бария, спонтанная поляризация, диэлектрическая проницаемость, фазовый переход

Для цитирования: Барышников С. В., Милинский А. Ю., Стукова Е. В. Получение и свойства нанопористой сегнетоэлектрической керамики $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$ // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2026. Т. 19. № 3. С. 18–26. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19302>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Original article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19302>

PREPARATION AND PROPERTIES OF NANOPOROUS FERROELECTRIC CERAMICS $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$

S. V. Baryshnikov¹, A. Yu. Milinskiy¹, E. V. Stukova² □

¹ Blagoveshchensk State Pedagogical University, Blagoveshchensk, Russia;

² Amur State University, Blagoveshchensk, Russia

□ lenast@bk.ru

Abstract. The results of the study of the properties of porous ferroelectric ceramics based on lead zirconate with the addition of 10 mol.% barium titanate with an average particle size of 50 nm have been presented in comparison with dense ceramics of the same composition. To obtain the porous ceramics, multiwalled carbon nanotubes were added to the batch in an amount of 2 wt.%. During the sintering process the tubes burned forming pores. Using a



number of physical methods, it was found that the synthesis of ceramics based on lead zirconate with the addition of barium titanate nanoparticles leads to the formation of a rhombohedral polar phase. The small particle size of barium titanate accelerates diffusion processes and promotes the formation of thermodynamically equilibrium single-phase solid solutions. The porous ceramics exhibit highly effective spontaneous polarization.

Keywords: lead zirconate, barium titanate, spontaneous polarization, permittivity, phase transition, ferroelectric phase

For citation: Baryshnikov S. V., Milinskiy A. Yu., Stukova E. V., Preparation and properties of nanoporous ferroelectric ceramics $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 19 (3) (2026) 18–26. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.19302>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение

Сегнетоэлектрические керамики со структурой перовскита представляют собой важный класс функциональных материалов, широко применяемых в датчиках, преобразователях энергии, исполнительных устройствах и системах микроэлектромеханики [1]. Среди наиболее распространенных представителей данного класса соединений стоит выделить цирконат свинца PbZrO_3 [2, 3] и цирконат-титанат свинца $\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$ [4]. Кроме того, в последние годы значительное внимание уделяется разработке новых композиционных сегнетоэлектрических материалов на основе перовскитных оксидов, направленной на улучшение функциональных характеристик и расширение областей их применения [5].

Антисегнетоэлектрические свойства цирконата свинца обнаружены в 1950-х гг. [6, 7]. Под влиянием разных внешних факторов этот материал способен менять свою структуру, что привлекательно как для фундаментальных исследований, так и для практических применений. При температуре выше 230°C цирконат свинца находится в кубической фазе (постоянная решетки $a \approx 4,15 \text{ \AA}$). В области около 230°C имеет место фазовое превращение, которое сопровождается появлением аномалии диэлектрических свойств. Ниже этой температуры цирконат свинца переходит в орторомбическую модификацию ($a = 5,888 \text{ \AA}$, $b = 11,758 \text{ \AA}$ и $c = 8,222 \text{ \AA}$) [7]. Проведенные ранее исследования [8, 9] указывают на возможность появления в цирконате свинца сегнетоэлектрической фазы и ее стабилизации в небольшом температурном интервале от 10 до 25°C в процессе охлаждения ниже 230°C . Известно, что сегнетоэлектрическая фаза стабилизируется при введении примесей, а также в твердых растворах типа $\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$. Результаты исследований свойств керамики $(\text{PbZrO}_3)_{1-x}(\text{BaTiO}_3)_x$, представленные в работах [10, 11], показывают, что в зависимости от значения x (x – молярная доля вещества) и температуры спекания, в этих соединениях может формироваться ромбоэдрическая или тетрагональная сегнетоэлектрическая фаза. В нашей статье [12] было показано, что для составов $(\text{PbZrO}_3)_{1-x}(\text{BaTiO}_3)_x$ максимальное значение диэлектрической постоянной наблюдается при $x = 0,1$.

Одним из перспективных направлений исследований является создание пористых сегнетоэлектрических керамик, поскольку наличие контролируемой пористой структуры позволяет существенно модифицировать их электрофизические и механические свойства. В ряде недавних работ было показано, что контролируемая пористость позволяет оптимизировать пьезоэлектрические и диэлектрические параметры перовскитных керамик для применения в акустических преобразователях, сенсорах давления и системах преобразования энергии [13]. Кроме того, изменение морфологии и распределения пор оказывает существенное влияние на процессы поляризации и доменную структуру сегнетоэлектрических материалов [14].

Для формирования пористой структуры в сегнетоэлектрических керамиках используются различные методы, включая введение выгорающих органических добавок, использование порообразующих частиц и применение шаблонных структур [15]. В последние годы

все большее внимание привлекает использование наноуглеродных материалов, в частности углеродных нанотрубок, в качестве функциональных добавок и порообразующих компонентов. Многостенные углеродные нанотрубки (УНТ) обладают высокой механической прочностью, обширной удельной поверхностью и высокой электропроводностью, что делает их перспективными модификаторами керамических матриц. В процессе высокотемпературной обработки УНТ обычно выгорают, образуя поры и одновременно влияя на процессы роста зерен и формирование межзеренных границ [16]. Недавние исследования показали, что введение многостенных УНТ может приводить к возникновению регулируемой пористой структуры и в сегнетоэлектрических керамиках, а также существенно влиять на их диэлектрические и пьезоэлектрические свойства [16].

Несмотря на значительный прогресс в области исследования сегнетоэлектрических керамик, вопросы создания пористых структур в системах на основе цирконата свинца, модифицированных титанатом бария и наноуглеродными добавками, остаются малоизученными. В частности, недостаточно исследовано влияние УНТ на процессы спекания, формирование микроstructures и распределение пор в подобных системах, а также на их сегнетоэлектрические свойства.

Цели настоящей работы – получить пористую и плотную керамики одинакового состава и провести сравнение их сегнетоэлектрических свойств.

В качестве объекта исследования была выбрана керамика на основе цирконата свинца с добавлением титаната бария ввиду того, что твердые растворы PbZrO_3 изучены очень подробно, представляя, по сути, классический фундамент современной функциональной электрокерамики.

Образцы и методика эксперимента

Изготовление образцов. На первом этапе изготовления образцов, для получения плотной керамики $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ в вибрационной мельнице MM 500 Control, на частоте колебаний 30 Гц в течение 60 мин, происходило мокрое механическое измельчение оксида свинца PbO (химически чистый). Средний размер измельченных частиц составлял 500 нм. В процессе спекания керамики происходит частичный уход свинца, поэтому оксид свинца добавляли с избытком: 5 мол.%. В качестве цирконийсодержащего компонента использовали диоксид циркония ZrO_2 (чистота 99,9 %) с размером частиц около 20 нм. Для получения композитного материала в систему вводили 10 мол.% титаната бария BaTiO_3 (чистота 99,9 %) со средним размером частиц 50 нм.

Полученную смесь дополнительно перемешивали в вибрационной мельнице в течение 1 ч с целью обеспечения однородности. Формование осуществлялось методом холодного прессования под давлением $8 \cdot 10^3$ кг/см². В результате были получены дискообразные образцы диаметром 10 мм и толщиной 1,5 мм.

Процесс синтеза соединения $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ и спекания керамики проводили за один цикл при температуре 1150°C с выдержкой 2 ч при максимальной температуре. Плотность синтезированной керамики достигала 7,64 г/см³, что соответствовало 97,4% от расчетной теоретической плотности.

На рис. 1 представлено изображение скола образца $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$, полученное методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

На втором этапе изготовления образцов, для получения пористой керамики перед смешиванием компонентов в шихту добавляли многостенные углеродные нанотрубки в процентной доле 2 масс.%. Использовались УНТ (чистота 98%), изготовленные компанией Beijing Kaifa Special Material Manufacture Co LTD (Китай) методом

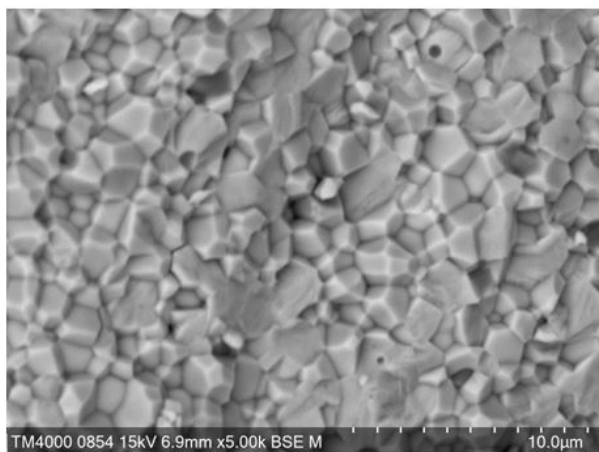


Рис. 1. СЭМ-изображение скола плотной керамики $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$



Рис. 2. СЭМ-изображение поверхности пористой керамики $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$

химического осаждения из газовой фазы. Число слоев, согласно данным производителя, составляло 15 – 25, внешний диаметр лежал в интервале 8 – 15 нм, внутренний – 3 – 5 нм. Размер агломератов УНТ составлял 300 – 700 нм. Далее полученную смесь прессовали и спекали при температуре 1100°C. При спекании керамики углеродные трубки выгорали, в результате чего в ней образовывались поры. Кроме того, выгорание углеродных трубок приводило к дополнительному выделению энергии (393 кДж/моль) и локальному нагреву вещества. Стоит отметить, что благодаря локальному нагреву пористую керамику можно спекать при меньших значениях температуры, по сравнению с плотным аналогом.

Как показали наши исследования, для керамики с добавлением 2 масс.% УНТ средний размер пор составлял 250 нм, а общая пористость 20 – 25%. На рис. 2 представлена микрофотография поверхности образца пористой керамики.

Описание измерений. Рентгеновские исследования методом порошковой рентгеновской дифракции (англ. X-Ray Powder Diffraction (XRPD)) были выполнены на порошковом дифрактометре Tongda TD-3700 (Китай) с использованием рентгеновского излучения CuK_α ($\lambda \approx 1,5406 \text{ \AA}$) с никелевым фильтром в стандартной геометрии Брэгг – Brentano при температуре 25°C. Измерения проводились в диапазоне углов 2θ от 20 до 90°, который достаточен для определения кристаллической структуры соединений типа $\text{PbZrO}_3 + n\% \text{BaTiO}_3$ и выявления возможных примесных фаз в этих системах. Параметры съемки, которые имели значения экспозиции (1,5 – 2,0) с на каждой точке и пошаговое сканирование через 0,02° по 2θ , обеспечивали достаточное количество точек для точного определения фазового состава и определения структурных параметров.

Кристаллическую структуру и параметры решетки a и c образцов определяли из анализа полученных дифрактограмм с использованием полнопрофильного анализа методом Ритвельда.

Диэлектрические характеристики исследовали с помощью импеданс-метра E7-25 с частотным диапазоном 25 Гц – 1 МГц. Температуру контролировали прибором Термодат-13К5 с хромель-алюмелевой термопарой (точность составляла около 0,1°C). Исследования проводили при циклическом нагреве и охлаждении образца в температурном интервале (20 – 300)°C с регистрацией данных через каждые 0,2°C.

Значения спонтанной поляризации полученной керамики рассчитывались путем интегрирования пирозлектрического тока по времени [17, 18]. В эксперименте пирозлектрический ток измерялся в условиях короткого замыкания, которое поддерживалось с помощью операционного усилителя [17].

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Как показали рентгеновские исследования (рис. 3), образцы плотной и пористой керамики $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ состояли из однофазного твердого раствора ромбоэдрической сингонии $R3c$.

Параметры кристаллической решетки $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ составили:

$a = 5,856 \text{ \AA}$, $c = 14,428 \text{ \AA}$ (плотная керамика);

$a = 5,843 \text{ \AA}$, $c = 14,392 \text{ \AA}$ (пористая керамика).

Инструментальная погрешность составляла 0,002 Å. Анализ данных показал, что переход от плотной керамики к пористой не приводит к существенным структурным искажениям. Образцы сохраняли однофазную ромбоэдрическую структуру, а параметры решетки изменялись лишь незначительно (в пределах третьего знака после запятой). Такой результат свидетельствует о стабильности кристаллической структуры твердого раствора, которая практически не зависит от плотности образца.

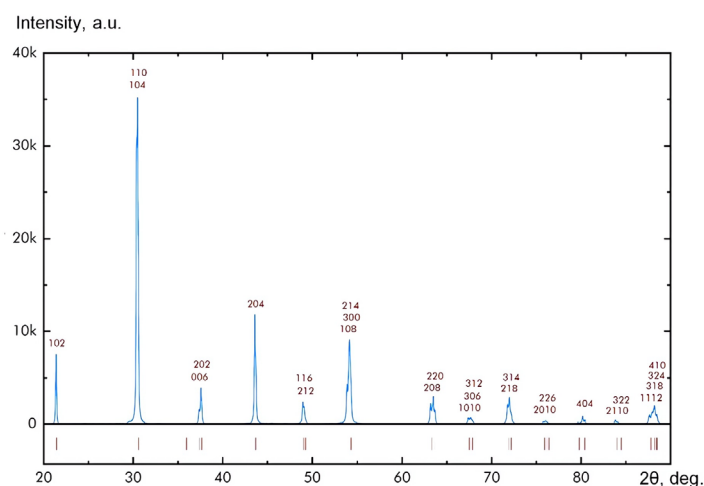


Рис. 3. Дифракционная картина образца плотной керамики $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$ (индексы hkl представлены числами над пиками)

Диэлектрические исследования проводились в частотном диапазоне 1 кГц – 1 МГц и температурном интервале 20 – 300°C. На рис. 4 представлены температурные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ' образцов $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$ на разных частотах. Из графика $\epsilon'(T)$ на рис. 4, *a* следует, что во всем исследуемом температурном диапазоне наблюдается один фазовый переход с температурой Кюри $T_C = 226^\circ\text{C}$. При повышении частоты измерения происходит снижение диэлектрической проницаемости. Если на частоте 1 кГц ϵ' имеет максимальное значение около 20 тыс., то на частоте 1 МГц это значение уменьшается примерно до 16 тыс., при этом значения тангенса угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ в точке фазового перехода меняются от 0,06 до 0,09. Спонтанная поляризация, определенная из пьезоэлектрического эффекта, при комнатной температуре составляет 50 – 55 мкКл/см², что сравнимо с другими свинецсодержащими сегнетоэлектриками типа титаната и цирконата-титаната свинца.

Исследования диэлектрических свойств образцов пористой керамики повторялись при тех же условиях, что и для плотной. На рис. 4, *b* приведены аналогичные температурные зависимости диэлектрической проницаемости для пористой керамики на разных частотах. Из графика следует, что фазовый переход наблюдается при температуре 228°C, что всего

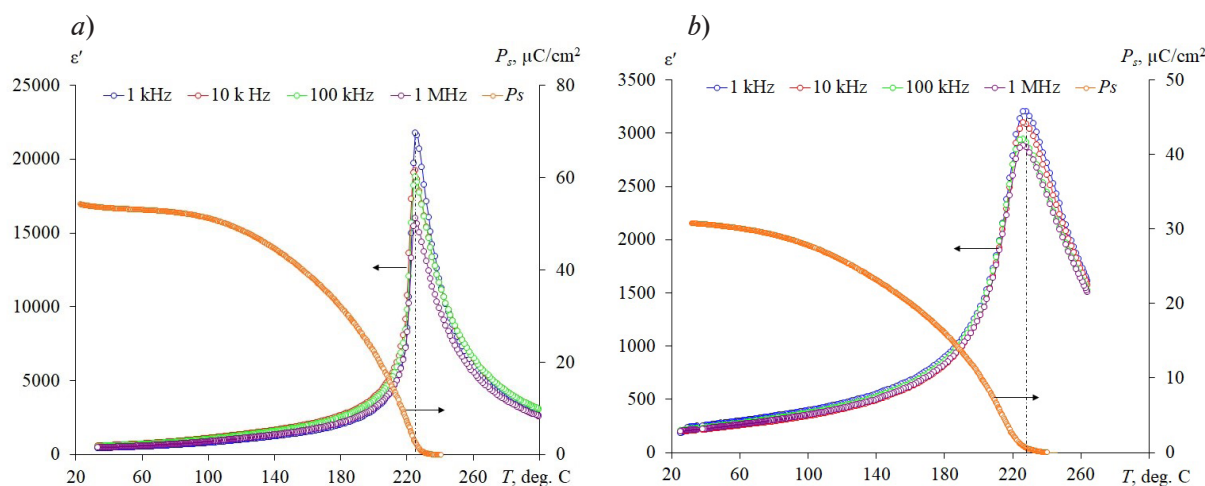


Рис. 4. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости и спонтанной поляризации для образцов плотной (*a*) и пористой (*b*) керамик $(\text{Pb}_{0.9}\text{Ba}_{0.1})(\text{Zr}_{0.9}\text{Ti}_{0.1})\text{O}_3$.

Вертикальные пунктирные прямые указывают значения температуры Кюри

$T_C = 226^\circ\text{C}$ (*a*) и $T_C = 228^\circ\text{C}$ (*b*)



на два градуса выше, чем для керамики без УНТ. С повышением частоты наблюдается некоторое снижение величины диэлектрической проницаемости; на частоте 1 кГц она достигает максимального значения около 3200, тогда как на частоте 1 МГц это значение снижается примерно до 2800; при этом значения $\tan \delta$ в точке фазового перехода слегка повышаются от 0,040 до 0,045.

Сравнение приведенных результатов показывает, что у пористой керамики диэлектрическая проницаемость уменьшается примерно в 5 раз относительно плотной. Однако эффективная спонтанная поляризация снижается всего в два раза и составляет 25 – 30 мкКл/см².

Появление частотной дисперсии диэлектрической проницаемости в сегнетоэлектрической керамике связано с наличием нескольких механизмов поляризации, которые различаются значениями времени релаксации [19 – 21]. В частотном диапазоне 1 – 10 кГц эта дисперсия обусловлена движением доменных стенок и межзеренной поляризацией Максвелла – Вагнера; в диапазоне 10 – 100 кГц – релаксацией дипольных дефектов; в диапазоне 100 – 1000 кГц основной вклад вносит ориентационная релаксация дефектов. Значение $\epsilon' \approx 15\,000$ в области фазового перехода при 1 МГц для плотной керамики соответствует ионной поляризации решетки, «очищенной» от медленных механизмов. Для пористой же керамики уменьшение эффективной диэлектрической проницаемости обусловлено воздушными прослойками.

Образование сегнетоэлектрической фазы в твердом растворе $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ можно объяснить разницей ионных радиусов Ba^{2+} (1,61 Å) и Pb^{2+} (1,49 Å) в А-позиции перовскита. Это различие создает внутреннее химическое давление, которое деформирует кристаллическую решетку и способствует смещению ионов относительно центра симметрии, что служит необходимым условием для возникновения сегнетоэлектрической поляризации. Использование нанопорошков для синтеза керамики $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$ позволяет ускорить процесс образования твердого раствора и получение более совершенной структуры керамики.

Заключение

В результате проведенного исследования было установлено, что наличие в смеси наночастиц титаната бария при синтезе керамики на основе цирконата свинца приводит к образованию твердого раствора ромбоэдрической фазы. Уменьшение размера наночастиц BaTiO_3 обеспечивает ускорение диффузионных процессов и способствует образованию термодинамически равновесных однофазных твердых растворов. Пористая керамика на основе соединения $(\text{Pb}_{0,9}\text{Ba}_{0,1})(\text{Zr}_{0,9}\text{Ti}_{0,1})\text{O}_3$, полученная с добавлением углеродных нанотрубок, имеет пористость 20 – 25% и высокое значение эффективной спонтанной поляризации, что позволяет ее использовать в качестве полярных наноразмерных матриц для исследования размерных эффектов в веществе в присутствии электрических полей [22]. Кроме этого, такие пористые полярные матрицы можно применять в качестве адсорбентов для различных веществ с полярными молекулами и катализаторами [23].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Xiao M., Xu A., Sui Z., Zhang W., Liu H., Lee C. Multifunctional MEMS, NEMS, micro/nano-structures enabled by piezoelectric and ferroelectric effects // *Nanoscale Horizons*. 2025. Vol. 10. No. 11. Pp. 2744–2771.
2. Liu Z., Guo Z., Wan H., Yuan Y., Yang H., Wu H., Ren W., Ye Z. G. High energy storage capacity, heterogeneous domain structure and stabilization of intermediate phase in PbZrO_3 -based antiferroelectric single crystals // *Journal of Materials Chemistry C*. 2022. Vol. 10. No. 17. Pp. 6762–6769.
3. Liu B., Gaur A. P. S., Cui J., Tan X. Substitution of Pb with $(\text{Li}_{1/2}\text{Bi}_{1/2})$ in PbZrO_3 -based antiferroelectric ceramics // *Journal of Advanced Dielectrics*. 2024. Vol. 14. No. 1. P. 2350022.
4. Zhao T., Li J., Yang X., Yin Z. A review of the preparation and application of lead zirconate titanate (PZT) thin film sensors // *Journal of Materials Chemistry C*. 2025. Vol. 13. No. 31. Pp. 15807–15851.

5. Wang W., Chen Z., Zhou Z., Li Y., Liang R. Enhancing electromechanical properties of PZT-based piezoelectric ceramics by high-temperature poling for high-power applications // *ACS Applied Materials & Interfaces*. 2023. Vol. 15. No. 12. Pp. 15636–15645.
6. Sawaguchi E., Maniwa H., Hoshino S. Antiferroelectric structure of lead zirconate // *Physical Review*. 1951. Vol. 83. No. 5. P. 1078.
7. Jona F., Shirane G., Mazzi F., Pepinsky R. X-ray and neutron diffraction study of antiferroelectric lead zirconate, PbZrO_3 // *Physical Review*. 1957. Vol. 105. No. 3. Pp. 849–856.
8. Tennery V. J. High-temperature phase transitions in PbZrO_3 // *Journal of the American Ceramic Society*. 1966. Vol. 49. No. 9. Pp. 483–486.
9. Scott B. A., Burn G. Crystal growth and observation of the ferroelectric phase of PbZrO_3 // *Journal of the American Ceramic Society*. 1972. Vol. 55. No. 7. Pp. 331–333.
10. Khushbu N., Kumar P. Effect of sintering temperature on structural, dielectric and ferroelectric properties of BaTiO_3 - PbZrO_3 ceramics // *Ferroelectrics*. 2017. Vol. 516. No. 1. Pp. 167–172.
11. Cai W., Fu C., Gao J., Chen H. Effects of grain size on domain structure and ferroelectric properties of barium zirconate titanate ceramics // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 480. No. 2. Pp. 870–873.
12. Барышников С. В., Милинский А. Ю., Стукова Е. В. Стабилизация сегнетоэлектрической фазы в керамике PbZrO_3 при добавлении наночастиц BaTiO_3 // *Стекло и керамика*. 2025. Т. 98. № 10. С. 24–30.
13. Bakhtiar S. U. H., Hussain S. A., Ali S., et al. Innovative perspectives on porous ferroelectric ceramics and their composites: charting new frontiers in energy applications // *Materials Today Communications*. 2024. Vol. 38. March. P. 108388.
14. Guerra J. D. S., Peláiz-Barranco A., Silva A. C., Calderyn-Picar F. Figures of merit of PLZT ferroelectric ceramics for practical applications // *Ferroelectrics*. 2023. Vol. 611. No. 1. Pp. 138–149.
15. Zhou X., Gong H., Zhang J., Liu J., Zhang D., Zhang Y. Pore structure-dependent pyroelectric properties of porous PZT ceramics fabricated by template method // *Journal of Materials Chemistry A*. 2025. Vol. 13. No. 47. Pp. 40689–40697.
16. Wang Q., He Sh., Bowen C. R., Xiao X., Oh J. A. S., Sun J., Zeng K., Lei W., Chen J. Porous pyroelectric ceramic with carbon nanotubes for high-performance thermal to electrical energy conversion // *Nano Energy*. 2022. Vol. 102. November. P. 107703.
17. Glass A. M. Investigation of the electrical properties of $\text{Sr}_{1-x}\text{Ba}_x\text{Nb}_2\text{O}_6$ with special reference to pyroelectric detection // *Journal of Applied Physics*. 1969. Vol. 40. No. 12. Pp. 4699–4713.
18. Сотникова Г. Ю., Зеленовский П. С., Ушаков А. Д., Гаврилов Г. А., Шур В. Ю., Холкин А. Л. Исследование пироэлектрического эффекта в легированных неполярных кристаллах глицина // *Журнал технической физики*. 2023. Т. 98. № 5. С. 724–730.
19. Ujma Z., Dmytrow D. Lowfrequency dielectric dispersion in PbZrO_3 with oxygen vacancies // *Ferroelectrics*. 1993. Vol. 150. No. 1. Pp. 351–362.
20. Shihua D., Tianxiu S., Guobiao L. The dielectric dispersion properties of BaTiO_3 based ferroelectric ceramics doped with Nb/Mn // *Ferroelectrics*. 2013. Vol. 445. No. 1. Pp. 26–31.
21. Kajokas A., Matulis A., Banys J., Mizaras R., Brilingas A., Grigas J. Dielectric dispersion and distribution of the relaxation times of the relaxor PLZT ceramics // *Ferroelectrics*. 2001. Vol. 257. No. 1. Pp. 69–74.
22. Барышников С. В., Милинский А. Ю. Стабилизация полярной фазы нитрата калия, внедренного в нанопористую матрицу титаната бария // *Физика твердого тела*. 2024. Т. 66. № 5. С. 747–751.
23. Gaur A., Porwal C., Boukhris I., Chauhan V. S., Vaish R. Review on multicatalytic behavior of $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{Ti}_{0.9}\text{Zr}_{0.1}\text{O}_3$ ceramic // *Materials*. 2023. Vol. 16. No. 16. P. 5710.

REFERENCES

1. Xiao M., Xu A., Sui Z., et al., Multifunctional MEMS, NEMS, micro/nano-structures enabled by piezoelectric and ferroelectric effects, *Nanoscale Horizons*. 10 (11) (2025) 2744–2771.
2. Liu Z., Guo Z., Wan H., et al., High energy storage capacity, heterogeneous domain structure and stabilization of intermediate phase in PbZrO_3 -based antiferroelectric single crystals, *J. Mater. Chem. C*. 10 (17) (2022) 6762–6769.

3. Liu B., Gaur A. P. S., Cui J., Tan X., Substitution of Pb with $(\text{Li}_{1/2}\text{Bi}_{1/2})$ in PbZrO_3 -based antiferroelectric ceramics, J. Adv. Dielect. 14 (1) (2024) 2350022.
4. Zhao T., Li J., Yang X., Yin Z., A review of the preparation and application of lead zirconate titanate (PZT) thin film sensors, J. Mater. Chem. C. 13 (31) (2025) 15807–15851.
5. Wang W., Chen Z., Zhou Z., et al., Enhancing electromechanical properties of PZT-based piezoelectric ceramics by high-temperature poling for high-power applications, ACS Appl. Mater. Interfaces. 15 (12) (2023) 15636–15645.
6. Sawaguchi E., Maniwa H., Hoshino S., Antiferroelectric structure of lead zirconate, Phys. Rev. 83 (5) (1951) 1078.
7. Jona F., Shirane G., Mazzi F., Pepinsky R., X-ray and neutron diffraction study of antiferroelectric lead zirconate, PbZrO_3 , Phys. Rev. 105 (3) (1957) 849–856.
8. Tennery V. J., High-temperature phase transitions in PbZrO_3 , J. Amer. Ceram. Soc. 49 (9) (1966) 483–486.
9. Scott B. A., Burn G., Crystal growth and observation of the ferroelectric phase of PbZrO_3 , J. Amer. Ceram. Soc. 55 (7) (1972) 331–333.
10. Khushbu N., Kumar P., Effect of sintering temperature on structural, dielectric and ferroelectric properties of BaTiO_3 - PbZrO_3 ceramics, Ferroelectrics. 516 (1) (2017) 167–172.
11. Chen H., Effects of grain size on domain structure and ferroelectric properties of barium zirconate titanate ceramics, J. Alloys Compnd. 480 (2) (2009) 870–873.
12. Baryshnikov S. V., Milinsky A. Yu., Stukova, E. V., Ferroelectric phase in PbZrO_3 ceramics stabilized by BaTiO_3 nanoparticle addition, Glas. Ceram. 82 (9–10) (2026) 402–405.
13. Bakhtiar S. U. H., Hussain S. A., Ali S., et al., Innovative perspectives on porous ferroelectric ceramics and their composites: charting new frontiers in energy applications, Mat. Today Commun. 38 (Mar) (2024) 108388.
14. Guerra J. D. S., Peláiz-Barranco A., Silva A. C., Calderyn-Picar F., Figures of merit of PLZT ferroelectric ceramics for practical applications, Ferroelectr. 611 (1) (2023) 138–149.
15. Zhou X., Gong H., Zhang J., et al., Pore structure-dependent pyroelectric properties of porous PZT ceramics fabricated by template method, J. Mat. Chem. A. 13 (47) (2025) 40689–40697.
16. Wang Q., He Sh., Bowen C. R., et al., Porous pyroelectric ceramic with carbon nanotubes for high-performance thermal to electrical energy conversion, Nano Energy. 102 (Nov) (2022) 107703.
17. Glass A. M., Investigation of the electrical properties of $\text{Sr}_{1-x}\text{Ba}_x\text{Nb}_2\text{O}_6$ with special reference to pyroelectric detection, J. Appl. Phys. 40 (12) (1969) 4699–4713.
18. Sotnikova G. Yu., Zelenovskiy P. S., Ushakov A. D., et. al., Pyroelectric effect in doped nonpolar glycine crystals, Tech. Phys. 68(1) (2023) S125–S131.
19. Ujma Z., Dmytrow D., Lowfrequency dielectric dispersion in PbZrO_3 with oxygen vacancies, Ferroelectr. 150 (1) (1993) 351–362.
20. Shihua D., Tianxiu S., Guobiao L., The dielectric dispersion properties of BaTiO_3 based ferroelectric ceramics doped with Nb/Mn, Ferroelect. 445 (1) (2013) 26–31.
21. Kajokas A., Matulis A., Banys J., et. al., Dielectric dispersion and distribution of the relaxation times of the relaxor PLZT ceramics, Ferroelectr. 257 (1) (2001) 69–74.
22. Baryshnikov S. V., Milinsky A. Y., Stabilization of the polar phase of potassium nitrate, embedded in a nanoporous barium titanate matrix, Phys. Solid State. 66 (5) (2024) 722–725.
23. Gaur A., Porwal C., Boukhris I., et. al., Review on multicatalytic behavior of $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{Ti}_{0.9}\text{Zr}_{0.1}\text{O}_3$ ceramic, Materials. 16 (16) 5710.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

БАРЫШНИКОВ Сергей Васильевич — доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического и математического образования Благовещенского государственного педагогического университета, г. Благовещенск, Россия.

675000, Россия, г. Благовещенск, ул. Ленина, 104

svbar2003@list.ru

ORCID: 0000-0002-3362-8975

МИЛИНСКИЙ Алексей Юрьевич — доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического и математического образования Благовещенского государственного педагогического университета, г. Благовещенск, Россия.

675000, Россия, г. Благовещенск, ул. Ленина, 104

a.milinskiy@mail.ru

ORCID: 0000-0001-7525-4396

СТУКОВА Елена Владимировна — доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики, исполняющая обязанности заведующей кафедрой физики Амурского государственного университета, г. Благовещенск, Россия.

675027, Россия, г. Благовещенск, Игнатьевское шоссе, 21

lenast@bk.ru

ORCID: 0000-0002-7981-7456

THE AUTHORS

BARYSHNIKOV Sergey V.

Blagoveshchensk State Pedagogical University

104 Lenin St., Blagoveshchensk, 675000, Russia

svbar2003@list.ru

ORCID: 0000-0002-3362-8975

MILINSKIY Alexey Yu.

Blagoveshchensk State Pedagogical University

104 Lenin St., Blagoveshchensk, 675000, Russia

a.milinskiy@mail.ru

ORCID: 0000-0001-7525-4396

STUKOVA Elena V.

Amur State University

21, Ignatievskoe Ave., Blagoveshchensk, 675027, Russia

lenast@bk.ru

ORCID: 0000-0002-7981-7456

Статья поступила в редакцию 30.03.2026. Одобрена после рецензирования 06.05.2026. Принята 06.05.2026.

Received 30.03.2026. Approved after reviewing 06.05.2026. Accepted 06.05.2026.