

Istratov Alexander Vladimirovich – e-mail: aleksgreene@gmail.com; phone: +79042534037; the department of physics and applied mathematics; postgraduate student.

Shagurina Anastasia Yuryevna – e-mail: shagurina.a@mail.ru; phone: +79004757040; the department of physics and applied mathematics; magistr.

Podlesnyi Anton Vasilyevich – e-mail: a-pod33@mail.ru; phone: +79209320727; the department of physics and applied mathematics; magistr.

УДК 546.621/623:17

О.В. Карбань, О.М. Канунникова, Е.Н. Хазанов, А.В. Таранов

**СТРОЕНИЕ ИНТЕРФЕЙСНЫХ ОБЛАСТЕЙ НАНОСТРУКТУРНЫХ
КЕРАМИК $BaTiO_3$ – $WTiO_3$ ***

Для сегнетоэлектрических керамик $Ba-W-Ti-O$, синтезированных методом одноосного сухого прессования с ультразвуковым воздействием с последующим спеканием, строение и состав интерфейсных областей изменяются немонотонно и определяются параметрами предварительного компактирования сухих нанопорошков (давление прессования, мощность ультразвукового воздействия). Анализ химического состава интерфейсных областей проводился методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Структура и средние по образцу характеристики интерфейсных границ в керамиках исследовались методом тепловых импульсов при гелиевых температурах. Наблюдалось несколько типов границ – границы между агломератами, границы между зёрнами в агломератах и границы между ОКР. Однако удовлетворительное соответствие результатов теоретического расчёта и экспериментальных температурных зависимостей рассеяния неравновесных фононов в образцах наблюдается только в том случае, если R – это размеры зёрен (частиц), составляющих агломераты. Наиболее оптимальной структурой интерфейсных границ обладают образцы, скомпактированные при $P \approx (700 \pm 800)$ МПа, которое позволяет сформировать интерфейсную область с преимущественной долей изотропной структуры. С увеличением давления при компактировании на поверхности сколов спечённых образцов растёт количество вольфрама, который очевидно при спекании диффундирует в поверхностные слои зёрен под воздействием температуры. Различие в температурной зависимости рассеяния неравновесных фононов при повышении давления свидетельствует об уменьшении толщины интерфейсного слоя для образца и увеличения его жесткости вследствие роста количества кубической фазы WO_3 в образцах. Для образцов, скомпактированных при одинаковом давлении и различной мощности ультразвукового воздействия (0 кВт и 3 кВт), структура границ различна, что и определяет отличия акустических импедансов.

Керамика $Ba-W-Ti-O$; интерфейсные области; РФЭС; фононная спектроскопия.

O.V. Karban, O.M. Kanunnikova, E.N. Khazanov, A.V. Taranov

**STRUCTURE OF THE INTERFACE REGIONS IN $BaTiO_3$ – $WTiO_3$
NANOCERAMICS**

In the studied ferroelectric $Ba-W-Ti-O$ ceramics, compacted under different conditions of pressure and ultrasound action with subsequent sintering at 1623 K, structure and composition of interface regions vary in a nonmonotonic way. The chemical composition was analyzed by the X-ray photoelectron spectroscopy. The structure of the ceramics interface regions and their specimen-average characteristics were investigated by the heat pulse method. In the ceramics studied different boundary types are observed: boundaries between agglomerates, between grains in the agglomerates, and boundaries between areas of coherent scattering. However, a satisfactory agreement between the theoretical calculations and the experimental temperature dependences of

* Работа поддержана проектом РФФИ № 15-07-02563156.

nonequilibrium phonon scattering is observed only in the case when R is the size of grains (particles) forming the agglomerates. Accelerated tungsten diffusion to the grain surface during sintering is determined by ultrasound action activation in process of powder consolidation. Increasing the pressure during dry static compacting and exposure to ultrasound result in the formation of complex structure of fragments and boundaries between them increase the acoustic density and lead to a decrease in the intergranular boundary thickness to values that are sometimes comparable to the lattice constant of the boundary material. The optimum boundary structure is found in specimens compacted at a pressure of about 700-800 MPa which allows the formation of an interface region with prevailing content of isotropic structure.

Ba-W-Ti-O ceramics; interface regions; XPS; phonon spectroscopy.

Введение. Известно [1–3], что физические свойства керамик титаната бария являются размерно-зависимыми. Однако основной особенностью материалов, полученных методом прессования, отличающей их от наноматериалов, приготовленных другими способами, является тот факт, что влияние границ раздела на их структуру и свойства преобладает над чисто размерными эффектами [4]. В работах [5–6] выявлено, что соотношение Ва/Тi является определяющим на механизм роста зерен. Вместе с тем соотношение элементов в интерфейсных областях керамик может значительно отличаться от объемного, как показано ранее [7–9], что может приводить как к фазовой трансформации, так и к образованию новых фаз. Например, к формированию слоя кубической фазы в интерфейсных областях поликристаллической тетрагональной керамики ВаТiО₃ [10], фазы ВаСО₃ вследствие взаимодействия с атмосферным СО₂ при нагреве [11], а также формирование стеклофазы в интерфейсных областях сегнетоэлектрических керамик. Изменения структуры и фазового состава в процессе спекания во многом зависит как от реологической наследственности применяемых порошков, так и от параметров компактирования [8].

Целью данной работы явилось исследование структуры и состава интерфейсных областей наноструктурных сегнетоэлектрических керамик ВаТiО₃–WTiO₃ в зависимости от условий компактирования.

Объекты и методики эксперимента. Наноразмерные порошки состава ВаТiО₃–WTiO₃, полученные золь-гель методом со средним размером частиц 50 нм, были скомпактированы методом одноосного сухого прессования при одновременном УЗ-воздействии [12]. Параметры компактирования (давление прессования и мощность УЗ-воздействия) приведены в табл. 1. Керамики спекались при температуре 1350 °С в течение 3 ч.

Таблица 1

Режимы компактирования (давление прессования P , мощность УЗ-воздействия W) для керамик ВаТiО₃–WTiO₃

Образец	1	2	3	4	5	6
P , МПа	113	525	700,3	1050,4	1050,4	874,4
W , кВт	0	0	0	0	3	1,5

Анализ химического состава интерфейсных областей проводился методом РФЭС на спектрометрах ЭС-2401. Спектры возбуждались MgK _{α} излучением. Вакуум в камере анализатора составлял $5 \cdot 10^{-6}$ Па. Образцы для РФЭС анализа готовились в виде сколов [13]. По данным СЭМ и АСМ-анализа скол в образцах идет по границам зерен, поэтому анализ РФЭС спектров поверхности сколов позволил оценить состав интерфейсных слоев керамик.

Структура и средние по образцу характеристики интерфейсных границ в керамиках исследовались методом тепловых импульсов [14]. Этот подход основан на анализе транспорта слабонеравносесных фононов (НФ) в исследуемом образце при гелиевых температурах, когда длины волн НФ $\lambda \sim R$ – среднего размера зерна, но сравнимы с толщиной межзеренных границ. Описание метода, детали модели, особенности обработки экспериментальных данных подробно изложены в [15, 16].

Рентгеноэлектронная спектроскопия. В спектрах $W4f_{7/2}$ (табл. 2) наблюдается одна линия, соответствующая W^{6+} : вольфрам может находиться в форме WO_3 или $(WO_4)^{2-}$ [17], которые нельзя различить.

В $Ti2p_{3/2}$ спектрах линия с энергией (458,6÷458,8) эВ, соответствующая титану в степени окисления +4 [18], практически во всех образцах доминирует. Титан в более низкой степени окисления (+3) присутствует только в образце 5, полученном при $P = 1050,4$ МПа и $W = 3$ кВт.

В спектрах $Ba3d_{5/2}$ исследованных образцов выделено три пика, соответствующих атомам бария в различном химическом окружении:

$E_{св} Ba(I) = (779,4 \pm 0,1)$ эВ; $E_{св} Ba(II) = (780,5 \pm 0,1)$ эВ; $E_{св} Ba(III) = (781,5 \pm 0,1)$ эВ.

В работе [19] проведено РФЭС исследование поликристаллического титаната бария ($BaTiO_3$) и пик $Ba(I)$ приписан атомам бария в перовскитных структурах $BaTi_4O_9$, $Ba_2Ti_9O_{20}$. Пик $Ba(II)$ может быть приписан барию в соединениях $Ba(OH)_2$ и $BaCO_3$. Однако в случае образования соединения $BaCO_3$ в спектре $C1s$ должна наблюдаться составляющая с энергией связи (289,4÷290,8) эВ [17]. Поэтому Пик $Ba(II)$ также может быть приписан атомам Ba в перовскитных структурах.

Пик $Ba3d$ с энергией связи 781,5 эВ, отсутствующий в РФЭС спектрах образцов, исследованных в [15], может быть приписан атомам бария в соединении с отличной от перовскита структурой. Таким образом, на поверхности сколов присутствуют две перовскитоподобные структуры (I) и (II), вероятно отличающиеся по своему составу. Структура I присутствует только в образцах 1 и 5. Структура II – появляется при увеличении давления компактирования до 525 МПа в образце 2, уменьшается в образце 3 при повышении давления и исчезает в образцах 4 и 6.

Структура III – соединение с отличной от перовскита структурой. В образцах 1 → 3 → 4, 6 количество структуры III растет от ~60 % до ~100 %.

С увеличением давления при компактировании на поверхности сколов спеченных образцов растет количество вольфрама, который очевидно при спекании диффундирует в поверхностные слои зерен под воздействием температуры. Структура III вероятно соответствует шеелиту $BaWO_4$, количество которого в интерфейсной области может увеличиваться при возрастании относительного количества вольфрама и бария. Также значительная концентрация W на поверхности зерен позволяет предположить, что WO_3 формируется в интерфейсных областях в виде пленочной структуры.

Фононная спектроскопия. Измеряемое в эксперименте время прихода максимума диффузионного сигнала фононной неравносесности $t_m(T)$ однозначно связано с эффективным коэффициентом диффузии $D_{eff}(T)$, транспортной длиной пробега НФ частоты $\omega \approx 2,8$ kT/h [15]:

$$t_m(T) = \frac{L^2}{2D_{eff}}; D_{eff}(T) = 1/3 l_{tr}(T)v,$$

где L – размер образца в направлении потока НФ; v – средняя скорость звука в исследуемой керамике $v = 4,54 \cdot 10^5$ см/с ($v_l = 6,85 \cdot 10^5$ см/с; $v_t = 4,16 \cdot 10^5$ см/с); T – температура (энергия) НФ. Сравнение экспериментальных температурных зависимостей рассеяния НФ с теорией проводилось на основе выражения [20]:

$$l_{tr} = l_0 \cdot \frac{f_\omega}{1 - f_\omega},$$

где f_ω – вероятность прохождения НФ через границу между зёрнами [15]; $l_0 \sim 0,6$; R – средний путь баллистического пробега НФ в отдельном зёрне размера R .

На рис. 1 приведено семейство теоретических зависимостей величины $f_\omega/(1-f_\omega)$ от $q_2 l_{gb}$ для различных отношений акустических импедансов материала зёрна $\rho_1 v_1$ и слоя $\rho_2 v_2$; l_{gb} – толщина межзёрненного слоя; $q_{1,2}$ – волновые векторы фонона частоты ω в материале зёрна и межзёрненного слоя соответственно.

$$q_1 = \frac{2.8kT}{\hbar v_1}; \quad q_2 = \frac{q_1}{\rho_2 v_2 / \rho_1 v_1}.$$

В исследуемой керамике наблюдалось несколько типов границ – границы между агломератами, границы между зёрнами в агломератах и границы между ОКР. Однако удовлетворительное соответствие результатов теоретического расчета и экспериментальных температурных зависимостей рассеяния НФ наблюдается только в том случае, если R – это размеры зёрен (частиц), составляющих агломераты.

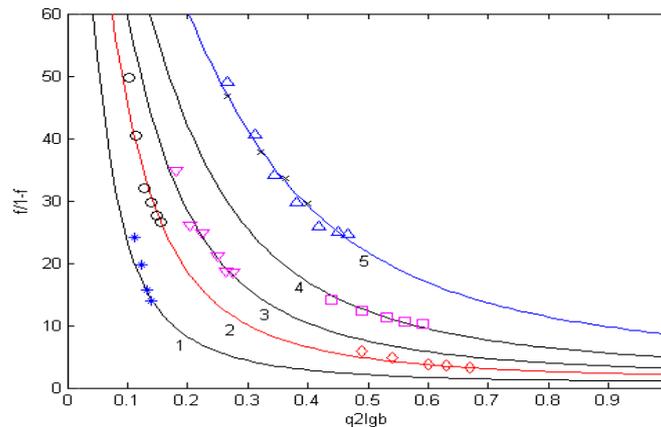


Рис. 1. Теоретические зависимости величины $f_\omega/(1-f_\omega)$ – вероятности прохождения потока НФ через плоскую границу между зёрнами толщиной l_{gb} от $q_2 l_{gb}$. Точки – экспериментальные результаты: \square – образец 2; \diamond – образец 1; \circ – образец 5; ∇ – образец, приготовленный по отличной технологии; Δ – образец 3; $*$ – образец 4; \times – образец 6

В случае ОКР соседние фрагменты – это области разориентации с «нулевой» толщиной границы между ними [15] и их вкладом в абсолютные значения и температурную зависимость коэффициента диффузии можно пренебречь. Допустимо предположить, что границы агломератов состоят из того же материала, что и границы между зёрнами, т.е. $\rho_2 v_2(\text{ag}) = \rho_2 v_2(\text{gr})$. В случае слабой температурной зависимости, наблюдаемой в образцах 1, 2, значения l_{gb} в значительной степени отражают толщины границ между агломератами. Совпадение отношений акустического импеданса для образцов 1 и 5 свидетельствует об одинаковой структуре ин-

терфейсных областей, что подтверждается данными рентгеноэлектронного анализа о наличии в интерфейсных областях структуры Ba(I), характерной только для этих образцов. Различие в температурной зависимости для этих образцов свидетельствует об уменьшении толщины интерфейсного слоя для образца и увеличения его жесткости вследствие увеличения количества кубической фазы WO₃. Отличия в строении интерфейсных областей, обнаруженных методом РФЭС для образцов 4 и 5, скомпактированных при P = 1040,5 МПа и различной мощности УЗ-активации, также подтверждаются данными фононной спектроскопии. Наиболее оптимальной структурой интерфейсных границ обладают образцы, скомпактированные при P ≈ (700÷800) МПа, которое позволяет сформировать интерфейсную область с преимущественной долей изотропной структуры.

Выводы. Для сегнетоэлектрических керамик BaTiO₃-WTiO₃, скомпактированных при различных параметрах давления и ультразвукового воздействия с последующим спеканием, количество перовскитоподобной слоистой структуры в интерфейсных областях уменьшается и полностью исчезает с увеличением давления, что приводит к повышению акустической проницаемости границ, вследствие уменьшения дефектности интерфейсных областей.

Рост давления при сухом статическом прессовании и применении УЗВ-воздействия способствует уменьшению межзеренных границ в ряде случаев до значений, сопоставимых с постоянной решетки материала, из которого они состоят. Для образцов, скомпактированных при различной мощности УЗ-воздействия, отличия в структуре границ определяют разницу акустических импедансов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Unchino K., Takasu T.* Property Variation of piezoelectric ceramics with microstructure // *Inspection Engineering Journal*. – 1986. – Vol. 10. – P. 29-34.
2. *Begg D., Vance E.R., Nowontny J.* Effect on particle size on the room-temperature crystal structure of barium Titanate // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1994. – Vol. 77. – P. 3186-3192.
3. *M.-B.Park [et al.]* Phase transition and physical characteristics of nanograined BaTiO₃ ceramics synthesized from surface-coated nanopowders // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2004. – Vol. 87, No. 3. – P. 510-512.
4. *Gleiter H.* Materials with Ultra-Fine Grain Sizes // *Deformation of Polycrystals: Proc. of 2nd RISO Symposium on Metallurgy and Materials Science*: eds. N. Hansen, T. Leffers, H. Lithold. – Roskilde: RISO Nat. Lab., 1981. – P. 15-21.
5. *Yamamoto T., Sakuma T.* Abnormal grain growth of BaTiO₃ with small cation nonstoichiometry // *Mater. Sci. Forum*. – 1996. – Vol. 204-206. – P. 491-496.
6. *Yamamoto T. [et al.]* Grain boundary structures in TiO₂-excess barium titanate // *J. Mater. Res.* – 1998. – Vol. 13, No. 12. – P. 3449-3452.
7. *Иванов В.В., Иванов С.Н., Карбань О.В., Таранов А.В., Хазанов Е.Н., Хрустов В.П.* Исследование структуры нанокерамики оксида TiO₂ методами рентгенографии, атомной силовой микроскопии и кинетики тепловых фононов // *Неорганические материалы*. – 2004. – Т. 40, № 11. – С. 1400-1406.
8. *Канунникова О.М., Карбань О.В.* Возможности метода рентгеноэлектронной спектроскопии для анализа структурного состояния тонких слоев оксидных наноматериалов // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2011. – Т. 75, № 11. – С. 1540-1546.
9. *Matsui K. [et al.]* Cubic-Formation and Grain-Growth Mechanisms in Tetragonal Zirconia Polycrystal // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2003. – Vol. 8, No. 8. – P. 1401-1408.
10. *Takeuchi T. [et al.]* Thickness of cubic surface phase on barium titanate single-crystallite grains // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1994. – Vol. 77. – P. 1665-1668.
11. *Miot C. [et al.]* Residual carbon evolution in BaTiO₃ ceramics studies by XPS after ion etching // *J. European Ceramic Society*. – 1998. – Vol. 18. – P. 339-343.

12. Khasanov O.L., Dvilis E.S. Net-shaping nanopowders with powerful ultrasonic action and methods of the density distribution control // *Advances in Applied Ceramics*. – 2008. – Vol. 107, No. 3. – P. 135-141.
13. Карбань О.В., Канунникова О.М., Саламатов Е.И., Хазанов Е.Н., Леесмент С.И., Гончаров О.Ю. Применение современных методов исследования для изучения оксидных нанокерамик // *Химическая физика и мезоскопия*. – 2009. – Т. 11, № 4. – С. 499-511.
14. Иванов С.Н. [и др.]. Распространение неравновесных фононов в керамических материалах // *ЖЭТФ*. – 1992. – Т. 102, № 2 (8). – С. 600-617.
15. Барабаненков Ю.Н. [и др.]. Исследование нанокерамик на основе оксидов Al и Zr методом тепловых импульсов // *ЖЭТФ*. – 2001. – Т. 119, № 3. – С. 546-552.
16. Барабаненков Ю.Н. [и др.]. Распространение фононов в нанокристаллических керамиках ZrO₂:Y₂O₃ // *ЖЭТФ*. – 2006. – Т. 129, № 1. – С. 131-138.
17. База данных NIST. URL: <http://www.nist.gov/srd/> (дата обращения 08.04.15).
18. Kumar S., Raju V.S., Kutty T.R.N. Investigations on the chemical states of sintered barium titanate by X-ray photoelectron spectroscopy // *Applied surface science*. – 2003. – Vol. 206. – P. 250-261.
19. Nasser S.A. X-ray photoelectron spectroscopy study on the composition and structure of BaTiO₃ thin films deposited on silicon // *Applied surface science*. – 2000. – Vol. 157. – P. 14-22.
20. Каган В.Д., Суслов А.В. Влияние электрического поля на распространение тепловых импульсов в SrTiO₃ // *ФТТ*. – 1994. – Т. 36. – С. 2672.

REFERENCES

1. Unchino K., Takasu T. Property Variation of piezoelectric ceramics with microstructure, *Inspectioning Journal*, 1986, Vol. 10, pp. 29-34.
2. Begg D., Vance E.R., Nowontny J. Effect on particle size on the room-temperature crystal structure of barium Titanate, *Journal of the American Ceramic Society*, 1994, Vol. 77, pp.3186-3192.
3. M.-B.Park [et al.] Phase transition and physical characteristics of nanograined BaTiO₃ ceramics synthesized from surface-coated nanopowders, *J. Am. Ceram. Soc.*, 2004, Vol. 87, No. 3, pp. 510-512.
4. Gleiter H. Materials with Ultra-Fine Grain Sizes, *Deformation of Polycrystals: Proc. of 2ndRISO Symposium on Metallurgy and Materials Science*: eds. Hansen N., Leffers T., Lithold H. Roskilde: RISO Nat. Lab., 1981, pp. 15-21.
5. Yamamoto T., Sakuma T. Abnormal grain growth of BaTiO₃ with small cation nonstoichiometry, *Mater. Sci. Forum.*, 1996, Vol. 204-206, pp. 491-496.
6. Yamamoto T. [et.al]. Grain boundary structures in TiO₂-excess barium titanate, *J. Mare. Res.*, 1998, Vol. 13, No. 12, pp. 3449-345210.
7. Ivanov V.V., Ivanov S.N., Karban' O.V., Taranov A.V., Khazanov E.N., Khrustov V.P. Issledovanie struktury nanokeramiki oksida TiO₂ metodami rentgenografii, atomnoy silovoy mikroskopii i kinetiki teplovykh fononov [The study of the structure of nanoceramics oxide TiO₂ by x-ray diffraction, atomic force microscopy and kinetics of thermal phonons], *Neorganicheskie materialy* [Inorganic Materials], 2004, Vol. 40, No. 11, pp. 1400-1406.
8. Kanunnikova O.M., Karban' O.V. Vozmozhnosti metoda rentgenoelektronnoy spektroskopii dlya analiza strukturnogo sostoyaniya tonkikh sloev oksidnykh nanomaterialov [The possibilities of the method x-ray electron spectroscopy to analyze the structural state of the thin layers of oxide nanomaterials], *Izvestiya Rossiyskoy akademii nauk. Seriya fizicheskaya* [Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics], 2011, Vol. 75, No. 11, pp. 1540-1546.
9. Matsui K. [et al.]. Cubic-Formation and Grain-Growth Mechanisms in Tetragonal Zirconia Polycrystal, *J. Am. Ceram. Soc.*, 2003, Vol. 8, No. 8, pp. 1401-1408.
10. Takeuchi T. [et al.]. Thickness of cubic surface phase on barium titanate single-crystallite grains, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1994, Vol. 77, pp. 1665-1668.
11. Miot C. [et al.] Residual carbon evolution in BaTiO₃ ceramics studies by XPS after ion etching, *J. European Ceramic Society*, 1998, Vol. 18, pp. 339-343.
12. Khasanov O.L., Dvilis E.S. Net-shaping nanopowders with powerful ultrasonic action and methods of the density distribution control, *Advances in Applied Ceramics*, 2008, Vol. 107, No. 3, pp. 135-141.

13. Karban' O.V., Kanunnikova O.M., Salamatov E.I., Khazanov E.N., Leesment S.I., Goncharov O.Yu. Primenenie sovremennykh metodov issledovaniya dlya izucheniya oksidnykh nanokeramik [The application of modern research methods for the study of oxide nanoceramics], *Khimicheskaya fizika i mezoskopiya* [Chemical Physics and Mesoscopics], 2009, Vol. 11, No. 4, pp. 499-511.
14. Ivanov S.N. [et al.]. Rasprostranenie neravnovesnykh fononov v keramicheskikh materialakh [Propagation of nonequilibrium phonons in the ceramic material crystals], *ZhETF* [Journal of Experimental and Theoretical Physics], 1992, Vol. 102, No. 2 (8), pp. 600-617.
15. Barabanenkov Yu.N. [et al.] Issledovanie nanokeramik na osnove oksidov Al i Zr metodom teplovykh impul'sov [The study nanoceramics based on the oxides of Al and Zr meto-house thermal pulses], *ZhETF* [Journal of Experimental and Theoretical Physics], 2001, Vol. 119, No. 3, pp. 546-552.
16. Barabanenkov Yu.N. [et al.]. Rasprostranenie fononov v nanokristallicheskikh keramikakh ZrO₂:Y₂O₃ [The propagation of phonons in nanocrystalline ceramics ZrO₂:Y₂O₃], *ZhETF* [Journal of Experimental and Theoretical Physics], 2006, Vol. 129, No. 1, pp. 131-138.
17. Baza dannykh NIST [data base]. Available at: <http://www.nist.gov/srd/> (accessed 08 April 15).
18. Kumar S., Raju V.S., Kutty T.R.N. Investigations on the chemical states of sintered barium titanate by X-ray photoelectron spectroscopy, *Applied surface science*, 2003, Vol. 206, pp. 250-261.
19. Nasser S.A. X-ray photoelectron spectroscopy study on the composition and structure of BaTiO₃ thin films deposited on silicon, *Applied surface science*, 2000, Vol. 157, pp. 14-22.
20. Kagan V.D., Suslov A.V. Vliyanie elektricheskogo polya na rasprostranenie teplovykh impul'sov v SrTiO₃ [Effect of electric field on the propagation of heat pulses in SrTiO₃], *FTT* [Solid State Physics], 1994, Vol. 36, pp. 2672.

Статью рекомендовал к опубликованию д.ф.-м.н., профессор А.А. Лаврентьев.

Канунникова Ольга Михайловна – Физико-технический институт Уральского отделения РАН; e-mail: olam@nm.ru, 426000, г. Ижевск, ул. Кирова, 132; тел. +79226814451; отдел структурно-фазовых превращений; ведущий научный сотрудник.

Карбань Оксана Владиславовна – e-mail: ocsa123@yahoo.com; тел.: +79225056346; отдел структурно-фазовых превращений; старший научный сотрудник; д.ф.-м.н.

Хазанов Ефим Наумович – Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН; e-mail: khazanov@cplire.ru, 125000, г. Москва, ул. Моховая 11/7; тел. +74956293590, отдел полупроводниковой электроники, ведущий научный сотрудник; д.ф.-м.н.; профессор.

Таранов Андрей Вадимович – e-mail: taranov@cplire; тел.: +74956293590; отдел полупроводниковой электроники; старший научный сотрудник; к.ф.-м.н.

Kanunnikova Olga Mikhailovna – Physical-Technical Institute of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; e-mail: olam@nm.ru; 132, Kirova street, Izhevsk, 426000, Russia; phone: +79226814451; the department of structural-phase transformation; leading researcher; dr. of phis.-math. sc.

Karban Oksana Vladislavovna – e-mail: ocsa123@yahoo.com; phone +79225056346; the department of structural-phase transformation; senior researcher; dr. of phis.-math. sc.

Khazanov Efim Naumovich – Kotel'nikov Institute of Radio Engineering and Electronics, Russian Academy of Sciences; e-mail: khazanov@cplire.ru; 11, Mokhovaya street, build 7, Moscow, 125000, Russia; phone +74956293590; the department of semiconductor electronics; leading researcher; dr. of phis.-math. sc.; professor.

Taranov Andrey Vadimovich – e-mail: taranov@cplire; phone: +74956293590; the department of semiconductor electronics; senior researcher; cand. of phis.-math. sc.