ЖУРНАЛ ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ, 2023, том 97, № 5, с. 712–717

СТРОЕНИЕ ВЕЩЕСТВА И КВАНТОВАЯ ХИМИЯ

УДК 54.165;539.24

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ $(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3–BaTiO_3–(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$

© 2023 г. Г. М. Калева[a,*], Е. Д. Политова[a], А. В. Мосунов[b], Т. С. Ильина[c], Д. А. Киселев[c]

[a] *Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, 119991 Россия*

[b] *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, 119991 Россия*

[c] *Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва, 119049 Россия*

**e-mail: kaleva@nifhi.ru*

Поступила в редакцию 29.06.2022 г.
После доработки 29.09.2022 г.
Принята к публикации 24.11.2022 г.

Методом твердофазного синтеза получены однофазные керамические образцы новых составов $(1 - x - y)(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3–xBaTiO_3–y(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0–0.15$), модифицированные добавками оксидов ZnO и GeO_2, и изучены их кристаллическая структура, микроструктура, диэлектрические и локальные пьезоэлектрические свойства. Установлено формирование фазы со структурой перовскита с псевдокубической элементарной ячейкой во всех синтезированных образцах и увеличение объема ячейки в результате частичного комплексного замещения катионов структуры перовскита. Фазовые переходы подтверждены методом диэлектрической спектроскопии. Для синтезированных образцов в режиме спектроскопии переключения поляризации получены остаточные петли пьезоэлектрического гистерезиса, подтверждающие переключение сегнетоэлектрической поляризации.

Ключевые слова: керамика, структура перовскита, микроструктура, диэлектрические свойства

DOI: 10.31857/S0044453723050126, **EDN:** MRAZWZ

Высокие темпы научно-технического прогресса в последние десятилетия обусловили значительный рост производства диэлектрических и пьезоэлектрических материалов в электронной керамической индустрии, основную часть которых до сих пор составляют свинецсодержащие составы на основе цирконата-титаната свинца $Pb(Zr,Ti)O_3$ (ЦТС), а также $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3$ и $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3 – PbTiO_3$, представляющие реальную угрозу окружающей среде ввиду высокой токсичности свинца. Глобальные проблемы экологии инициировали поиск и создание экологически безопасных не содержащих свинец пьезоэлектриков с функциональными параметрами, сравнимыми с характеристиками применяемых свинецсодержащих материалов. Для того чтобы составить конкуренцию свинецсодержащей керамике в ее многочисленных применениях в авиа- и космической технике, в атомной и автомобильной промышленности, медицине и информационной сфере деятельности пьезоэлектрики нового поколения должны характеризоваться высокими значениями температуры Кюри ($T_C > 650$ K), остаточной поляризации и пьезоэлектрических характеристик, а также высокой стабильностью функциональных параметров [1–5].

В настоящее время к числу активно исследуемых бессвинцовых керамик относятся составы на основе титаната натрия-висмута $(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3$, ниобата калия-натрия $(K,Na)NbO_3$, ниобата стронция-бария $Sr_{0.5}Ba_{0.5}Nb_2O_6$ и твердые растворы $(1\text{-}x)Ba(Zr_{0.2}Ti_{0.8})O_3 – x(Ba_{0.7}Ca_{0.3})TiO_3$ [6–12].

Одним из наиболее перспективных кандидатов, способных заменить свинецсодержащую пьезоэлектрическую керамику, является титанат натрия-висмута $Bi_{0.5}Na_{0.5}TiO_3$ (NBT). Этот сложный оксид был открыт Смоленским еще в 1960 году [13]. Соединение NBT является сегнетоэлектриком с высокой спонтанной поляризацией при комнатной температуре с относительно большим значением остаточной поляризации ($P_r \sim 38$ μC/см^2) и высоким значением температуры Кюри $T_C \sim$ ~ 600 K. Титанат натрия-висмута характеризуется ромбоэдрической кристаллической структурой типа перовскита. При температуре 493 K сегнетоэлектрическая ромбоэдрическая кристаллическая структура трансформируется в антисегнетоэлектрическую тетрагональную и при $T_C = 593$ K – в параэлектрическую тетрагональную фазу и затем при температуре 793 K – в кубическую фазу. Однако практическое применение такой керами-

ки затруднено ввиду больших величин коэрцитивного поля (E_C ~ 73 кВ/см) и электропроводности. Керамика состава NBT трудно поляризуется и характеризуется худшими пьезоэлектрическими свойствами в сравнении с ЦТС керамикой [14–16].

С целью улучшения функциональных свойств керамики титаната натрия-висмута изучали твердые растворы NBT с $BaTiO_3$, $(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$ (KNN) и $NaNbO_3$ [17–22]. Возможность улучшения пьезоэлектрических свойств бессвинцовых твердых растворов обусловлена наличием морфотропных фазовых границ (МФГ) ввиду того, что превосходные пьезоэлектрические свойства, выражающиеся в наиболее высоких значениях пьезоэлектрического коэффициента d_{33} и коэффициента электромеханической связи k, присущи составам из области МФГ. В этом плане работы [20–22] были посвящены изучению твердых растворов в системе NBT–KNN. В результате исследований указанной системы установлено, что существует МФГ между ромбоэдрической и тетрагональной фазами в этой системе на основе NBT при содержании ~6–7.5 моль. % KNN, и составы из области МФГ демонстрируют лучшие функциональные свойства в сравнении с таковыми составов крайних компонентов указанных твердых растворов. Результаты изучения твердых растворов в системе $(1 - x)Na_{1/2}Bi_{1/2}TiO_3$–$xBaTiO_3$ (BT) также показали значительное улучшение пьезоэлектрических характеристик образцов составов из области морфотропной фазовой границы вблизи значения $x = 0.06$, значения которых достигли величин, сопоставимых с таковыми образцов свинецсодержащих составов [17].

Учитывая наличие морфотропных фазовых границ в системах NBT–KNN и NBT–BT, представляется целесообразным изучение тройной системы NBT–BT–KNN в областях концентраций перовскитных компонентов, близких к морфотропным фазовым границам между рассматриваемыми бинарными системами. Таким образом, получение методом твердофазного синтеза керамических образцов новых перспективных составов $(1–x–y)(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3$–$xBaTiO_3$–$y(K_{0.5}\ Na_{0.5})NbO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0–0.15$), модифицированных добавками оксидов ZnO и GeO_2, и изучение их кристаллической структуры, микроструктуры, диэлектрических и локальных пьезоэлектрических свойств составляли цели данной работы.

Следует отметить, что введение оксидных добавок в небольшом количестве к оксидным материалам является одним из наиболее эффективных подходов к оптимизации функциональных свойств оксидных материалов, в частности, обеспечивает интенсификацию процесса фазообразования, получение однофазных образцов требуемого состава, формирование оптимальной микроструктуры и улучшение свойств керамики [23–26]. Необходимо принимать во внимание и тот факт, что ввиду неконтролируемых потерь оксида висмута в процессе высокотемпературного синтеза сложной задачей остается воспроизводимое получение однофазных образцов. Следует подчеркнуть, что даже незначительное количество примесных фаз, регистрируемых в керамике заданного состава, негативным образом отражается на качестве керамики и ее функциональных характеристиках, поэтому получение однофазных образцов новых составов имеет существенное значение.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Керамические образцы в системе $(1–x–y)(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3$–$xBaTiO_3$–$y(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0$, 0.025, 0.05, 0.10, 0.15) (NBT-BT-KNN) в том числе модифицированные добавками оксидов ZnO и GeO_2, получены методом твердофазного синтеза двукратным отжигом. В качестве исходных реактивов использовали карбонаты натрия Na_2CO_3, бария $BaCO_3$ (“ч.д.а.”) и калия K_2CO_3 (“х.ч.”) и оксиды висмута Bi_2O_3, титана TiO_2 и ниобия Nb_2O_5 (“ос.ч.”). Гомогенизированные стехиометрические смеси прессовали и отжигали в интервале температур 1073–1448 K с промежуточными перетираниями в среде этилового спирта. Образцы базового состава $(1–x–y)(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3$–$xBaTiO_3$–$y(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0$, 0.025, 0.05, 0.10, 0.15) синтезировали при $T_1 = 1073$ K (6 ч). После первого отжига в шихту вводили сверхстехиометрические добавки оксидов ZnO и GeO_2 (“ос.ч.”) в количестве 1.5 и 1 мас. % соответственно, перетирали и прессовали в диски диаметром 10 мм и толщиной 1–1.5 мм. Температуру и длительность спекания на воздухе образцов варьировали в пределах $T_2 =$ = 1423–1473 K (2–4 ч) с целью определения оптимального режима получения однофазных высокоплотных образцов.

Фазовый состав и структуру керамик изучали при комнатной температуре методом рентгенофазового анализа (ДРОН-3М, Россия, CuK_α-излучение, режимы съемки дифрактограмм: шаг 0.02–0.05 град, выдержка 1–10 с в интервале углов 5–80 град). Инструментальные поправки были сделаны с помощью корундового стандарта.

Диэлектрические свойства керамик изучали методом диэлектрической спектроскопии (мост переменного тока LCR-meter Agilent 4284 A (Япония), 1 В) в атмосфере воздуха в интервале температур 300–1000 K на переменном токе в диапазоне частот 100 Гц–1 МГц. В качестве электродов на образцы керамик толщиной 1–1.4 мм и диаметром 8–9 мм наносили содержащую серебро пасту, Leitsilber 200 (Hans Wolbring GmbH).

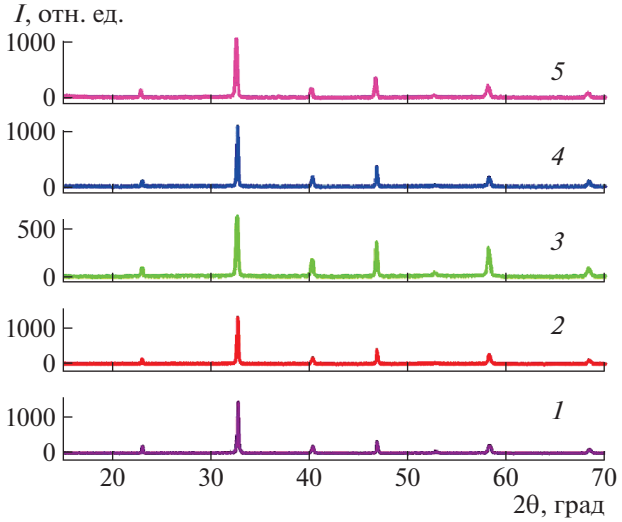

Рис. 1. Дифрактограммы образцов NBT-BT-KNN, допированных ZnO, с $x = 0.05$; $y = 0$ (*1*); 0.025 (*2*); 0.05 (*3*); 0.10 (*4*); 0.15 (*5*).

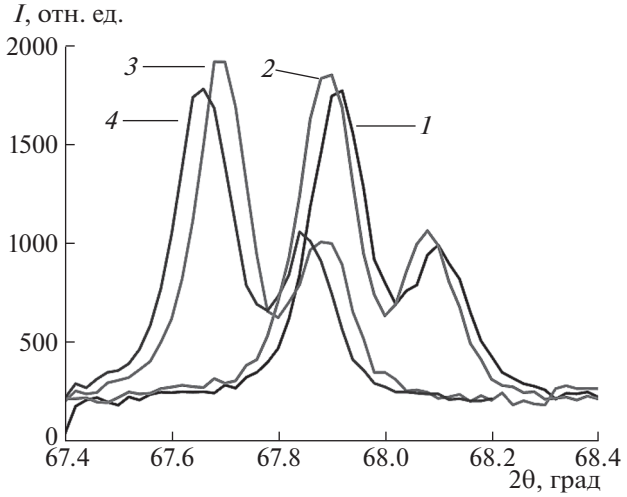

Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов NBT-BT-KNN, допированных ZnO, с $x = 0.05$; $y = 0.025$ (*1*); 0.05 (*2*); 0.10 (*3*); 0.15 (*4*).

Доменную структуру, процессы переключения поляризации полированных образцов керамики NBT-BT-KNN исследовали методом силовой микроскопии пьезоотклика на атомно-силовом микроскопе MFP-3D Stand Alone (Asylum Research, США) с использованием кантилеверов марки “TipsNano_NSG10/TiN” и “Asylum Research Asyelec02 AC-160_R2” (Asylum Research, США). Изображения доменной структуры в локальном режиме получены при приложении к кантилеверу переменного напряжения с амплитудой 3 В и частотой 20 кГц.

Микроструктуру контролировали методом растровой электронной микроскопии высокого разрешения с использованием микрорентгеноспектрального анализатора (JEOL JSM-7401F, Analysis Station JED-2300, Япония).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Согласно данным рентгенофазового анализа, процесс фазообразования в изученных образцах протекал однотипно с формированием основной фазы со структурой перовскита в процессе первого отжига при $T_1 = 1073$ K (6 ч). В результате спекания образцов базового состава NBT-BT-KNN, а также модифицированных добавками оксидов ZnO и GeO_2, при температурах $T_2 = 1448$ K (3 ч); 1423 K (10 мин) – 1173 K (4 ч) и 1423 K (3 ч) соответственно, получены твердые растворы, характеризующиеся псевдокубической структурой (рис. 1). Следует отметить снижение температуры спекания образцов керамики, модифицированной добавками оксидов ZnO и GeO_2, а также более высокие значения плотности таких образцов в сравнении с образцами базового состава, о чем свидетельствуют более высокие значения усадки образцов. На рис. 2 представлены фрагменты дифрактограмм образцов керамики NBT-BT-KNN, допированной ZnO, с $y = 0.025$–0.15, демонстрирующие последовательное смещение дифракционных пиков с *hkl,* соответствующими 220 в область меньших углов, что свидетельствует об увеличении объема псевдокубической ячейки перовскита в соответствии с соотношением радиусов катионов в подрешетках A и B структуры перовскита в результате частичного комплексного замещения катионов титаната натрия-висмута на катионы перовскитных добавок.

Микроструктуру синтезированных керамических образцов изучали методом растровой электронной микроскопии высокого разрешения. На рис. 3 представлены микрофотографии образцов керамики базового состава NBT-BT-KNN и керамики, модифицированной добавкой оксида ZnO. Следует отметить, что синтезированной керамике свойственна однородная микроструктура с зернами кубической формы размерами ~5–10 мкм и ~0.5–1 мкм в образцах базового состава и в допированных ZnO образцах соответственно (рис. 3). Сравнительный анализ снимков подтверждает формирование оптимальной микроструктуры в допированных образцах, что выражается в более плотной упаковке зерен, и мелкозернистой микроструктуре.

В результате диэлектрических измерений модифицированных добавками оксидов ZnO и GeO_2 образцов состава $0.95(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3 - 0.05BaTiO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0$) выявлен типичный для соединения NBT сегнетоэлектрический фазовый переход, подтвержденный в ряде работ [14, 15, 27–29]: наблюдается выраженный максимум

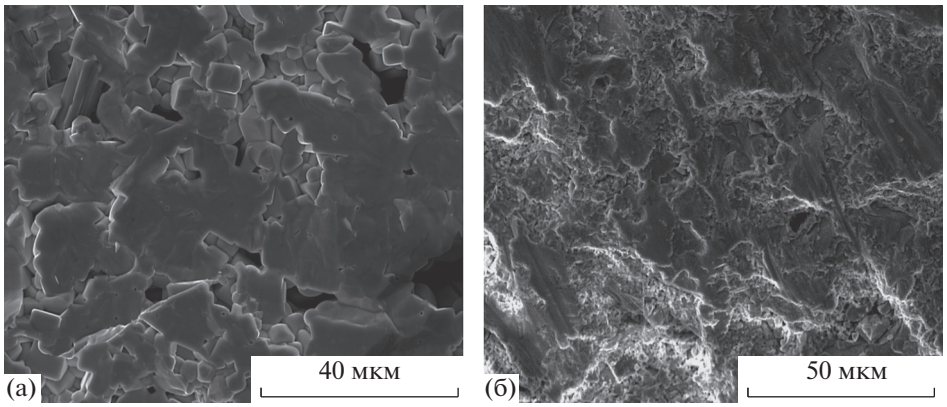

Рис. 3. Микроструктура образца NBT-BT-KNN с $x = 0.05$, $y = 0$ (а) и образца NBT-BT-KNN, допированного ZnO, с $x = 0.05$, $y = 0.10$ (б). Масштабные полоски – 40 (а) и 50 мкм (б).

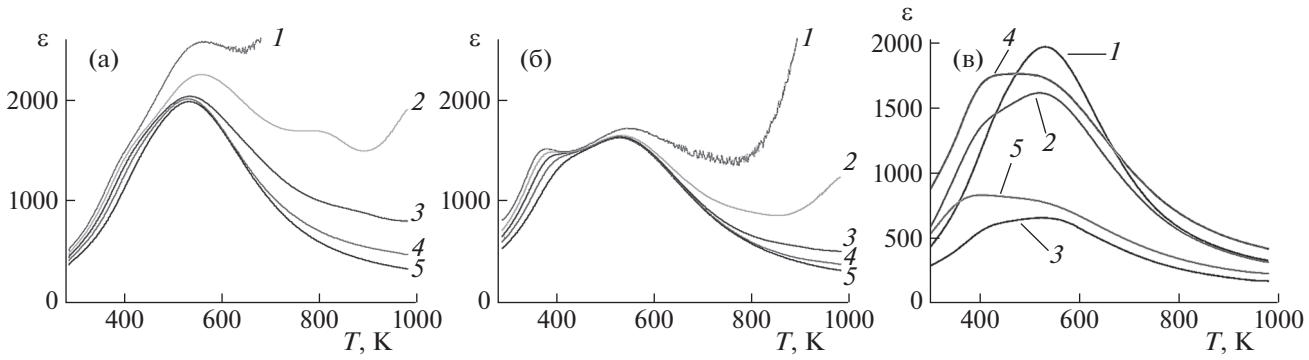

Рис. 4. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости ε(*T*), образцов NBT-BT-KNN, допированных ZnO, с $x = 0.05$, $y = 0$ (а); $x = 0.05$, $y = 0.025$ (б), измеренные на частотах f =1 (*1*), 10 (*2*), 100 (*3*), 300 кГц (*4*), 1 МГц (*5*) и температурные зависимости диэлектрической проницаемости ε(*T*) образцов NBT-BT-KNN, допированных ZnO, с $x = 0.05$, $y = 0$ (*1*), 0.025 (*2*), 0.05 (*3*), 0.10 (*4*), 0.15 (*5*), измеренные на частоте f = 1 МГц (в).

на температурной зависимости диэлектрической проницаемости ε(*T*) вблизи температуры ~600 K (температуры Кюри T_C) и соответствующий минимум на температурной зависимости диэлектрических потерь tg δ(*T*) (рис. 4а). Фазовый переход из сегнетоэлектрической в параэлектрическую фазу демонстрирует выраженное релаксорное поведение, характерное для составов NBT, обусловленное присутствием полярных сегнетоэлектрических областей в неполярной матрице [30].

Диэлектрические измерения модифицированных добавками оксидов ZnO и GeO_2 образцов тройной системы NBT-BT-KNN показали совершенно иные, отличающиеся от описанных, температурные зависимости диэлектрических характеристик. Их особенность выражается в формировании дополнительно выраженного максимума на температурных зависимостях диэлектрической проницаемости и соответствующего минимума на температурных зависимостях диэлектрических потерь вблизи температуры ~400 K, что, по-видимому, отражает вклад перовскитного компонента $(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$, для которого свойственно наличие фазового перехода в области температур вблизи температуры ~400 K, помимо фазового перехода вблизи температуры ~600 K (рис. 4б, в) [31, 32].

Следует отметить, что представленная на рис. 4 тенденция температурного поведения диэлектрических характеристик образцов NBT-BT-KNN, допированных ZnO, прослеживается и в серии образцов NBT-BT-KNN, допированных GeO_2.

Результаты измерения диэлектрических параметров при комнатной температуре демонстрируют повышение значений диэлектрической проницаемости ε модифицированных образцов керамики NBT-BT-KNN. В этой связи следует отметить, что повышение значений диэлектрической проницаемости при комнатной температуре может свидетельствовать о положительном эффекте осуществленного в данной работе модифицирования состава на пьезоэлектрические свойства керамики NBT-BT-KNN, принимая во вни-

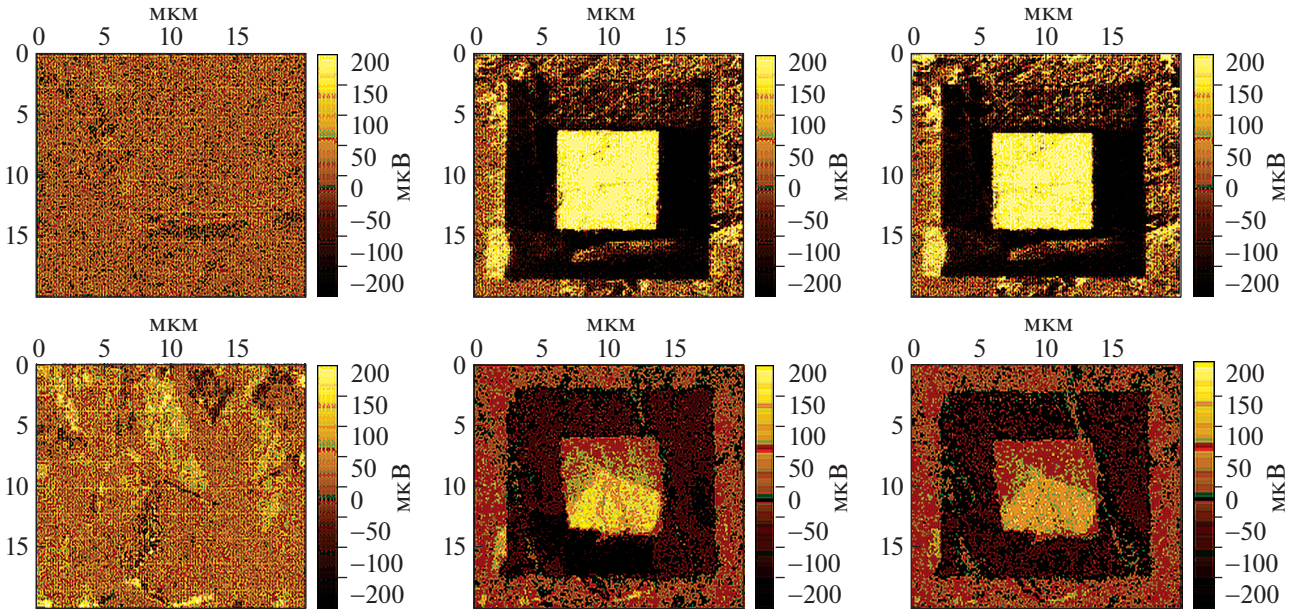

Рис. 5. Изображения доменной структуры керамики NBT-BT-KNN, допированной ZnO, с $x = 0.05$, $y = 0$ (1 строка) и $x = 0.05$, $y = 0.025$ (2 строка): исходная доменная структура (1 столбец), индуцированная доменная структура сразу после поляризации постоянным напряжением ±30 В (темные домены: −30В, светлые домены: +30В) (2 столбец), индуцированная доменная структура спустя 2 ч после поляризации образцов керамики (3 столбец).

мание существующую известную корреляцию величин диэлектрической проницаемости при комнатной температуре и пьезоэлектрического коэффициента d_{33} [33].

Доменную структуру керамики исследовали методом силовой микроскопии пьезоотклика с помощью атомно-силового микроскопа. На рис. 5 представлены изображения доменной структуры керамики NBT-BT-KNN, допированной ZnO, с различными значениями y. Изученные образцы характеризуются макродоменной структурой с размером доменов ~0.5 мкм. Экспериментально установлено, что с увеличением концентрации KNN происходит незначительное изменение доменной структуры исследуемой керамики. Следует отметить, что керамика хорошо поляризуется постоянным напряжением +/−30 В, что существенно в свете перспектив ее практического применения.

Для образцов NBT-BT-KNN, допированных оксидами ZnO и GeO_2, в режиме спектроскопии переключения поляризации получены остаточные петли пьезоэлектрического гистерезиса, подтверждающие переключение СЭ-поляризации (рис. 6). Значения коэрцитивных напряжений исследуемых образцов лежат в пределах $V_C = \pm 11$ В.

Установлено, что в керамике с увеличением концентрации KNN уменьшается величина сигнала пьезоэлектрического отклика, что отражено на рис. 6, изображающем остаточные петли пьезоэлектрического гистерезиса при сравнении размеров петель по вертикальной шкале.

С помощью программного обеспечения Gwyddion была произведена оценка величины остаточной полязизации (ΔPR) в пределах индуцированной доменной структуры. Величину ΔPR определяли по высоте “ступени” между положительной и отрицательной заполяризованными областями. Установлено, что с увеличением кон-

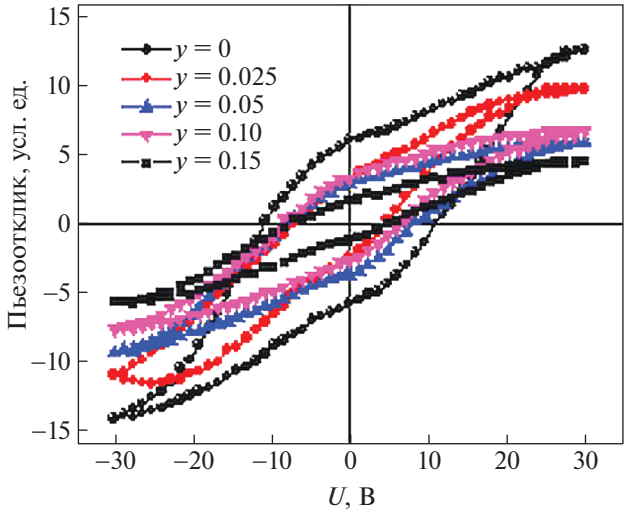

Рис. 6. Остаточные петли пьезоэлектрического гистерезиса керамики NBT-BT-KNN, допированной ZnO, с $x = 0.05$, $y = 0$, 0.025, 0.05, 0.10, 0.15; U – напряжение.

центрации KNN величина остаточной поляризации индуцированной доменной структуры снижается. Максимальные значения ΔPR наблюдаются для образцов с $y = 0$ и $y = 0.025$ в сериях образцов, NBT-BT-KNN, допированных оксидами ZnO и GeO_2 соответственно.

Наблюдается общая тенденция в уменьшении как максимального сигнала пьезоотклика, так и величины коэрцитивного напряжения (напряжения, при котором сигнал пьезоотклика равен 0) с увеличением концентрации KNN.

Таким образом, методом твердофазного синтеза получены однофазные керамические образцы новых составов $(1-x-y)(Na_{0.5}Bi_{0.5})TiO_3$–$xBaTiO_3$–$y(K_{0.5}Na_{0.5})NbO_3$ ($x = 0.05$, $y = 0$–0.15), модифицированные добавками оксидов ZnO и GeO_2, и изучены их кристаллическая структура, микроструктура, диэлектрические и локальные пьезоэлектрические свойства. Установлено формирование фазы со структурой перовскита с псевдокубической элементарной ячейкой во всех синтезированных образцах и увеличение объема ячейки в результате частичного комплексного замещения катионов структуры перовскита. Выявлено, что введение сверхстехиометрических добавок оксидов ZnO и GeO_2 интенсифицирует процесс фазообразования, способствует уплотнению керамики и снижению температуры спекания. Результаты исследования полученных образцов и их измерения методами диэлектрической спектроскопии и силовой микроскопии пьезоотклика подтверждают перспективы использования модифицированных материалов на основе титаната натрия-висмута для разработки новых эффективных бессвинцовых материалов с пьезоэлектрическими свойствами.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Проект № 21-53-12005) и за счет субсидии Минобрнауки, выделенной ФИЦ ХФ РАН на выполнение государственного задания по теме “Наноструктурированные системы нового поколения с уникальными функциональными свойствами” (регистрационный номер № 122040500071-0).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Gupta V., Sharma M., and Thakur N.* // J. Intel. Mat. Sys. Str. 2010. V. 21. P. 1227.
2. *Sodano H.A., Henry A., Inman D.J., Park G.* // J. Intel. Mat. Sys. Str. 2005. V. 16. P. 799.
3. *Sodano H.A., Park G., Inman D.J.* // Strain. 2004. V. 40. P. 49.
4. *Веневцев Ю.Н., Политова Е.Д., Иванов С.А.* Сегнето- и антисегнетоэлектрики семейства титаната бария. М.: Химия, 1985, 256 с.
5. *Zhang Sh.J., Eitel R.E., Randall C.A. et al.* // Appl. Phys. Letters. 2005. V. 86. P. 262904.
6. *Maeder M.D., Damjanovic D., and Setter N.* // J. Electroceram. 2004. V. 13. P. 385.
7. *Saito Y., Takao H., Tani I. et al.* // Nature. 2004. V. 432. P. 84.
8. *Takenaka T., Nagata H., Hiruma Y. et al.* // J. Electroceram. 2007. V. 19. P. 259.
9. *Takenaka T., Nagata H., and Hiruma Y.* // Jpn. J. Appl. Phys. 2008. V. 47. P. 3787.
10. *Rödel J., Jo W., Seifert T.P., Anton E.M. et al.* // J. Am. Ceram. Soc. 2009. V. 92. P. 1153.
11. *Panda P.K.* // J. Mater. Sci. 2009. V. 44. P. 5049.
12. *Bernard J., Bencan A., Rojac T. et al.* // J. Am. Ceram. Soc. 2008. V. 91. P. 2409.
13. *Smolenskii G.A., Isupov V.A., Agranovskaya A.I., Krainik N.N.* // Sov. Phys. Solid State. 1961. V. 2. P. 2651.
14. *Vakhrushev S.B., Isupov V.A., Kvyatkovsky B.E. et al.* // Ferroelectrics. 1985. V. 63. P. 153.
15. *Jones G.O., Thomas P.A.* // Acta Crystallogr. Sect. B. 2002. V. 58. P. 168.
16. *Hiruma Y., Nagata H., Takenaka T.* // J. Appl. Phys. 2009. V. 105. P. 084112.
17. *Chu B.-J., Chen D.-R., Li G.-R., Jin Q.-R.* // J. of the European Ceramic Society. 2002. V. 22. P. 2115.
18. *Nagata H., Yoshida M., Makiuchi Y., Takenaka T.* // Jpn. J. Appl. Phys. Pt. 1. 2003. V. 42. 7401.
19. *Ringgaard M.E., Wurlitzer T.* // J. Eur. Ceram. Soc. 2005. V. 25. P. 2701.
20. *Zuo R., Fang X., and Ye C.* // Appl. Phys. Lett. 2007. V. 90. P. 092904.
21. *Kounga A.B., Zhang S.T., Jo W. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2008. V. 92. P. 222902.
22. *Xiao D.Q., Lin D.M., Zhu J.G., Yu P.* // J. Electroceram. 2008. V. 21. P. 34.
23. *Politova E.D., Golubko N.V., Kaleva G.M. et al.* // J. of Advanced Dielectrics. 2018. V. 8. P. 1850004.
24. *Politova E.D., Golubko N.V., Kaleva G.M. et al.* // Ferroelectrics. 2019. V. 538. P. 45.
25. *Белышева Т.В., Гатин А.К., Гришин М.В. и др.* // Хим.физика. 2015. Т. 34. № 9. С. 56.
26. *Громов В.Ф., Герасимов Г.Н., Белышева Т.В. и др.* // Там же. 2018. Т. 37. № 1. С. 76. [*Gromov V.F., Gerasimov G.N., Belysheva T.V. et al.* // Ibid. 2018. V. 12. № 1. P. 129.]
27. *Jones G.O., Thomas P.A.* // Acta Crystallogr. Sect. B. 2002. V. 58. P. 168.
28. *Dorcet V., Trolliard G., and Boullay P.* // Chem. Mater. 2008. V. 20. P. 5061.
29. *Tan X., Cheng M., Frederick J. et al.* // J. Amer. Ceram. Soc. 2011. V. 94. P. 4091.
30. *Shvartsman V.V., Lupascu D.C.* // Ibid. V. 95. P. 1.
31. *Bernard J., Bencan A., Rojac T. et al.* // J. Am. Ceram. Soc. 2008. V. 91. P. 2409.
32. *Politova E.D., Golubko N.V., Kaleva G.M. et al.* // Ferroelectrics. 2019. V. 538 P. 45.
33. *Lee H.J., Zhang S.H.* Lead-Free Piezoelectrics. N.Y.: Springer, 2012. 291 p.