

УДК 538.9

ВЛИЯНИЕ ОКСИДА Nb_2O_5 НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ, МАГНИТНО-ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНО-РЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$

© 2023 г. Д. В. Волков^{1, *}, А. В. Назаренко², Л. А. Шилкина¹, И. А. Вербенко¹

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования “Южный федеральный университет”, Научно-исследовательский институт физики, Ростов-на-Дону, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки “Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук”, Ростов-на-Дону, Россия

*E-mail: dvvolkov@sfedu.ru

Поступила в редакцию 14.04.2023 г.

После доработки 15.05.2023 г.

Принята к публикации 29.05.2023 г.

Представлены результаты исследования твердого раствора на основе $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$, модифицированного Nb_2O_5 . Исследованы структурные, микроструктурные, магнитно-диэлектрические и магнитно-резистивные свойства в широком диапазоне частот и температур. Установлены корреляции между строением керамик, их диэлектрическими свойствами и поведением в магнитном поле.

DOI: 10.31857/S0367676523702204, EDN: NVXXAV

ВВЕДЕНИЕ

Последнее десятилетие характеризуется значительным ростом активности исследователей в области поиска сред, обеспечивающих тесную взаимосвязь сегнетоэлектрической и магнитной подсистем. Такие среды, называемые мультиферроиками, сочетают в себе более одного из возможных видов упорядочений – ферромагнитное (ФМ), сегнетоэлектрическое или сегнетоэластическое [1]. Перспективы их использования в качестве основы элементов микроэлектроники, в частности, для проектирования магниторезистивной памяти, чрезвычайно широки [2]. При этом ассортимент соединений, потенциально пригодных для создания мультиферроиков, весьма ограничен. Магнитный и сегнетоэлектрический параметры порядка в большинстве случаев, характеризуются различной симметрией, исключающей возможность линейного магнитоэлектрического взаимодействия [3], а температуры магнитного и сегнетоэлектрического переходов далеки от комнатной и друг от друга, что затрудняет проявление эффектов взаимного фазового переключения [1]. Магнитное упорядочение возможно в соединениях, в состав которых входят катионы с частично заполненным $3d$ -подуровнем (в некоторых случаях $4f$ -подуровнем), что определяет высокую электропроводность и препятствует поляризации сегнетоэлектрической подсистемы [1]. В то же время, особенности механизмов

электропереноса в ряде мультиферроиков, в частности, переход электронов со спинзависимыми состояниями между ФМ областями [4], оказываются крайне перспективны для создания сред с высоким магнитосопротивлением (МС) [4, 5]. К ним относятся и твердые растворы (ТР) на основе манганитов редкоземельных элементов и висмута [6, 7]. В этих ТР наблюдается переход от антиферромагнитного изолирующего состояния, к ФМ проводящему, что сопровождается повышением чувствительности магнитной структуры к внешним воздействиям [7–9]. Кроме того, для систем на основе модифицированных редкоземельных манганитов характерны переходы типа диэлектрик – полупроводник, возможность контроля которых в отдельных слоях посредством магнитного поля активно обсуждается в литературе [7, 8, 10]. Эффекты модифицирования поликристаллических материалов могут оказывать решающее влияние на свойства базовых соединений или ТР как за счет изменения их структуры, например, путем создания примесных уровней в зоне проводимости, так и в результате трансформации диэлектрических свойств междолинных прослоек, что принципиально видоизменяет эквивалентную схему, соответствующую строению диэлектрика.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбран ТР на основе $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$ модифицированный пентаоксидом Nb. Послед-

ний известен, с одной стороны, как технологическая добавка, облегчающая синтез и спекание сложных оксидов за счет активации процессов диффузии при гетеровалентном замещении ионов; с другой, — как добавка, позволяющая стабилизировать сегнетоэлектрическую фазу в манганитах, обеспечивая дополнительную подвижность зарядовой подсистемы.

Целью данной работы явилось установление закономерностей формирования кристаллической структуры, микроструктуры, магнитных и электрофизических свойств ТР $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$, модифицированного Nb_2O_5 .

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе методом двухстадийного твердофазного синтеза, при подборе оптимальных температур T и времени τ , был получен модифицированный ТР $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_{3 \pm \sigma}$. Синтез проводили при $T_1 = 1075$ К, $\tau = 10$ ч и $T_2 = 1220$ К, $\tau = 10$ ч, с промежуточным помолотом в планетарной мельнице в течение 6 ч. Последующее спекание проводили по обычной керамической технологии $T_{\text{сп}} = 1295$ К, $\tau = 2.5$ ч. В качестве исходного сырья использовали Bi_2O_3 (99%), Nb_2O_5 (98%), La_2O_3 (99%), Mn_2O_3 (99%). Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3, CoK_α -излучение (схема фокусировки по Брэггу-Брентано). Исследовали измельченную керамику, что позволяло исключить влияние возникающих в процессе ее изготовления поверхностных эффектов, напряжений и текстуры. Параметры элементарной ячейки a , рассчитывали по дифракционным отражениям 111 и $11\bar{1}$, наиболее чувствительным к изменению углового параметра (α) в исследуемом интервале дифракционных углов $2\theta = 20^\circ$ – 60° . При больших углах 2θ усиливается диффузное рассеяние, особенно вблизи дифракционных пиков, что при малых искажениях кубической ячейки не позволяет выполнить расчет параметров с большей точностью. Аппроксимация рентгеновских пиков проводилась функцией Лоренца. Погрешности измерений структурных параметров имеют следующие величины: линейных, $\Delta a = \Delta c = \pm(0.002\text{--}0.004)$ Å, $\Delta \alpha = \pm 0.05^\circ$ объема, $\Delta V = \pm(0.07\text{--}0.1)$ Å³. Определение экспериментальной плотности, $\rho_{\text{эксп}}$, образцов осуществляли методом гидростатического взвешивания в n -октане. Исследование микроструктуры проведено с использованием оборудования Центра коллективного пользования ЮНЦ РАН. Фотографии микроструктуры получены с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 40. Исследование проводилось на поперечных сколах керамики без проводящего слоя. Съемка осуществлялась в режиме высокого ускоряющего напряжения 20 кВ. Ис-

следование диэлектрических характеристик проведено в интервале температур 80–300 К и диапазоне частот 10^2 – 10^6 Гц с помощью измерителя импеданса WAYNE KERR 6500В. Электрическое сопротивление образцов определяли с помощью измерителя высоких сопротивлений Agilent 4339В и прецизионного измерителя Agilent E4980А при $T = 80$ – 320 К с использованием заливного криостата и встроенного нагревателя. Исследование магнитодиэлектрического эффекта (МД) проводили с помощью прецизионного измерителя Agilent E4980А при $T = 80$ К и постоянной магнитной индукции $B = 0.86$ Тл. Количественной мерой являются магнитодиэлектрический коэффициент и магнитоэлектрический коэффициент диэлектрических потерь ML. Коэффициенты рассчитываются по формулам:

$$\begin{aligned} \text{MD}(B) &= \frac{\epsilon'(B) - \epsilon'(0)}{\epsilon'(0)} \times 100\%; \\ \text{ML}(B) &= \frac{\epsilon''(B) - \epsilon''(0)}{\epsilon''(0)} \times 100\%, \end{aligned} \quad (1)$$

где ϵ' и ϵ'' — действительная и мнимая части комплексной диэлектрической проницаемости в присутствии магнитного поля $\epsilon'(B)$, $\epsilon''(B)$ и в его отсутствие $\epsilon'(0)$, $\epsilon''(0)$, измеренные в переменном электрическом поле с круговой частотой $\omega = 2\pi f$ и напряженностью E . Исследование намагнитченности проводили на вибрационном магнитометре при комнатной температуре и величине магнитного поля до 17 кЭ.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Из результатов рентгеноструктурного анализа следует, что полученные ТР беспримесны и имеют структуру типа перовскита. На рис. 1 представлены дифрактограммы $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$ и $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_{3 \pm \delta}$, полученные в одинаковых условиях. Для ТР $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$ видно расщепление линий $(110)_k$, $(111)_k$ и его отсутствие у линии $(200)_k$, что указывает на ромбоэдрическое (Рэ) искажение перовскитовой ячейки. При этом компоненты мультиплетов, особенно $(111)_k$, уширены, их профили искажены, вблизи основных линий сосредоточено диффузное рассеяние. Причиной этого может быть неоднородность ТР, который представляет собой смесь Рэ фаз с близкими параметрами ячейки. Слабые сверхструктурные линии соответствуют удвоенному параметру ячейки. Искажения структуры перовскита в случае BiMnO_3 и ТР на его основе могут носить сложный характер за счет как стереохимической активности не поделенной электронной пары Bi^{3+} , так и Ян-Теллеровского искажения октаэдрического кислородного окружения Mn^{3+} [11].

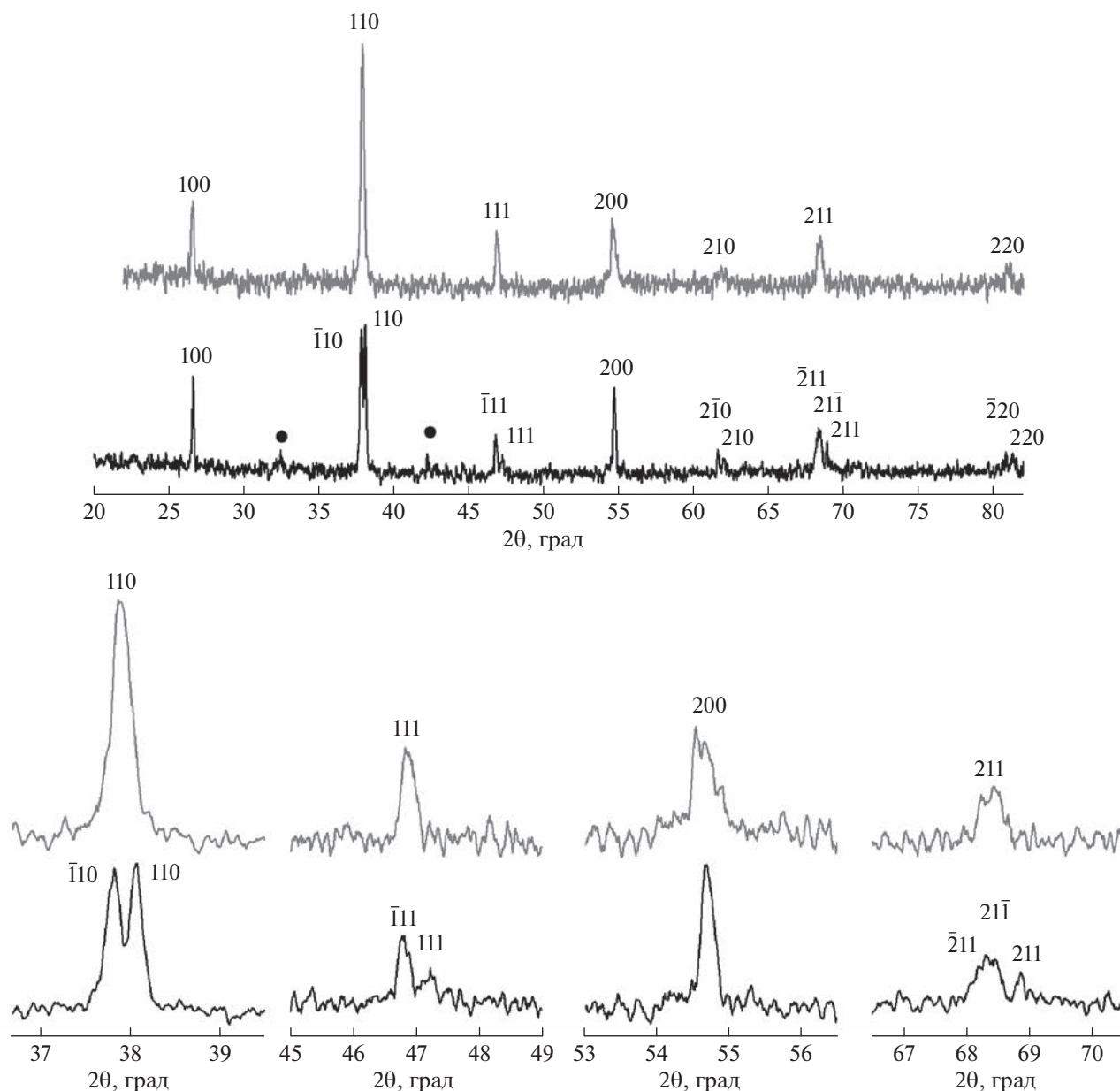


Рис. 1. Дифрактограммы твердых растворов $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$ (нижняя) и $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_3 \pm \delta$ (верхняя), включающие дифракционные отражения $(110)_K$, $(111)_K$, $(200)_K$, $(211)_K$ в увеличенном масштабе. Точкой отмечены сверхструктурные линии.

В модифицированном ТР мультиплеты $(110)_K$, $(111)_K$ стали одиночными линиями, что указывает на фазовый переход $\text{Рэ} \rightarrow \text{К}$. В то же время одиночная линия 200 стала мультиплетом, изменился и профиль линии $(211)_K$, теперь она представляет собой суперпозицию нескольких линий. Мы полагаем, что появление дополнительных линий в К фазе является следствием модуляции структуры, которая может приводить к появлению очень сильных сателлитов, как, например в [12]. Кроме того, диффузное рассеяние, сосредото-

ченное вблизи дифракционных линий на дифрактограмме $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_3$, на дифрактограмме $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_3 \pm \delta$ трансформировалось в максимумы-сателлиты основных отражений, свидетельствуя о появлении в его структуре ближнего порядка. Можно предположить, что ближний порядок в данной системе реализуется в виде локального порядка, при котором имеет место “распределение атомов в виде субмикрообластей, различающихся по составу, степени и типу порядка” [13]. Такое предположение осно-

Таблица 1. Структурные параметры твердых растворов Bi_{0.5}La_{0.5}MnO₃, Bi_{0.5}La_{0.5}Mn_{0.98}Nb_{0.02}O_{3 ± σ} и плотности керамики: экспериментальная (ρ_{эксп}), рентгеновская (ρ_{рент}) и относительная (ρ_{отн})

	Симметрия	<i>a</i> , Å	<i>V</i> , Å ³	ρ _{эксп} , г/см ³	ρ _{рент} , г/см ³	ρ _{отн} , %
<i>x</i> = 0	Рэ	3.905 α = 90.37°	59.55	6.13	7.72	79.43
<i>x</i> = 0.02	К	3.911	59.75	6.52	6.81	94.18

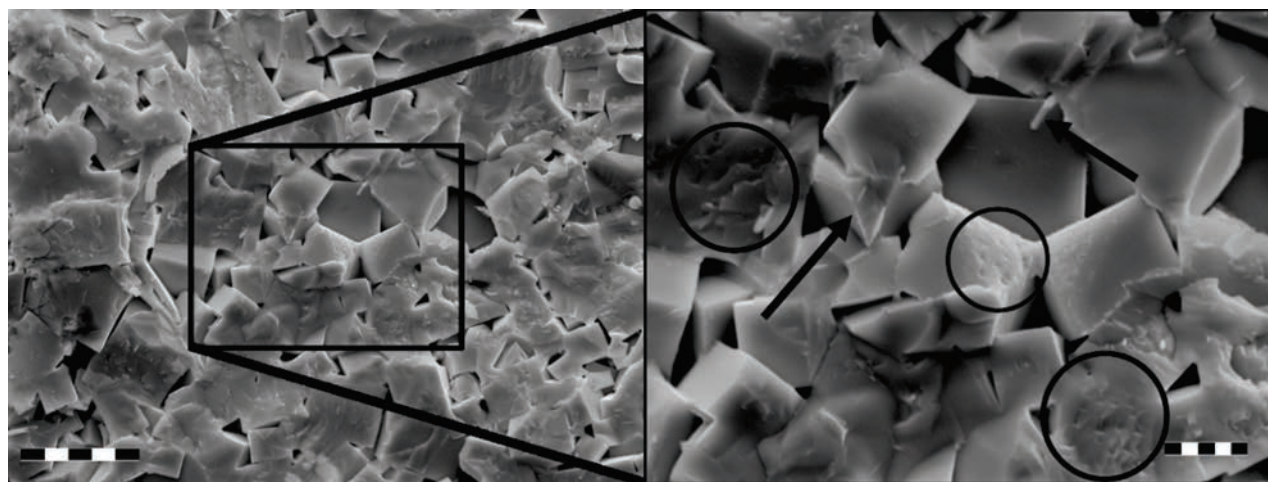
вано на том, что разница электроотрицательностей (ЭО) взаимозамещающих друг друга атомов в А позиции, равная 0.92 (ЭО: La = 1.10, Bi = 2.02, по Л. Полингу) значительно превышает допустимую для образования ТР замещения величину – 0.4 [14, 15].

Значения параметров ячейки и плотности керамики представлены в табл. 1. Сравнение с немодифицированным составом, полученным по той же технологии, показывает, что введение 2 мол. % Nb₂O₅ в ТР Bi_{0.5}La_{0.5}MnO₃ приводит к изменению симметрии кристаллической решетки, увеличению параметра ячейки и значительному увеличению плотности керамики (15%).

Анализ микроструктуры (рис. 2) показывает, что керамика обладает плотной и однородной упаковкой зерен. Скол проходит как по объему зерен, так и по их границам (рис. 2, стрелки). Зерна имеют форму правильной четырехугольной призмы с прямыми углами. Заметен упорядоченный рисунок границ зерен. Каждый отдельный кристаллит своими ребрами соприкасается с гранями “соседей”. Правильная форма зерен и наличие четких геометрических граней свидетельствуют о свободном росте кристаллитов и косвенно указывают на присутствие жидкой фазы (ЖФ) при спекании керамики. Стоит отметить, что

подобная форма зерен не характерна для немодифицированного ТР Bi_{0.5}La_{0.5}MnO_{3 ± σ}, где зерна принимают форму многогранников [16–18, 29]. Размер зерен оценивался по линейному параметру *D* – длине наиболее протяженного сечения кристаллита. Разброс *D* составляет приблизительно от 3 до 10 мкм. Среднее значение *D* равно 5.44 мкм, медианное – около 5.1 мкм. Распределение по размеру кристаллитов имеет логнормальный характер.

Образование ЖФ в процессе синтеза, очевидно, влияет на характер межзеренных границ и во многом определяет диэлектрические свойства керамики. Катионы Nb, с одной стороны, будучи гетеровалентными заместителями, являются источником дефектов, а также, обладая высоким зарядом и малым радиусом, проявляют высокую диффузионную активность. С другой стороны, катионы Nb могут стать источником ЖФ за счет образования эвтектик, как путем непосредственного участия в их составе, так и, вероятнее, за счет вытеснения на поверхность зерен менее прочно связанных катионов Mn. Определение конкретного механизма требует проведения дополнительных исследований с привлечением атомно-силовой микроскопии.

**Рис. 2.** Микроструктура участка поверхности скола керамики Bi_{0.5}La_{0.5}Mn_{0.98}Nb_{0.02}O₃ при разном увеличении. Маркер: слева – 10 мкм, справа – 3 мкм.

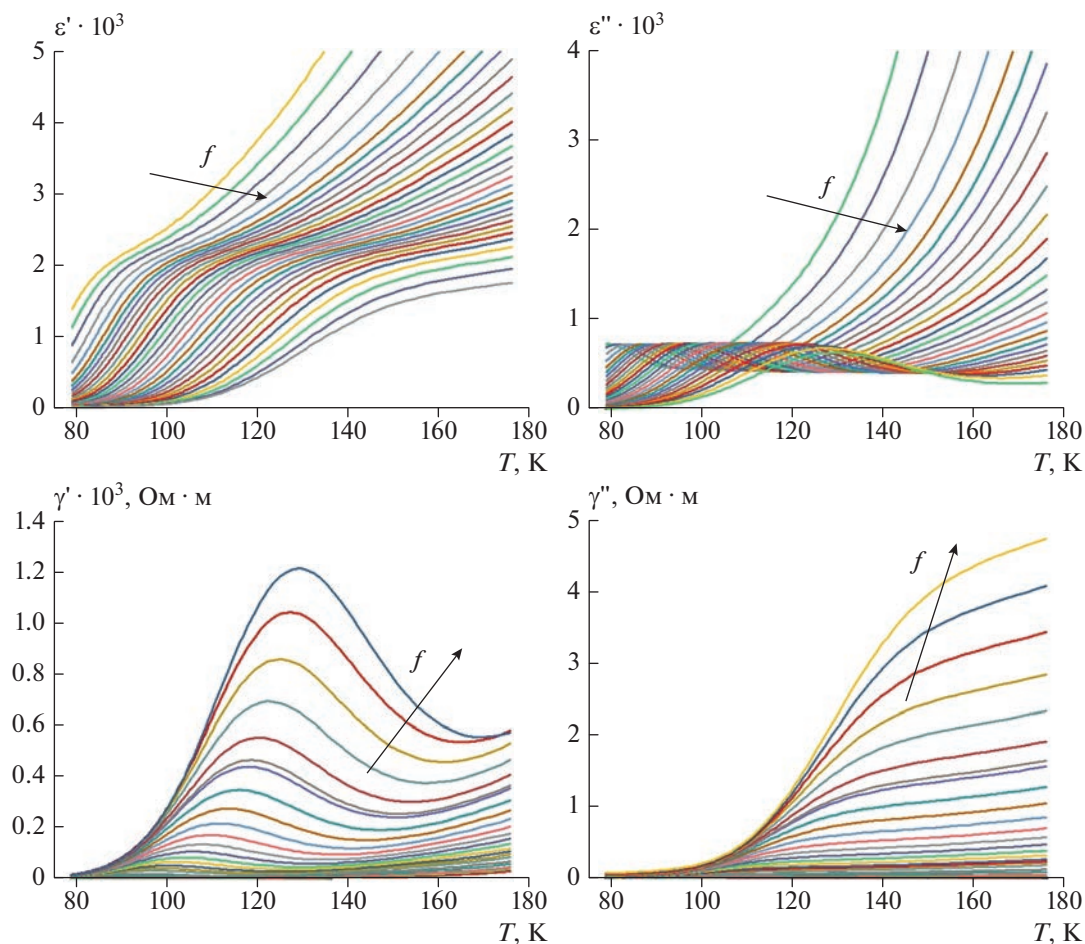


Рис. 3. Зависимости $\epsilon'(T)$, $\epsilon''(T)$, $\gamma'(T)$ и $\gamma''(T)$ для $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_3$ при $T = 80\text{--}180$ К и частотах $f = 10^2\text{--}10^6$ Гц, полученные в режиме охлаждения.

На рис. 3 представлены зависимости $\epsilon'(T)$ и $\epsilon''(T)$ в диапазоне $T = 80\text{--}180$ К. На зависимости $\epsilon'(T)$ в широком температурном интервале $80\text{--}140$ К наблюдаются точки перегиба, смещающиеся при увеличении частоты в область более высоких температур. На зависимостях $\epsilon''(T)$ при тех же температурах наблюдаются выраженные максимумы. Подобное поведение диэлектрических характеристик свойственно керамическим материалам с высокой электропроводностью, и связано с накоплением объемного заряда в областях контакта сред с резко различающимися диэлектрическими свойствами в условиях их температурной перестройки, как правило, вызванной накоплением и кластеризацией дефектов [18–20]. Дальнейший рост температуры приводит к резкому увеличению ϵ' , ϵ'' и усилению диэлектрического отклика, что, по всей видимости, также связано с возрастанием проводимости.

Зависимости проводимости γ' и γ'' от температуры представлены на рис. 3. Удельная проводи-

мость γ рассчитывается, исходя из значений ϵ' и ϵ'' по формуле:

$$\gamma = \gamma' + i\gamma'' = i\omega\epsilon_0\epsilon = \omega\epsilon_0(\epsilon'' + i\epsilon'), \quad (2)$$

где $\gamma' = \omega\epsilon_0\epsilon''$ и $\gamma'' = \omega\epsilon_0\epsilon'$ — действительная и мнимая части γ , ϵ_0 — электрическая постоянная.

На графике $\gamma'(T)$ наблюдается максимум проводимости, сдвигающийся в область более высоких температур при повышении частоты измерительного поля. Экстремальный характер зависимости $\gamma'(T)$ свидетельствует об изменении механизма электропроводности в области температур $80\text{--}140$ К. По-видимому, основным механизмом электропроводности в наших объектах является прыжковая проводимость между катионами Mn^{3+} и Mn^{4+} , что согласуется с литературными данными [7, 19, 21, 22, 29]. Данный механизм электропроводности связан с возникновением ферромагнитных поляронов на основе Mn^{4+} , и является спин-зависимым [22]. По мере роста температуры возрастает вклад полупроводниковой проводимости, который, по

всей видимости, будет оставаться преобладающим при T выше 140 К. Воздействие магнитного поля определяет преимущественную ориентацию поляронов, облегчая электронные переходы между одинаковыми состояниями, что и проявляется в эффекте отрицательного колоссального магнитосопротивления [22].

Удельное электрическое сопротивление в исследуемых ТР при $T = T_{\text{комн}}$ значительно выше, чем для немодифицированного ТР, а при $T = 80$ К разница достигает нескольких порядков $\rho \approx 1.1 \cdot 10^9$ и $8 \cdot 10^4$ Ом · см [23]. Изменение характера электропроводности в гетерофазном материале, как было показано в [24], может оказывать существенное влияние как непосредственно на магнитоёмкость, обусловленную магнитоэлектрической связью, так и на величину эффектов, обусловленных сочетанием МС и Максвелл–Вагнеровской поляризации.

Известно [18, 25], что в $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$ наблюдается сравнительно сильный MD $\approx 22\%$. На рис. 4а представлены зависимости ϵ' и ϵ'' от частоты f при $T = 80$ К в отсутствии и присутствии внешнего магнитного поля $B = 0.86$ Тл. Видно, что под действием магнитной индукции B происходит сдвиг $\epsilon'(f)$ в область более высоких частот. Во всем измеренном диапазоне коэффициенты MD > 0 и ML > 0 . Максимальное значение для MD, равное 28%, достигается в области резкого уменьшения ϵ' . Экстремум ML, равный 29%, совпадает с частотой минимума, наблюдаемого на зависимости $\epsilon''(f)$, минимальное же значение ML наблюдается вблизи максимума ϵ'' . Такое поведение может быть связано с динамическим усилением MD вследствие управляемой магнитным полем диэлектрической релаксации, вызванной Максвелл–Вагнеровской поляризацией [18, 26].

Исследование намагниченности показало, что полученные ТР при $T = T_{\text{комн}}$ являются парамагнетиками, никакого насыщения намагниченности при приложенном магнитном поле не наблюдалось. Этот результат согласуется с работами [7, 27, 28], где авторы пришли к выводу, что в немодифицированных ТР $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$ реализуется смешанное состояние, при котором ФМ кластеры находятся в парамагнитной матрице. С понижением температуры происходит упорядочение ФМ кластеров, в немодифицированном ТР температура перехода в ФМ фазу составляет 120 К. Нами было обнаружено, что при охлаждении до $T = 80$ К и приложении внешнего магнитного поля, в исследуемых ТР наблюдается отрицательное МС, рис. 4б, которое рассчитывается по формуле:

$$\text{МС} = (\rho_B - \rho_0) \cdot 100\% / \rho_0, \quad (3)$$

где ρ_B , ρ_0 — удельные сопротивления в присутствии и в отсутствии магнитного поля.

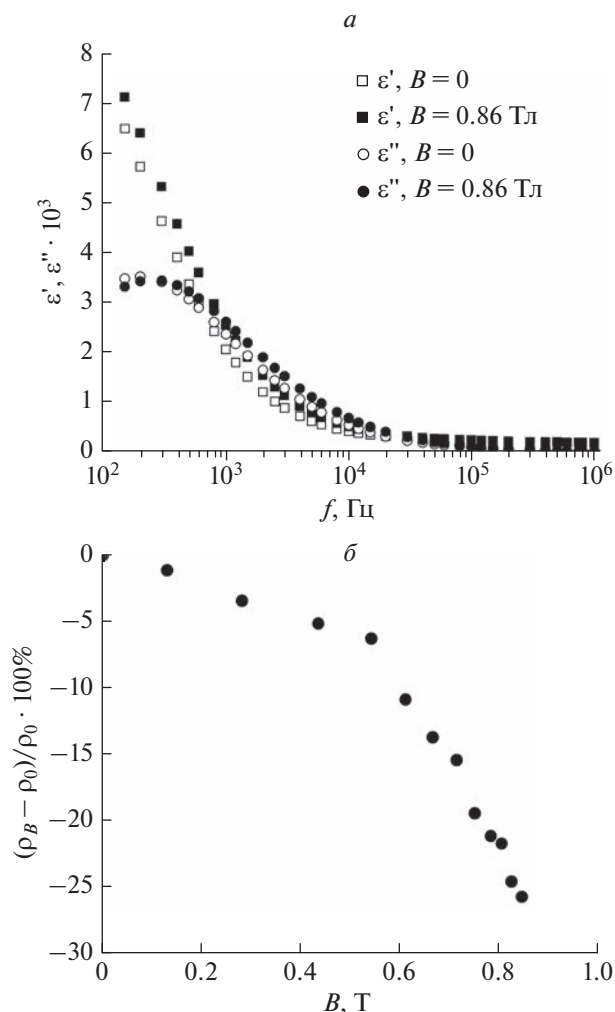


Рис. 4. Зависимость ϵ' , ϵ'' от $f = 10^2$ – 10^6 Гц, в присутствии и отсутствии внешнего магнитного поля B (а). Зависимость МС от B при 80 К. $\rho(B) - \rho(0)$ — изменение сопротивления (б); $\rho = \rho(0)$ — удельное сопротивление в отсутствие поля.

Определенные в эксперименте значения достигают 28% при $T = 80$ К и $B = 0.86$ Тл, что ниже, чем ранее наблюдалось для $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3 \pm \sigma}$ [7]. При введении катионов Nb, если считать, что он встраивается в структуру перовскита, на что косвенно указывает изменение симметрии ТР, происходит, с одной стороны, некоторое разбавление магнитной подрешетки, с другой — стабилизация степени окисления марганца. Катионы Nb, обладая высоким поляризующим действием, “оттягивают” на себя электронную плотность, препятствуя тем самым реализации дополнительных валентных возможностей марганца, в этом смысле, их влияние аналогично влиянию кислот Льюиса. Снижение концентрации Mn^{4+} приводит резкому уменьшению вероятности “прыжков” электронов между Mn^{3+} и Mn^{4+} подавляя магнито зависи-

мую компоненту электропроводности. В то же время Nb^{5+} , обладая более высоким зарядом по отношению к В-катионам исходного ТР, выступает донором электронов и может существенно влиять на характер не зависящей от магнитного поля полупроводниковой электропроводности.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Введение пентаоксида Nb сказывается на кинетике спекания $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_{3\pm\sigma}$ и приводит к значительному повышению плотности относительно немодифицированного ТР. Обнаруженный МД, по всей видимости, является следствием наличия в ТР отрицательного МС и Максвелл–Вагнеровской поляризации. Снижение отрицательного МС относительно $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3\pm\sigma}$ при введении пентаоксида Nb обусловлено стабилизацией валентных состояний Mn, снижением доли катионов Mn^{4+} и нарушением сверхобменного взаимодействия между Mn^{3+} и Mn^{4+} , ответственного за возникновение ферромагнитного порядка.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (государственное задание в сфере научной деятельности 2023 г., проект № FENW-2023-0010/(Г30110/23-11-ИФ)).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Aizu K. // Phys. Rev. B. 1970. V. 2. P. 754.
2. Morgunov R.B., Dmitriev A.I. // Russ. J. Gen. Chem. 2010. V. 80. P. 591.
3. Смоленский Г.А., Чупис И.Е. // УФН. 1982. Т. 137. № 3. С. 415.
4. Yuewei Y., Qi L. // J. Materiomics. 2017. V. 3. No. 4. P. 245.
5. Ming L., Shandong L., Ogheneyunume O. et al. // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 98. Art. No. 222509.
6. Kadomtseva A.M., Krotov S.S., Popov Yu.F. et al. // Low. Temp. Phys. 2006. V. 32. Art. No. 709.
7. Takashi O., Haruo S., Hiromasa T. et al. // Japan. J. Appl. Phys. 2006. V. 45. No. 11. P. 8666.
8. Ahmed A.M., Mohamed H.F. // Low Temp. Phys. 2014. V. 40. P. 539.
9. Kimura T., Kawamoto S., Yamada I. et al. // Phys. Rev. B. 2003. V. 67. Art. No. 180401.
10. Dovydas K., Kestutis M., Dalis B. et al. // J. Sol-Gel Sci. Tech. 2020. V. 93. P. 650.
11. Дунаевский С.М. // ФТТ. 2001. Т. 43. № 12. С. 2161; Dunaevski S.M. // Phys. Solid State. 2001. V. 43. No. 12. P. 2257.
12. Abakumov A.M., Batuk D., Hadermann J. et al. // Chem. Mater. 2011. V. 23. No. 2. P. 255.
13. Силонов В.М. // РЭНСИТ. 2011. Т. 3. № 1. С. 34.
14. Полинг Л. // Журн. Америк. хим. общ. 1932. Т. 54. № 9. С. 3570.
15. Урусов В.С. Теория изоморфной смесимости. М.: Наука, 1977. 251 с.
16. Волков Д.В., Вербенко И.А., Шилкина Л.А. // Труды симп. "LFRM". 2020. Т. 1. С. 92.
17. Volkov D.V., Pavelko A.A., Nagaenko A.V. et al. // Ferroelectrics. 2022. V. 592. No. 1. P. 143.
18. Павленко А.В., Турик А.В., Резниченко Л.А. и др. // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. № 1. С. 47; Pavlenko A.V., Turik A.V., Reznichenko L.A. et al. // Tech. Phys. Lett. 2013. V. 39. No. 1. P. 78.
19. Husain S., Bhat I., Khan W. et al. // Solid State Commun. 2013. V. 157. No. 29. P. 29.
20. Jin S., Tiefel T.H., McCormack M. et al. // Science. 1994. V. 264. P. 413.
21. Lin Y.Q., Wu Y.J., Chen X.M. et al. // J. Appl. Phys. 2009. V. 105. Art. No. 054109.
22. Гудин С.А., Солин Н.И. // ЖЭТФ. 2020. Т. 157. № 4. С. 648; Gudin S.A., Solin N.I. // JETP. 2020. V. 130. No. 4. P. 543.
23. Пащенко А.В., Пащенко В.П., Прокопенко В.К. и др. // ФТТ. 2013. Т. 55. № 6. С. 1074; Pashchenko A.V., Pashchenko V.P., Prokopenko V.K. et al. // Phys. Solid State. 2013. V. 55. No. 6. P. 1159.
24. Catalan G. // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 88. Art. No. 102902.
25. Павленко А.В., Турик А.В., Резниченко Л.А. // ФТТ. 2014. Т. 56. № 6. С. 1093; Pavlenko A.V., Turik A.V., Reznichenko L.A. // Phys. Solid State. 2014. V. 56. No. 6. P. 1137.
26. Asish K., Ranjith R., Kundys B. et al. // Appl. Phys Lett. 2008. V. 93. Art. No. 052906.
27. Тарасенко Т.Н., Кравченко З.Ф., Мазур А.С. и др. // Физ. и техн. выс. давл. 2013. Т. 23. № 4. С. 48.
28. Karoblis D., Zarkov A., Kareiva A. et al. // J. Sol-Gel Sci. Tech. 2020. V. 93. P. 650.
29. Kochur A.G., Kozakov A.T., Nikolskii A.V. et al. // Phys. Solid State. 2013. V. 55. No. 4. P. 743.

Effect of Nb_2O_5 on phase formation, magnetic-dielectric and magnetic-resistive correlation of solid solutions $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3\pm\sigma}$

D. V. Volkov^a, *, A. V. Nazarenko^b, L. A. Shilkina^a, I. A. Verbenko^a

^aInstitute of Physics, Southern Federal University, Rostov-on-Don, 344090 Russia

^bFederal Research Centre Southern Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, Rostov-on-Don, 344006 Russia

*e-mail: dvvolkov@sfsu.ru

We presented the results of the study of solid solutions based on $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{MnO}_{3\pm\sigma}$ modified Nb_2O_5 . Structural, microstructural, magnetic-dielectric and magnetic-resistive correlation in a wide range of frequencies and temperatures are investigated. Correlations between the structure of ceramics, their dielectric properties and behavior in a magnetic field are established.