

УДК 538.9

## ВЛИЯНИЕ ОКСИДА $Nb_2O_5$ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ, МАГНИТНО-ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНО-РЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Bi_{0.5}La_{0.5}MnO_{3 \pm \sigma}$

© 2023 г. Д. В. Волков<sup>1</sup>, \*, А. В. Назаренко<sup>2</sup>, Л. А. Шилкина<sup>1</sup>, И. А. Вербенко<sup>1</sup>

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

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

\*E-mail: [dvvolkov@sfedu.ru](mailto: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  $Bi_{0.5}La_{0.5}MnO_{3 \pm \sigma}$ , 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, исключая 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 межкристаллитных прослоек, что принципиально видоизменяет эквивалентную схему, соответствующую строению диэлектрика.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбран ТР на основе  $Bi_{0.5}La_{0.5}MnO_{3 \pm \sigma}$  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 Bi<sub>0,5</sub>La<sub>0,5</sub>MnO<sub>3±σ</sub>, модифицированного Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>.

### ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе методом двухстадийного твердофазного синтеза, при подборе оптимальных температур  $T$  и времени  $\tau$ , был получен модифицированный ТР Bi<sub>0,5</sub>La<sub>0,5</sub>Mn<sub>0,98</sub>Nb<sub>0,02</sub>O<sub>3±σ</sub>. Синтез проводили при  $T_1 = 1075$  К,  $\tau = 10$  ч и  $T_2 = 1220$  К,  $\tau = 10$  ч, с промежуточным помолом в планетарной мельнице в течение 6 ч. Последующее спекание проводили по обычной керамической технологии  $T_{сп} = 1295$  К,  $\tau = 2.5$  ч. В качестве исходного сырья использовали Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (99%), Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (98%), La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (99%), Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (99%). Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3, CoK $\alpha$ -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 ( $\alpha$ ) в исследуемом интервале дифракционных углов  $2\theta = 20^\circ - 60^\circ$ . При больших углах  $2\theta$  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,  $\Delta a = \Delta c = \pm(0.002 - 0.004)$  Å,  $\Delta \alpha = \pm 0.05^\circ$  объема,  $\Delta V = \pm(0.07 - 0.1)$  Å<sup>3</sup>. Определение экспериментальной плотности,  $\rho_{эксп}$ , 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<sup>2</sup>–10<sup>6</sup> 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:

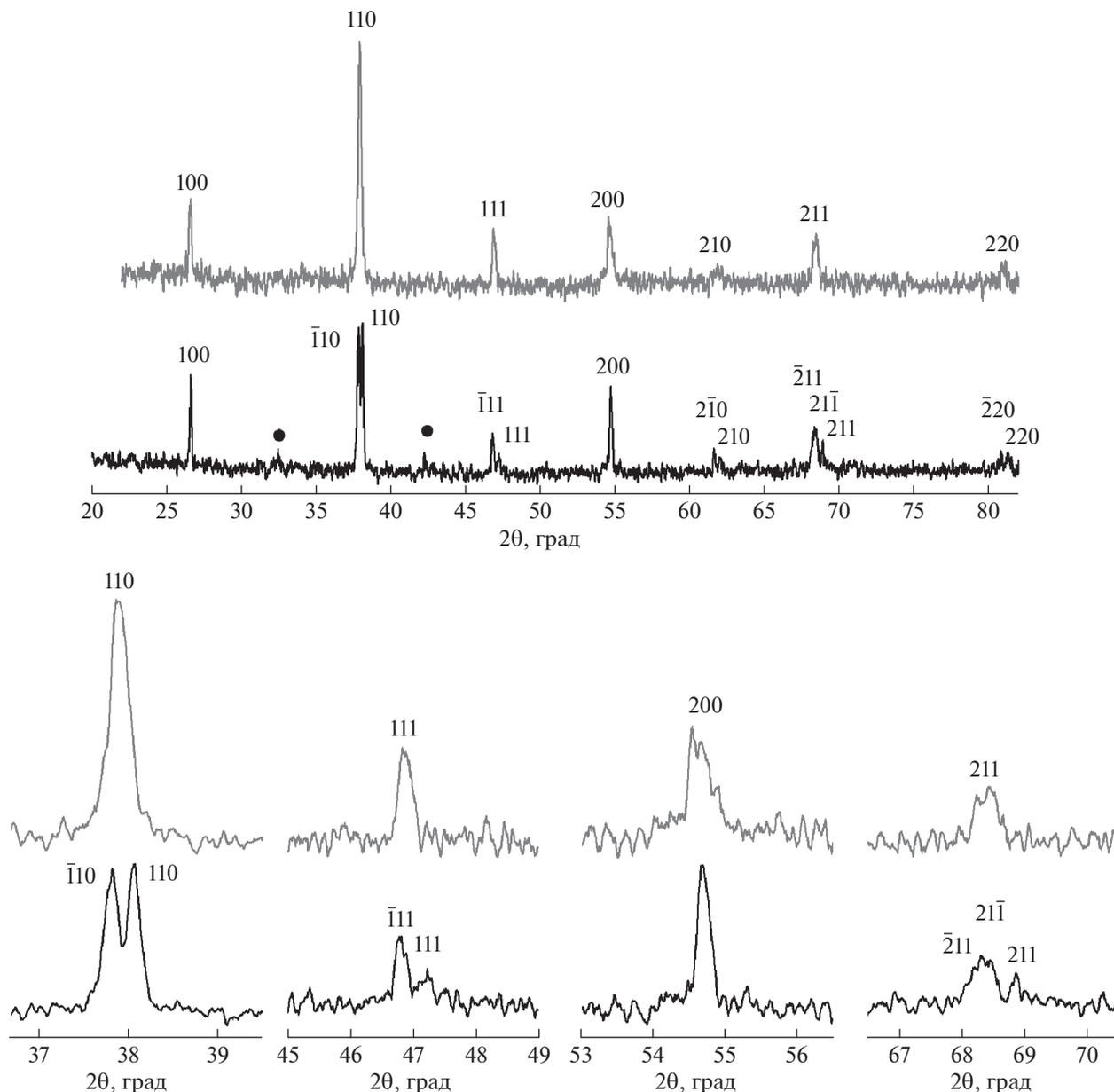
$$MD(B) = \frac{\epsilon'(B) - \epsilon'(0)}{\epsilon'(0)} \times 100\%;$$

$$ML(B) = \frac{\epsilon''(B) - \epsilon''(0)}{\epsilon''(0)} \times 100\%,$$
(1)

где  $\epsilon'$  и  $\epsilon''$  — 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 Bi<sub>0,5</sub>La<sub>0,5</sub>MnO<sub>3</sub> и Bi<sub>0,5</sub>La<sub>0,5</sub>Mn<sub>0,98</sub>Nb<sub>0,02</sub>O<sub>3±δ</sub>, полученные в одинаковых условиях. Для ТР Bi<sub>0,5</sub>La<sub>0,5</sub>MnO<sub>3</sub> видно расщепление линий (110)<sub>к</sub>, (111)<sub>к</sub> и его отсутствие у линии (200)<sub>к</sub>, что указывает на ромбоэдрическое (Рэ) искажение перовскитовой ячейки. При этом компоненты мультиплетов, особенно (111)<sub>к</sub>, 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<sub>3</sub> и ТР на его основе могут носить сложный характер за счет как стереохимической активности не поделенной электронной пары Bi<sup>3+</sup>, так и Ян-Теллеровского искажения октаэдрического кислородного окружения Mn<sup>3+</sup> [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 Рэ → 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 субмикрорегионов, различающихся по составу, степени и типу порядка” [13]. Такое предположение осно-

**Таблица 1.** Структурные параметры твердых растворов Bi<sub>0.5</sub>La<sub>0.5</sub>MnO<sub>3</sub>, Bi<sub>0.5</sub>La<sub>0.5</sub>Mn<sub>0.98</sub>Nb<sub>0.02</sub>O<sub>3 ± σ</sub> и плотности керамики: экспериментальная (ρ<sub>эксп</sub>), рентгеновская (ρ<sub>рент</sub>) и относительная (ρ<sub>отн</sub>)

	Симметрия	<i>a</i> , Å	<i>V</i> , Å <sup>3</sup>	ρ <sub>эксп</sub> , г/см <sup>3</sup>	ρ <sub>рент</sub> , г/см <sup>3</sup>	ρ <sub>отн</sub> , %
<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

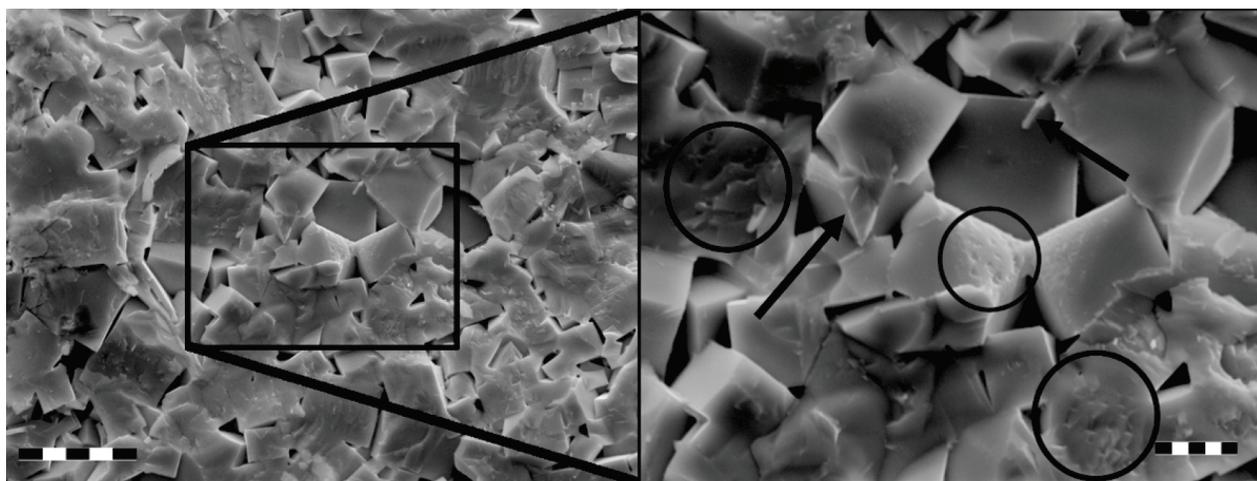
вано на том, что разница электроотрицательностей (ЭО) взаимозамещающих друг друга атомов в А позиции, равная 0.92 (ЭО: La = 1.10, Bi = 2.02, по Л. Полингу) значительно превышает допустимую для образования ТР замещения величину – 0.4 [14, 15].

Значения параметров ячейки и плотности керамики представлены в табл. 1. Сравнение с немодифицированным составом, полученным по той же технологии, показывает, что введение 2 мол. % Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> в ТР Bi<sub>0.5</sub>La<sub>0.5</sub>MnO<sub>3</sub> 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<sub>0.5</sub>La<sub>0.5</sub>MnO<sub>3 ± σ</sub>, 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<sub>0.5</sub>La<sub>0.5</sub>Mn<sub>0.98</sub>Nb<sub>0.02</sub>O<sub>3</sub> при разном увеличении. Маркер: слева – 10 мкм, справа – 3 мкм.

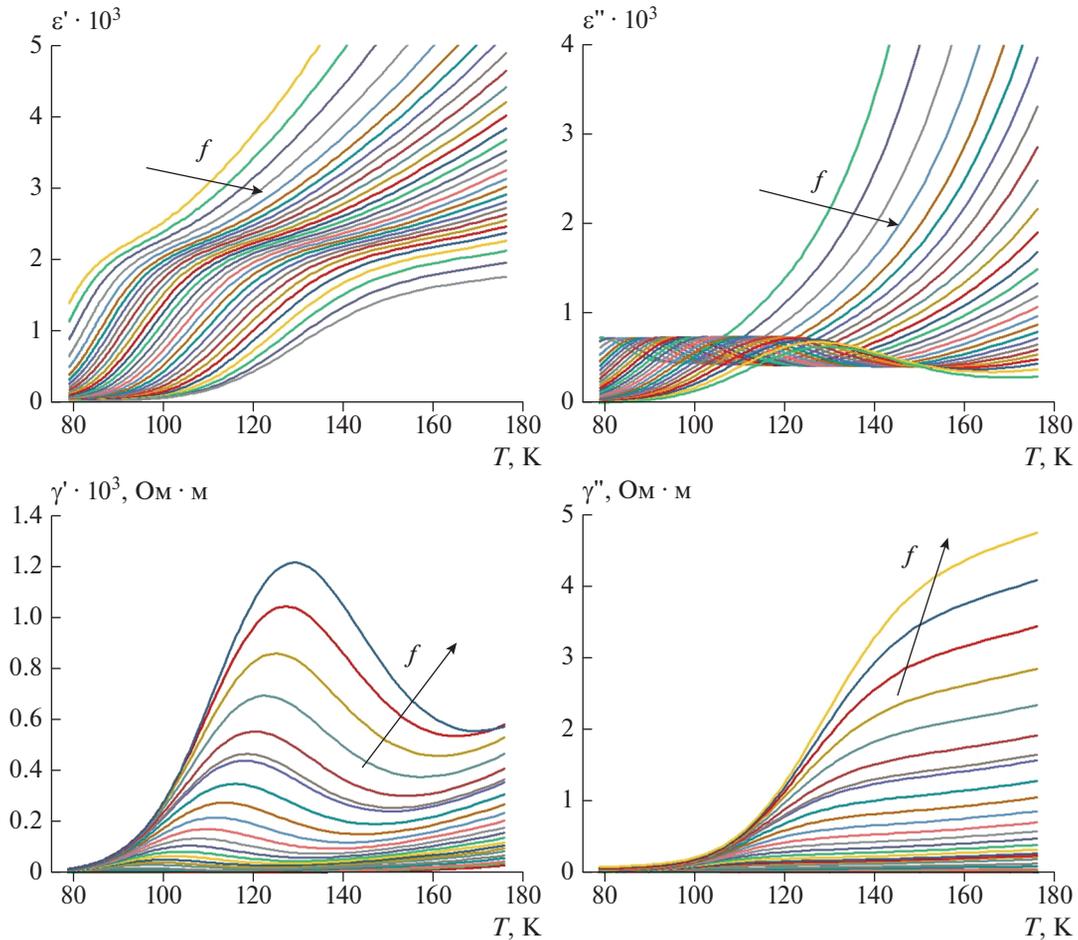


Рис. 3. Зависимости  $\epsilon'(T)$ ,  $\epsilon''(T)$ ,  $\gamma'(T)$  и  $\gamma''(T)$  для  $\text{Bi}_{0.5}\text{La}_{0.5}\text{Mn}_{0.98}\text{Nb}_{0.02}\text{O}_3$  при  $T = 80\text{--}180$  К и частотах  $f = 10^2\text{--}10^6$  Гц, полученные в режиме охлаждения.

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  $\epsilon'$ ,  $\epsilon''$  и усилению диэлектрического отклика, что, по всей видимости, также связано с возрастанием проводимости.

Зависимости проводимости  $\gamma'$  и  $\gamma''$  от температуры представлены на рис. 3. Удельная проводи-

мость  $\gamma$  рассчитывается, исходя из значений  $\epsilon'$  и  $\epsilon''$  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  $\gamma$ ,  $\epsilon_0$  – 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  $\text{Mn}^{3+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$ , что согласуется с литературными данными [7, 19, 21, 22, 29]. Данный механизм электропроводности связан с возникновением ферромагнитных поляронов на основе  $\text{Mn}^{4+}$ , 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 МД  $\approx 22\%$ . На рис. 4а представлены зависимости  $\epsilon'$  и  $\epsilon''$  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 МД  $> 0$  и МЛ  $> 0$ . Максимальное значение для МД, равное 28%, достигается в области резкого уменьшения  $\epsilon'$ . Экстремум МЛ, равный 29%, совпадает с частотой минимума, наблюдаемого на зависимости  $\epsilon''(f)$ , минимальное же значение МЛ наблюдается вблизи максимума  $\epsilon''$ . Такое поведение может быть связано с динамическим усилением МД 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  $\rho_B$ ,  $\rho_0$  – удельные сопротивления в присутствии и в отсутствии магнитного поля.

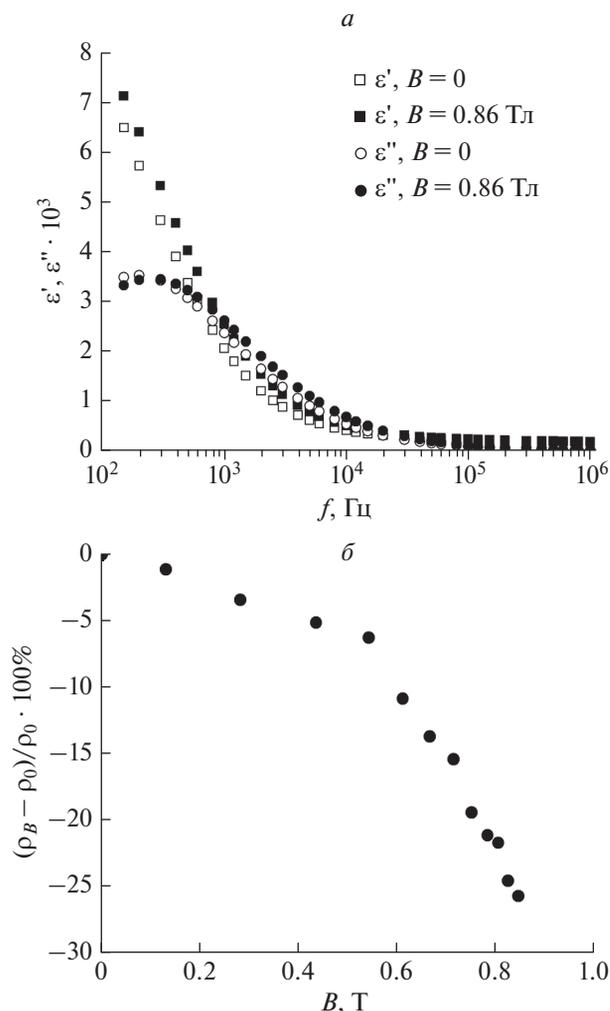


Рис. 4. Зависимость  $\epsilon'$ ,  $\epsilon''$  от  $f = 10^2$ – $10^6$  Гц, в присутствии и отсутствии внешнего магнитного поля  $B$  (а). Зависимость МС от  $B$  при 80 К.  $\rho(B) - \rho(0)$  – изменение сопротивления (б);  $\rho = \rho(0)$  – удельное сопротивление в отсутствие поля.

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  $\text{Mn}^{4+}$  приводит резкому уменьшению вероятности “прыжков” электронов между  $\text{Mn}^{3+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$  подавляя магнито зависи-

мую компоненту электропроводности. В то же время  $\text{Nb}^{5+}$ , 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  $\text{Mn}^{4+}$  и нарушением сверхобменного взаимодействия между  $\text{Mn}^{3+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$ , 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/(ГЗ0110/23-11-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. Силов 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; Gudín 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 $\text{Nb}_2\text{O}_5$ 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<sup>a</sup>, \*, A. V. Nazarenko<sup>b</sup>, L. A. Shilkina<sup>a</sup>, I. A. Verbenko<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Institute of Physics, Southern Federal University, Rostov-on-Don, 344090 Russia

<sup>b</sup>Federal 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  $\text{Nb}_2\text{O}_5$ . 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.