

04,06

## Структура и электрофизические свойства Na-замещенной шпинели $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$

© Д.В. Лымарь<sup>1</sup>, Е.В. Глазунова<sup>1,2,¶</sup>, Л.А. Шилкина<sup>1</sup>, Е.С. Куликова<sup>3</sup>, А.В. Назаренко<sup>4</sup>,  
А.А. Спиваков<sup>1</sup>, И.А. Вербенко<sup>1</sup>, С.В. Хасбулатов<sup>2</sup>, Л.А. Резниченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики Южного федерального университета,  
Ростов-на-Дону, Россия

<sup>2</sup> Комплексный научно-исследовательский институт им. Х.И. Ибрагимова Российской академии наук,  
Грозный, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“,  
Москва, Россия

<sup>4</sup> Южный научный центр Российской академии наук,  
Ростов-на-Дону, Россия

¶ E-mail: glazunova@sfedu.ru

Поступила в Редакцию 18 июля 2025 г.

В окончательной редакции 22 октября 2025 г.

Принята к публикации 25 октября 2025 г.

В работе представлены результаты рентгеноструктурного анализа, исследования микроструктуры и диэлектрических характеристик твердых растворов системы  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ . Рентгеноструктурный анализ показал, что твердые растворы системы  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  имеют неупорядоченную структуру типа шпинели  $\text{Fd}3\text{m}$ . Введение в систему  $\text{Na}^+$  приводит к образованию примесных фаз  $\text{NiO}$  и  $\text{LiMnO}_2$ , концентрация которых возрастает при увеличении концентрации  $\text{Na}^+$ . Показано, что введение в систему  $\text{Na}^+$  приводит к уменьшению параметра ячейки, что свидетельствует о его невключение или ограниченном включении в кристаллическую решетку  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ . Анализ зависимостей диэлектрических спектров показал, что в твердых растворах  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  отсутствует переход в сегнетоэлектрическую фазу. Увеличение электропроводности выше 150 К обусловлено прыжковой проводимостью.

**Ключевые слова:** твердофазный синтез, структура типа шпинели,  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ , модификация, диэлектрическая спектроскопия.

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61965.204-25

### 1. Введение

Мультиферроики, которые одновременно проявляют сегнетоэлектрическое и ферромагнитное упорядочение, в настоящее время привлекают большое внимание исследователей [1–2]. Для коммерческих применений важно добиться сильного взаимодействия между сегнетоэлектрической поляризацией и магнетизмом, чтобы обеспечить взаимный контроль магнитных спинов и электрических диполей небольшими внешними воздействиями (напряжением или магнитным полем) с низкими потерями энергии, особенно при комнатной температуре [3–5]. Таким образом, понимание основного механизма взаимодействия сегнетоэлектричества и магнетизма является ключевым фактором при разработке новых мультиферроиков для магнитоэлектрических применений.

Одним из перспективных классов мультиферроиков являются химические соединения со структурой типа шпинели, обладающие широким спектром магнитных и электрических свойств [6–9]. Разнообразие магнитных свойств и типов возникающих магнитных порядков в шпинелях делает этот класс материалов перспективным для поиска мультиферроиков. Структура шпинели может

вмещать переходные металлы, что во многих случаях приводит к различным типам магнитного упорядочения при высоких температурах. Несмотря на разнообразие магнитных шпинелей, к настоящему времени среди них обнаружено сравнительно небольшое количество мультиферроиков или магнитоэлектриков [10]. Необходимым условием возникновения магнитоэлектрической связи является подавление центра инверсии кристаллической структуры. В шпинелях наличие разных видов атомов в катионных подрешетках приводит к возможности атомного упорядочения, которое может подавлять центр инверсии. Однако, в отличие от перовскитных сегнетоэлектриков, собственное сегнетоэлектричество в шпинелях экспериментально не наблюдалось, за исключением предположения о нецентрированном положении В-катиона вдоль кристаллографического направления  $\langle 111 \rangle$  [11] и релаксорном сегнетоэлектричестве в шпинели  $\text{CdCr}_2\text{S}_4$  [12]. С другой стороны, разнообразные магнитные свойства делают шпинели потенциально перспективными для наблюдения новых эффектов в магнитоэлектрических и мультиферроидных соединениях.

Например,  $\text{LiFe}_5\text{O}_8$  может существовать в неупорядоченной форме со случайным распределением катионов, а также в упорядоченной форме, которая может быть

достигнута путем отжига при подходящих температурах.  $\text{LiFe}_5\text{O}_8$  имеет магнитный порядок при очень высокой температуре ( $T_c = 905\text{ K}$ ), но при этом точная магнитная структура неизвестна [13]. Упорядоченная структура  $\text{LiFe}_5\text{O}_8$  описывается пространственными группами  $\text{P}4_1\text{3}2$  или  $\text{P}4_3\text{3}2$  (т.е. магнитоэлектрические взаимодействия формы  $\text{PM}^2$  запрещены). Несмотря на это, магнитоэлектрический эффект был недавно подтвержден в этой шпинели ниже комнатной температуры [14], что можно объяснить тем, что в нем возможна магнитоэлектрическая связь более высокого порядка ( $\text{PM}^4$ ). Другие шпинели, например,  $\text{Mn}^{4+}$  — содержащие  $\text{AM}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  ( $\text{A} = \text{Li}, \text{Cu}; \text{M} = \text{Ni}, \text{Mg}$ ), которые проявляют ферро- или ферримагнетизм также могут быть получены в катионно-упорядоченной структуре  $\text{P}4_3\text{3}2$  и могут демонстрировать магнитоэлектрические свойства [15], аналогичные  $\text{LiFe}_5\text{O}_8$ . Например, шпинель состава  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  представляет собой нормальную шпинель, где  $\text{Ni}^{2+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$  находятся в октаэдрических позициях, а  $\text{Li}^+$  в тетраэдрических позициях, т.е.  $\text{Li}^+$  выступает в качестве А-катиона, а  $\text{Ni}^{2+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$  в качестве В-катиона. В зависимости от расположения катионов  $\text{Ni}^{2+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$  структура шпинели может быть упорядоченная ( $\text{P}4_3\text{3}2$ ) и неупорядоченная ( $\text{Fd}3\text{m}$ ). Для упорядоченной шпинели наблюдаются небольшие сверхструктурные отражения  $(110)$  и  $(320)$ , в случае неупорядоченной шпинели эти отражения отсутствуют [16].

$\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  в основном рассматривается в литературе в контексте электрохимических применений. Сообщается, что материалы на основе шпинели  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  хорошо удерживают высокое напряжение при зарядке/разрядке на уровне около 4.7 V. Это перспективный катодный материал для литий-ионных аккумуляторов нового поколения с высоким напряжением [17]. Также сообщается, что легирование  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  катионами  $\text{Na}^+$  влияет как на размер кристаллических доменов, так и на параметры кристаллической решетки, не изменяя при этом основной структуры шпинели. Легирование  $\text{Na}^+$  не только способствует увеличению беспорядка в распределении катионов никеля и марганца в структуре шпинели, но и добавляет два дополнительных пути перескока электронов, которые способствуют улучшению переноса заряда, уменьшают омическую и электрохимическую поляризацию материалов и улучшают коэффициент диффузии ионов лития [18].

$\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  также проявляет ферримагнитное упорядочение при температурах ниже  $T_N = 129\text{ K}$  [19]. Магнитный порядок в этом случае представляет собой коллинеарный ферримагнитный порядок, при котором как подрешетка Ni, так и подрешетка Mn являются ферромагнитными и спин-поляризованы в противоположном друг другу направлении. Ферромагнетизм подрешетки Ni обусловлен ее антиферромагнитной связью с подрешеткой Mn, в то время как взаимодействия Ni–Ni незначительны [20].

Несмотря на имеющиеся в литературе данные о структуре и электрохимических свойствах  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ ,

диэлектрические и магнитные свойства этих материалов изучены слабо.

В связи с вышесказанным целью данной работы является установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и диэлектрических характеристик твердых растворов (ТР) на основе  $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ , модифицированного  $\text{Na}^+$ .

## 2. Объекты и методы исследований

Объектами исследования стали ТР системы  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ , с  $0.00 \leq x \leq 0.20$ ,  $\Delta x = 0.05$ . В качестве исходных компонентов для синтеза ТР использовались следующие прекурсоры, предварительно проверенные методом рентгенофазового анализа:  $\text{NaHCO}_3$  (х.ч.),  $\text{NiO}$  (ч.),  $\text{Mn}_2\text{O}_3$  (о.с.ч.) и  $\text{Li}_2\text{CO}_3$  (х.ч.).

Образцы были изготовлены путем двухстадийного твердофазного синтеза при  $1170\text{ K} \leq T_{\text{syn}1} \leq 1220\text{ K}$  (в течении 5 h), и  $1220\text{ K} \leq T_{\text{syn}2} \leq 1270\text{ K}$ . Спекание проводили по обычной керамической технологии при  $1270\text{ K} \leq T_{\text{int}} \leq 1320\text{ K}$  в зависимости от состава в течение 2 h.

Исследование фазового состава образцов проводилось на станции рентгеноструктурного анализа (РСА) Курчатовского источника синхротронного излучения [21], оборудованной двумерным CCD-детектором Rayonix SX165 ( $\lambda = 0.75\text{ \AA}$ , Si монохроматор). Измерения проводились при комнатной температуре в геометрии пропускания, детектор располагался на расстоянии 150 mm от образца при угле отклонения  $29.5^\circ$  от оси прямого пучка для максимизации угловой шкалы. Время съемки одного образца составляло 5 min. Дифрактограммы переведены к одномерному виду  $I(2\theta)$  с использованием азимутального интегрирования в программе Dionis [22], аппаратное уширение дифракционных линий учтено за счет измерения сертифицированного стандарта  $\text{LaB}_6$  (NIST SRM 660a).

Содержание примесных фаз оценивали по относительной интенсивности их сильной линии:  $I/I_1 \cdot 100\%$ , где  $I$  — интенсивность сильной линии примесной фазы,  $I_1$  — интенсивность сильной линии основной фазы.

Определение экспериментальной ( $\rho_{\text{exp}}$ ) плотности образцов осуществлялось методом гидростатического взвешивания в *n*-октане.

Расчет рентгеновской плотности ( $\rho_{\text{XR}}$ ) производился по формуле:

$$\rho_{\text{XR}} = Z \frac{M}{N_A} V, \quad (1)$$

где  $Z$  — число формульных единиц,  $M$  — молекулярная масса, приходящаяся на одну формульную единицу,  $N_A$  — число Авагадро,  $V$  — объем элементарной ячейки.

Относительную плотность ( $\rho_{\text{rel}}$ ) рассчитывали по формуле:

$$\rho_{\text{rel}} = (\rho_{\text{exp}}/\rho_{\text{XR}}) \cdot 100\%. \quad (2)$$

Точность определения параметров элементарной ячейки составляет:  $\Delta a = \pm(0.002\text{--}0.004)\text{ \AA}$ .

Исследование микроструктуры поперечных сколов керамики проводилось с помощью цветного лазерного сканирующего 3D-микроскопа KEYENCE VK-9700 (в ЦКП „Объединенный центр научно-технологического оборудования ЮНЦ РАН (исследование, разработка, апробация)“ (№ 501994)).

Диэлектрические измерения проводились с использованием испытательного стенда, оснащенного анализатором импеданса Wayne Kerr 6500B (в диапазоне температур 10–325 K). Частота измерительного электрического поля варьировалась от 100 Hz до 1 MHz. Охлаждение образцов производилось в камере гелиевого рефрижератора замкнутого цикла CCS-150.

### 3. Экспериментальные результаты

Анализ дифрактограмм ТР системы  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ , полученных при температуре спекания 1273 K, показал, что чистый  $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  является беспримесным (рис. 1).  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  можно охарактеризовать с помощью кубической структуры шпинельного каркаса с пространственной группой  $Fd\bar{3}m$ .

При введении 5 mol. %  $Na^+$  остается некоторое количество  $NiO$  не вошедшего в реакцию. При увеличении концентрации  $Na^+$  до 10 mol. % помимо  $NiO$  [23] формируется также примесная фаза  $LiMnO_2$  [24]. При дальнейшем увеличении концентрации  $Na^+$  доля примесных фаз возрастает. Согласно дифрактограммам структура ТР является неупорядоченной, о чем свидетельствует отсутствие дифракционных отражений, соответствующих упорядочению [16]. Изменения параметров элементарной ячейки,  $a$ , относительных плотностей,  $\rho_{rel}$ , и среднего размера зерен,  $\overline{D}$  в ТР системы  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  от концентрации  $x$  представлены на рис. 2.

При введении в систему катионов  $Na^+$  параметр ячейки уменьшается. Это может свидетельствовать о

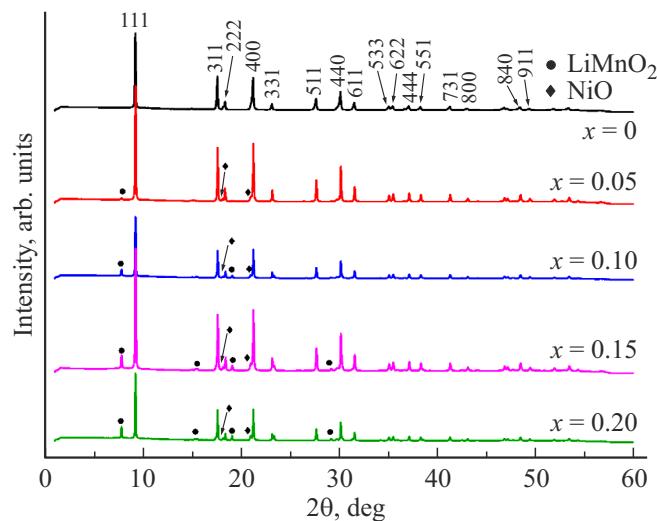


Рис. 1. Дифрактограммы ТР системы  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ .

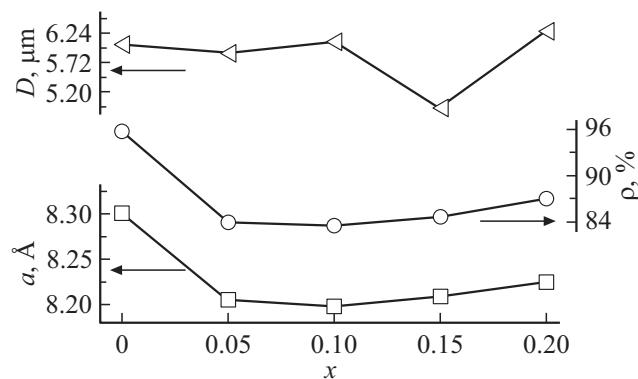


Рис. 2. Зависимости параметров элементарной ячейки,  $a$ , относительных плотностей,  $\rho_{rel}$ , среднего размера зерен,  $\overline{D}$  ТР системы  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  от концентрации  $x$ .

том, что  $Na^+$  практически не встраивается в структуру  $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ , так как ионный радиус  $Na^+$  больше, чем  $Li^+$  ( $R(Na^+) = 0.98$  и  $R(Li^+) = 0.68$ ) [25]. Уменьшение параметра ячейки может быть связано, с уходом из структуры части В-катионов, образующих примесные фазы  $NiO$  и  $LiMnO_2$ . Степень заполнения замещающих ионов в литиевых позициях  $8a$  может быть представлена интегральными отношениями интенсивностей пиков (400)/(311) [19, 26]. Отношение интенсивностей пиков (400)/(311) для полученного нами  $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$  практически не изменяется при введении в систему  $Na^+$  (таблица), что также является доказательством того, что  $Na^+$  не встраивается в решетку  $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ .

Анализ фотографий микроструктуры ТР системы (рис. 3, *a*) показал, что средний размер зерен варьируется от 4.9 до 6.3  $\mu$ m (рис. 2) в зависимости от значения  $x$ . Во всех ТР зерна имеют форму многогранников.

При увеличении концентрации  $Na^+$  выше 10 mol. % появляются зерна игольчатой формы (выделены на рис. 3 штриховой линией), что характерно для фазы  $LiMnO_2$  [27]. При  $x = 0.15$  наблюдается снижение размера зерна, при этом происходит рост параметра элементарной ячейки и увеличение отношения  $I(400)/I(311)$ , что вызвано внутренними перестройками в системе.

Параметры решетки ( $a$ ) для всех образцов после спекания и отношения/интегральных интенсивностей  $I(400)/I(311)$

$x$	$a$ (Å)	$I(400)/I(311)$
0.00	8.301	0.98
0.05	8.205	0.97
0.10	8.198	0.99
0.15	8.210	1.01
0.20	8.225	1.00

Зависимости  $\epsilon'/\epsilon_0$  и  $\epsilon''/\epsilon_0$  от температуры в ТР  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  представлены на рис. 4, a и рис. 4, b. Характер зависимостей свидетельствует об отсутствии сегнетоэлектрического перехода в исследуемом интервале температур, что является подтверждением того, что неупорядоченная шпинель  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$  не является мультиферроиком II рода. На зависимостях видно, что в интервале тем-

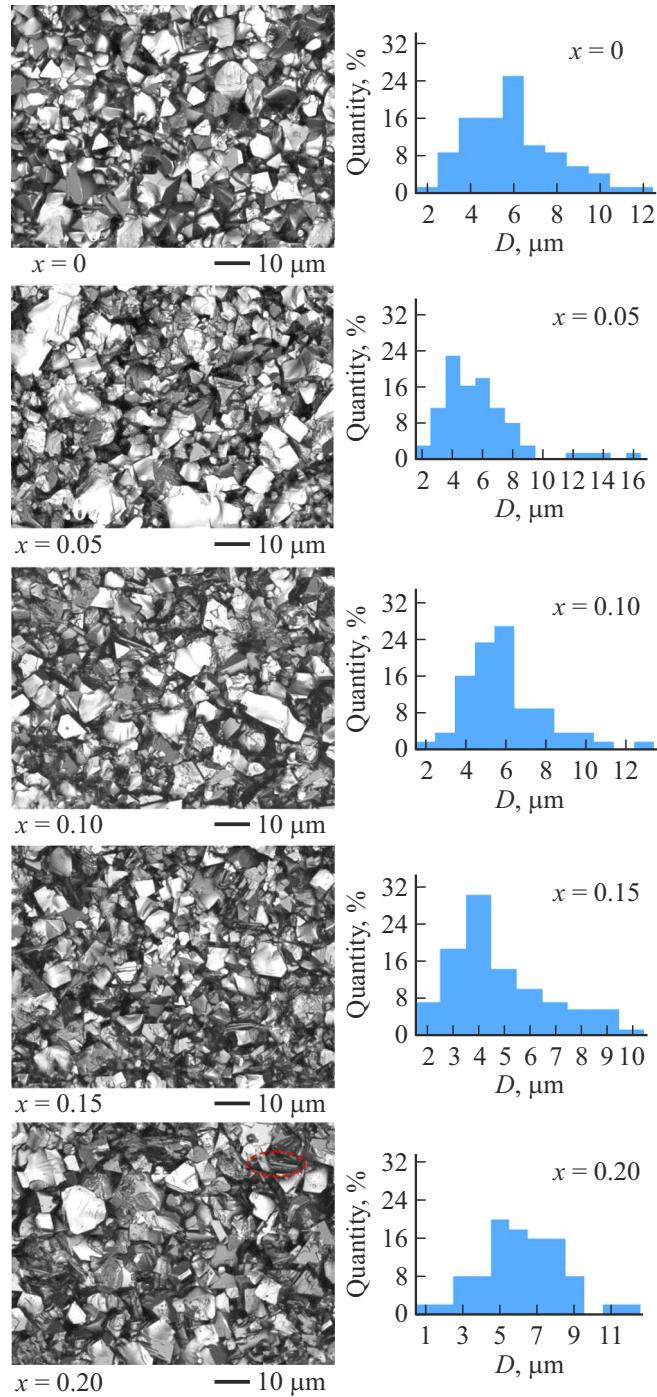


Рис. 3. Фотографии микроструктуры ТР системы  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ .

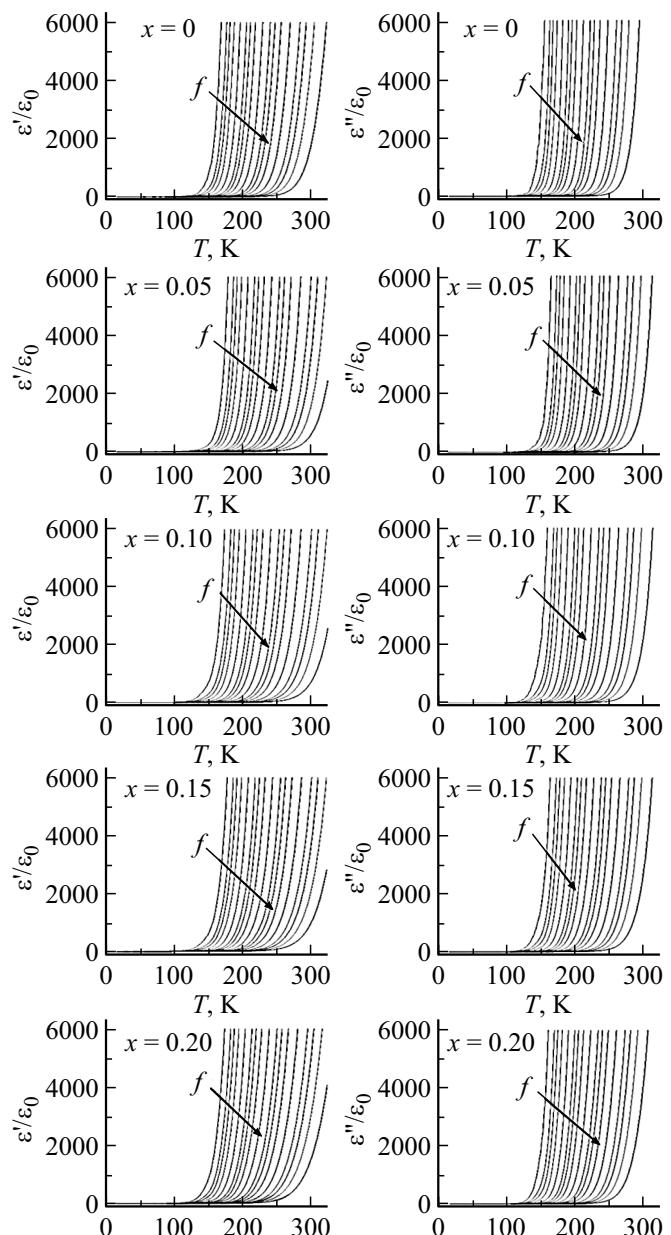
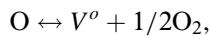


Рис. 4. Зависимости диэлектрических характеристик  $\epsilon'/\epsilon_0$  (a) и  $\epsilon''/\epsilon_0$  (b) от температуры в интервале частот 100 Hz–1 MHz в ТР системы  $\text{Li}_{1-x}\text{Na}_x\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ .

ператур от 15 K до 125 K составы имеют низкие значения диэлектрической проницаемости (ниже 60). При увеличении содержания  $\text{Na}^+$  интервал стабильности  $\epsilon'/\epsilon_0$  и  $\epsilon''/\epsilon_0$  сохраняется. Выше температуры 125 K на зависимостях наблюдается резкий рост значений  $\epsilon'/\epsilon_0$  и  $\epsilon''/\epsilon_0$ . По-видимому, основным механизмом роста электропроводности в этих объектах является дырочная прыжковая проводимость между катионами  $\text{Mn}^{4+}$  и  $\text{Mn}^{3+}$  [28,29].

В исследуемой системе твердых растворов этот механизм может иметь место благодаря тому, что при высокотемпературном спекании вакансии кислорода со-

здаются за счет освобождения электронов:



Увеличение числа вакансий кислорода может вызывать изменение валентного состояния  $Mn^{4+}$ . Если освобожденные электроны связываются с  $Mn^{4+}$  в системе, произойдет преобразование заряда  $Mn^{(4+\leftrightarrow 3+)}$ , как показано далее:  $Mn^{4+} + e' \leftrightarrow Mn^{3+}$ .

## 4. Заключение

Методом двухстадийного твердофазного синтеза и последующего спекания по обычной керамической технологии получены ТР системы  $Li_{1-x}Na_xNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ , с  $0.00 \leq x \leq 0.20$ ,  $\Delta x = 0.05$ . ТР имеют структуру типа неупорядоченной шпинели  $Fd\bar{3}m$ . Показано, что в системе формируются примесные фазы  $NiO$  и  $LiMnO_2$ , концентрация которых увеличивается при увеличении концентрации  $Na^+$ . Рентгенофазовый анализ показал, что катионы  $Na^+$  не встраивается в структуру  $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ . В интервале температур от 15 до 125 К на зависимостях  $\epsilon''/\epsilon_0$  и  $\epsilon''''/\epsilon_0$  наблюдается плато со значениями не превышающими 60 К. Рост диэлектрической проницаемости выше 150 К обусловлен прыжковой проводимостью между катионами  $Mn^{3+}$  и  $Mn^{4+}$ .

## Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Государственное задание в сфере научной деятельности. Проект № FENW-2023-0010/Г30110/23-11-ИФ), использовано оборудование Центра коллективного пользования НИИ физики Южного федерального университета „Электромагнитные, электромеханические и тепловые свойства твердых тел НИИ физики ЮФУ“.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] N.A. Spaldin Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences **476**, 2233, 20190542 (2020).
- [2] З.В. Гареева, Э.И. Бадердинова. Известия Уфимского Научного Центра РАН. **1**, 44 (2021).
- [3] Z. Hu, G.B.G. Stenning, H. Zhang, Y. Shi, V. Koval, W. Hu, Z. Zhou, C. Jia, Is. Abrahams, H. Yan. Journal of Materomics **11**, 100857 (2025).
- [4] J. Cao, B. Yang, G. Smith, A. Mahajan, H. Zhang, Y. Lin, C. Yu, V. Koval. Materials & Design **248**, 113498 (2024).
- [5] X. Wang, J. Shi, X. Wang, Y. Li. Ceramics International **46**, 11, 18707 (2020).
- [6] A. Datar, B. Ray, S. Datar, V. Mathe. Journal of Magnetism and Magnetic Materials **489**, 165373 (2019).
- [7] J. Finley, L. Liu. Appl. Phys. Lett. **116**, 110501 (2020).
- [8] X. Ren, Y. Han, X. Chen, Y. Fu, F. Wang, K. Hu, Z. Sun, K. Zhang. Journal of Alloys and Compounds **920**, 165918 (2022).
- [9] Sushanta Mandal, Jyoti Sharma, Tirthankar Chakraborty, Sanjoy Kr. Mahatha, Sourav Marik. Journal of Alloys and Compounds **1010**, 177993 (2025).
- [10] A. Sundaresan, N.V. Ter-Oganessian. J. Appl. Phys. **129**, 060901 (2021).
- [11] N.W. Grimes Philos. Mag. **26**, 1217 (1972).
- [12] J. Hemberger, P. Lunkenheimer, R. Fichtl, H.-A. Krug von Nidda, V. Tsurkan, A. Loidl. Nature **434**, 364 (2005).
- [13] A.I. Smolentsev, A.B. Meshalkin, N.V. Podberezskaya, A.B. Kaplun. J. Struct. Chem. **49**, 953 (2008).
- [14] Run Liu, Linlin Pan, Silu Peng, Lili Qin, Jian Bi, Jiangtao Wu, Hua Wu, Zuo-Guang Ye. J. Mater. Chem. C. **7**, 1999 (2019).
- [15] W. Branford, M.A. Green, D.A. Neumann. Chem. Mater. **14**, 1649 (2002).
- [16] R. Santhanam, B. Rambabu. Journal of Power Sources **195**, 5442 (2010).
- [17] I. Ganesh. International Materials Reviews **58**, 63 (2013).
- [18] G. Liu, L. Wen, Y. Liu. Journal of Solid State Electrochemistry **14**, 2191 (2010).
- [19] J. Wang, W. Lin, B. Wu, J. Zhao. Electrochimica Acta. **145**, 245 (2014).
- [20] N. Amdouni, K. Zaghib, F. Gendron. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. **309**, 1, 100 (2007).
- [21] R. Svetogorov, P. Dorovatovskii, V. Lazarenko. Cryst. Res. Technol., **55**, 5, 1900184 (2020).
- [22] Р.Д. Светогоров „Dionis — Diffraction Open Integration Software“. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2018660965 (2018).
- [23] Powder Diffraction File. Data Card. Inorganic Section. Set 1, card 1239. JCPDS. Swarthmore, Pennsylvania, USA (1948).
- [24] Powder Diffraction File. Data Card. Inorganic Section. Set 9, card 109. JCPDS. Swarthmore, Pennsylvania, USA (1948).
- [25] Г.Б. Бокий. Введение в кристаллохимию. Издательство Московского университета. М. (1954). 120 с.
- [26] T. Ohzuku, K. Ariyoshi, S. Takeda, Y. Sakai. Electrochim. Acta. **46**, 2327 (2001).
- [27] C. Liu, J. Nan, X. Zuo, X. Xiao, D. Shu. International Journal of Electrochemical Science. **7**, 8, 7152 (2012).
- [28] Д.В. Волков, А.В. Назаренко, Л.А. Шилкина, И.А. Вербенко. Известия РАН. Серия физическая, **87**, 9, 1248 (2023).
- [29] T. Li, K. Chang, A.M. Hashem, A.E. Abdel-Ghany, R.S. El-Tawil, H. Wang, H. El-Mounayri, A. Tovar, L. Zhu, C.M. Julien. Electrochim. **2**, 95 (2021).

Редактор Т.Н. Василевская