

примесь  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ , а их намагниченность при 77 К и температура Кюри меньше, чем у ферритов системы  $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$  с таким же значением  $x$ . Образцы ферритов системы  $\text{Sr}_{0,75-3x/4}\text{Ca}_{0,25-x/4}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$  с  $0,3 \leq x \leq 0,5$  содержат в небольшом количестве фазу феррита кобальта со структурой шпинели и их намагниченность при 77 К совпадает с намагниченностью ферритов системы  $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$  при одинаковых значениях  $x$ , а температура Кюри на 8—10 К больше. Линейная зависимость логарифма удельной электропроводности  $\ln\kappa$  от обратной температуры  $1/T$  для всех исследованных ферритов имеет небольшой излом, что связано с более высокой энергией активации электропроводности в парамагнитной фазе по сравнению с ферромагнитной.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. *Xatamoto H., Kawaguchi T., Nagakura M.* // IEEE Trans. Magn. 1979. Vol. 15. P. 1141.
2. *Yamamoto, H.* // J. Jpn. Soc. Powder and Powder Metallurgy. 2000. Vol. 47. P. 796—800.
3. *Смит Я.* Ферриты. Физические свойства и практическое применение. М.: ИЛ, 1962. 504 с.
4. *Choi D. H., Lee S. W., Shim In-Bo* // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 2006. Vol. 304, № 1. P. e243—e245.
5. *Lechevallier L., Le Breton J. M.* // Physica B. 2003. Vol. 327. P. 135—139.
6. *Pieper M. W.* // Phys. Rev. B. 2002. Vol. 65. P. 184402-1—184402-5.

УДК 537.31.2+54.31+666.654

А. И. КЛЫНДЮК, Е. А. ЧИЖОВА,  
Н. С. КРАСУЦКАЯ, Н. В. САЗАНОВИЧ

## ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ОКСИДОВ СЕМЕЙСТВ БРОНЗЫ И ПЕРОВСКИТА

Актуальной проблемой современности является поиск источников энергии, альтернативных ископаемым нефти, газу и углю. В качестве таких источников выступают энергия Солнца и атома, воды и ветра, биотоплива и др. Необходимо, однако, учесть, что огромным возобновляемым источником энергии является теплота, выделяющаяся в окружающую среду при работе заводов, автотранспорта и т. д. Прямое преобразование этой теплоты в электроэнергию основано на эффекте Зеебека и проводится в термоэлектрогенераторах (ТЭГ), эффективность которых определяется показателем добротности ( $ZT$ ) входящих в ТЭГ материалов  $ZT = S^2\sigma T/\kappa$ . Чтобы параметр  $ZT$  ТЭГ был высок (для практического использования пригодны материалы с  $ZT > 1$  [1]), термоэлектрические материалы должны обладать высокими значениями коэффициента термоЭДС ( $S$ ) и электропроводности ( $\sigma$ ), но низкой теплопроводностью ( $\kappa$ ).

Указанными характеристиками обладают теллуриды висмута, сурьмы и их твердые растворы, а также силициды железа и других металлов, со второй половины XX в. используемые в качестве материалов для ТЭГ и термоэлектрических охлаждающих батарей (ТОБ) [1, 2]. Использование теллуридов в ТЭГ при высоких температурах ограничено их низкой устойчивостью к окислению атмосферным кислородом.

Этого недостатка лишены оксидные термоэлектрики [2], активное исследование которых началось после обнаружения в 1987 г. И. Терасаки с сотрудниками высокой термоэлектрической эффективности у  $\text{NaCo}_2\text{O}_4$  [3] — представителя натрий-кобальтоксидных бронз  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$ .

Структура  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$  ( $0,5 \leq x \leq 1,0$ ) образована 2D-слоями  $\text{CoO}_2$  октаэдров  $\text{CoO}_6$ , соединенных ребрами; атомы Na находятся между слоями (рис. 1) и имеют тригональное окружение ( $P$  — призматическое или  $O$  — октаэдрическое). Содержание Na определяет структуру  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$ :  $\alpha$ - $\text{Na}_x\text{CoO}_2$  ( $0,9 \leq x \leq 1,0$ ) имеет структуру  $O3$ ,  $\alpha'$ - $\text{Na}_{0,75}\text{CoO}_2$  —  $O'3$  (моноклинно искаженная фаза  $O3$ ),  $\beta$ - $\text{Na}_x\text{CoO}_2$  ( $0,55 \leq x \leq 0,6$ ) —  $P3$  и  $\gamma$ - $\text{Na}_x\text{Co}_y\text{O}_2$  ( $0,55 \leq x/y \leq 0,74$ ) —  $P2$ -структуру (число (2, 3) указывает на количество слоев в  $c$ -периоде структуры  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$ ).

Стехиометрический  $\text{NaCo}_2\text{O}_4$  имеет аналогичную  $\gamma$ - $\text{Na}_x\text{Co}_y\text{O}_2$  структуру ( $P2$ ) [2]. Кислородная решетка  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$  бездефектна [4], ввиду чего содержание Na в этой фазе прямо влияет на соотношение катионов  $\text{Co}^{3+}/\text{Co}^{4+}$  в  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$ , определяющее его электротранспортные свойства.

Замещение в  $\text{NaCo}_{2-x}\text{Cu}_x\text{O}_4$  кобальта медью приводит к увеличению термоЭДС образцов, слабо влияя на их электропроводность [5, 6]. Фактор мощности ( $P = S^2\sigma$ ) кобальтитов возрастает при повышении температуры, достигая максимального значения  $P = 3,08 \cdot 10^{-3}$  Вт/(м · К<sup>2</sup>) для  $\text{Na}(\text{Co}_{0,9}\text{Cu}_{0,1})_2\text{O}_4$  при  $T = 1073$  К [6]. Аналогичный эффект достигается при замещении кобальта серебром в  $\text{Na}_{1,5}\text{Co}_{2-x}\text{Ag}_x\text{O}_4$  [7]. Улучшение термоэлектрических свойств  $\text{NaCo}_2\text{O}_4$  при акцепторном замещении в нем кобальта медью или серебром связано с увеличением содержания в образцах катионов  $\text{Co}^{4+}$  с конфигурацией (в низкоспиновом состоянии), обладающих высокой энтропией и обуславливающих высокое значение термоЭДС кобальтита натрия [8]. В работе [9] най-

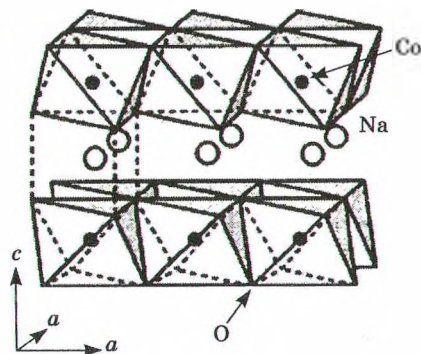


Рис. 1. Структура слоистого кобальтита натрия  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$

дено, что безразмерный показатель добротности  $\text{Li}_{0,48}\text{Na}_{0,35}\text{CoO}_2$  увеличивается с ростом температуры, достигая при 300 К значения  $Z \approx 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ , что позволяет рассматривать это вещество пригодным для ТЭГ.

Увеличение температуры спекания  $\text{Na}_x\text{Co}_2\text{O}_4$  приводит к уменьшению пористости образцов, однако фактор их добротности уменьшается вследствие сублимации  $\text{Na}_2\text{O}$ , достигая максимума для спеченного при 1173 К образца —  $ZT \approx 0,11$  при 973 К [10]. Иными методами улучшения термоэлектрических свойств керамических кобальтитов является горячее прессование [11] образцов и золь-гель метод синтеза [12].

В работах [13, 14] получены композиты  $\text{Na}_x\text{CoO}_2/\text{Ag}$ ,  $\text{Na}_x\text{CoO}_2/\text{Au}$  и исследованы их термоэлектрические свойства. Было найдено, что введение микрочастиц благородных металлов приводит к значительному росту фактора мощности ( $P$ ) керамики вследствие увеличения ее электропроводности и термоЭДС, однако при этом одновременно увеличивается теплопроводность композитов, вследствие чего их параметр  $ZT$  близок к таковому для керамических образцов  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$ .

Как упоминалось выше, керамика на основе  $\text{Na}_x\text{CoO}_2$  устойчива к воздействию атмосферного кислорода, однако ее длительная эксплуатация в ТЭГ при высоких температурах ограничена тем фактом, что ввиду высокой летучести  $\text{Na}_2\text{O}$  состав, а следовательно, и свойства кобальтита натрия могут изменяться со временем.

В связи с этим поиск новых термоэлектриков на основе многокомпонентных систем оксидов представляет значительный научный и практический интерес. К настоящему времени установлено, что хорошими термоэлектрическими свойствами обладает керамика на основе замещенных плюмбатов щелочноземельных элементов [2, 15] или кобальтитов редкоземельных элементов (РЗЭ) со структурой перовскита [16, 17], а также на основе слоистых кобальтитов кальция  $\text{Ca}_3\text{Co}_2\text{O}_6$  [2, 18, 19] и  $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$  [2, 20, 21].

Высокие значения термоЭДС слоистых кобальтитов РЗЭ и бария  $\text{RBaCo}_2\text{O}_{5+\delta}$ , обусловленные спин-орбитальным вырождением входящих в их состав катионов кобальта, а также 2D-характер их структуры указывают на перспективность поиска новых эффективных термоэлектриков среди слоистых перовскитоподобных кобальтсодержащих оксидов.

В настоящей работе представлены результаты исследования кристаллической структуры, термической стабильности, электропроводности и термоЭДС слоистых перовскитоподобных оксидов  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  ( $\text{Ln}$  — Nd, Sm, Gd;  $\text{Me}'$ ,  $\text{Me}''$  — Fe, Co, Cu).

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  получали методом изготовления керамики из  $\text{BaCO}_3$  («ч») и оксидов соответствующих металлов (квалификация не ниже «ч») на воздухе в интервале температур 1173—1473 К [23]. Для изучения электропроводности и термоЭДС из полученных порошков прессовали таблетки диаметром 10 мм и толщиной 3—5 мм и бруски размером 5 × 5 × 30 мм, которые спекали на воздухе при 1223—1473 К. Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводили на дифрактометре Bruker D8 XRD ( $\text{CuK}_\alpha$ -излучение). Содержи-



ние в образцах слабосвязанного кислорода ( $\delta$ ) определяли иодометрически ( $\Delta\delta = \pm 0,01$ ). Термическую стабильность фаз  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  исследовали на термоанализаторе Mettler Toledo ( $R = \text{Nd}$ ) и дериватографе MOM Q—1500D системы Paulik—Paulik—Erdey на воздухе в интервале температур 293—1173 К [23]. Электропроводность ( $\sigma$ ) и термоЭДС ( $S$ ) керамических образцов изучали на воздухе в интервале температур 300—1100 К по методикам [23—25]. Для измерения температуры использовали хромель-алюмелевые термодпары. Фактор мощности керамики ( $P$ ) рассчитывали по формуле  $P = S^2\sigma$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После заключительной стадии синтеза на воздухе образцы были однофазными (в пределах погрешности РФА) и имели тетрагонально искаженную структуру перовскита. Параметры кристаллической решетки (таблица) образцов закономерно возрастали при увеличении ионного радиуса РЗЭ [26], а для образцов с одинаковым РЗЭ были наименьшими для купрокобальтитов и наибольшими для феррокупратов РЗЭ-бария.

Значения параметров ( $a$ ,  $c$ ) и объема ( $V$ ) элементарной ячейки, энергии активации процессов электропереноса ( $E_p$ ,  $E_m$ ) и фактора мощности ( $P$ ) слоистых оксидов  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$

Образец	$a$ , нм	$c$ , нм	$10^3 \cdot V$ , нм <sup>3</sup>	$E_p$ , эВ	$E_m$ , эВ	$P_{1000}$ , мкВт/(м · К <sup>2</sup> )
$\text{NdBaCuFeO}_{5,12}$	0,3912	0,7737	118,4	0,016	0,185	8,48
$\text{SmBaCuFeO}_{5,08}$	0,3896	0,7706	117,0	—	—	54,1
$\text{GdBaCuFeO}_{5,08}$	0,3895	0,7693	116,7	—	—	31,3
$\text{NdBaFeCoO}_{5,65}$	0,3909	0,7695	117,6	0,007	0,111	32,3
$\text{SmBaFeCoO}_{5,37}$	0,3908	0,7662	117,0	0,114	0,127	16,6
$\text{GdBaFeCoO}_{5,37}$	0,3908	0,7613	116,2	0,092	0,221	2,97
$\text{NdBaCuCoO}_{5,21}$	0,3906	0,7648	116,7	0,009	0,071	1,17
$\text{SmBaCuCoO}_{5,06}$	0,3904	0,7609	116,0	0,194	0,170	5,66
$\text{GdBaCuCoO}_{5,02}$	0,3891	0,7592	114,9	0,121	0,250	19,1

Согласно данным химического анализа, наибольшее содержание кислорода характерно для слоистых ферро-, а наименьшее — для купрокобальтитов РЗЭ и бария (см. таблицу), при этом заметное выделение из образцов слабосвязанного кислорода ( $\delta$ ) на воздухе наблюдалось при температурах выше 673 К.

Все исследованные оксиды являются полупроводниками  $p$ -типа (рис. 2), величина электропроводности ( $\sigma$ ) которых в целом уменьшается, а термоЭДС ( $S$ ) — увеличивается при уменьшении радиуса РЗЭ. Наибольшими значениями электропроводности характеризуются слоистые феррокобальтиты ( $\sigma_{\text{max}} \approx 160$  См/см вблизи 650 К для  $\text{NdBaCoFeO}_{5+\delta}$  (рис. 2,  $\sigma$ )), а коэффициенты термоЭДС — слоистые феррокупраты ( $S_{\text{max}} \approx 500—550$  мкВ/К вблизи 1000—1050 К для  $\text{GdBaCuFeO}_{5+\delta}$  (рис. 2,  $\delta$ )).

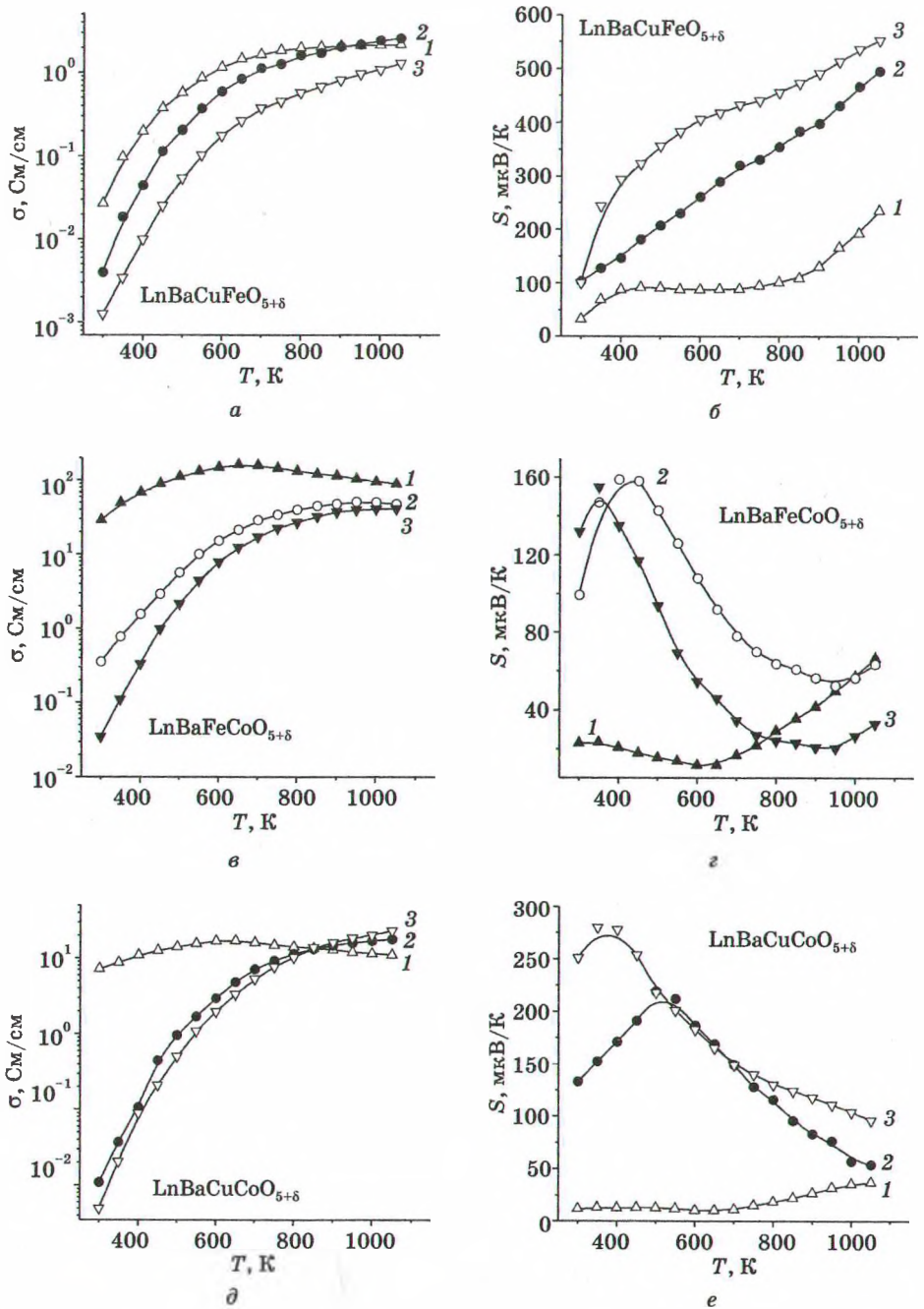


Рис. 2. Температурные зависимости электропроводности (*a*, *в*, *д*) и термоЭДС (*б*, *г*, *е*) слоистых перовскитных оксидов  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$ :  
*a*, *б* —  $\text{LnBaCuFeO}_{5+\delta}$ ; *в*, *г* —  $\text{LnBaFeCoO}_{5+\delta}$ ; *д*, *е* —  $\text{LnBaCuCoO}_{5+\delta}$ ;  
 1 — Ln = Nd; 2 — Ln = Sm; 3 — Ln = Gd

При высоких температурах характер электропроводности Nd-содержащих образцов, а также фаз  $\text{LnBaFeCoO}_{5+\delta}$  ( $\text{Ln} = \text{Sm}, \text{Gd}$ ) изменяется от полупроводникового ( $\partial\sigma/\partial T > 0$ ) к металлическому ( $\partial\sigma/\partial T < 0$ ) (рис. 2, а, в, д), что сопровождается значительным увеличением коэффициента термоЭДС (рис. 2, б, з, е). Изменение хода зависимостей электрофизических свойств этих образцов обусловлено выделением из их кристаллической решетки слабосвязанного ( $\delta$ ) кислорода вследствие частичной потери ими термической стабильности [23, 24].

На зависимостях  $S = f(T)$  кобальтсодержащих оксидов  $\text{SmBaFeCoO}_{5+\delta}$ ,  $\text{GdBaFeCoO}_{5+\delta}$ ,  $\text{SmBaCuCoO}_{5+\delta}$  и  $\text{GdBaCuCoO}_{5+\delta}$  наблюдается максимум вблизи 350 К, 450 К, 510 К и 365 К соответственно (рис. 2, з, е). Возрастание  $S$  фаз  $\text{LnBaMeCoO}_{5+\delta}$  ( $\text{Ln} = \text{Sm}, \text{Gd}$ ;  $\text{Me} = \text{Fe}, \text{Cu}$ ) в области температур 300—350 (510) К обусловлено, видимо, изменением спинового состояния входящих в их состав катионов кобальта  $\text{Co}^{3+}$ ,  $\text{Co}^{4+}$  из промежуточнospинового ( $IS$ ) в высокоспиновое состояние ( $HS$ )  $\text{Co}_{IS}^{3+}(t_{2g}^5 e_g^1) \rightarrow \text{Co}_{HS}^{3+}(t_{2g}^4 e_g^2)$ ,  $\text{Co}_{IS}^{4+}(t_{2g}^4 e_g^1) \rightarrow \text{Co}_{HS}^{4+}(t_{2g}^3 e_g^2)$  аналогично спиновым переходам  $\text{Co}^{3+}$  в перовскитных кобальтатах РЗЭ  $\text{LnCoO}_3$  [27].

Для веществ с поляронным характером переноса заряда температурные зависимости электропроводности и термоЭДС описываются соотношениями  $\sigma = \frac{A}{T} \exp\left(\frac{-(E_p + E_m)}{kT}\right)$ ,  $S = \pm \frac{k}{e} \left(\frac{-E_p}{kT} + B\right)$ , где  $E_p$  представляет собой энергию

возбуждения носителя заряда (полярона), а  $E_m$  характеризует энергию его переноса (при безактивационном переносе заряда поляронами большого радиуса (ПБР)  $E_m = 0$ , а при  $E_m > 0$  перенос заряда термически активирован и осуществляется поляронами малого радиуса (ПМП) по прыжковому механизму) [28].

Определенные из линейных участков зависимостей  $\ln(\sigma \cdot T) = f(1/T)$  и  $S = -f(1/T)$  для исследованных оксидов значения  $E_p$  и  $E_m$  приведены в таблице. Как видно, носителями заряда в фазах  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  являются ПМП ( $E_m > 0$ ), а значения параметров электропереноса ( $E_p$  и  $E_m$ ) в них увеличиваются при уменьшении радиуса РЗЭ, и для купрокобальтитов они выше, чем для феррокобальтитов.

Рассчитанные по экспериментально полученным значениям  $\sigma$  и  $S$  величины фактора мощности ( $P$ ) оксидов  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  при  $T = 1000$  К приведены в таблице. Как видно, значения  $P$  исследованных материалов сильно зависят от природы входящих в их состав РЗЭ и 3d-металлов и достигают максимальных значений (среди изученных составов) для  $\text{SmBaCuFeO}_{5+\delta}$ ,  $\text{GdBaCuFeO}_{5+\delta}$  и  $\text{NdBaCoFeO}_{5+\delta}$  соответственно 54,1, 31,3 и 32,3 мкВт/(м · К<sup>2</sup>) при  $T = 1000$  К. Эти величины значительно ниже значений фактора мощности натрий-кобальтоксидных бронз (для  $\text{Na}(\text{Co}_{0,9}\text{Cu}_{0,1})_2\text{O}_4$ , например, при 1073 К  $P = 3,08 \cdot 10^{-3}$  Вт/(м · К<sup>2</sup>) [6]), однако близки к величинам  $P$  керамики на основе слоистого кобальтата кальция (для твердых растворов  $(\text{Ca}, \text{Bi})_3(\text{Co}, \text{Cu})_2\text{O}_6$   $P \approx 30$ —50 мкВт/(м · К<sup>2</sup>) вблизи 1170 К [18, 19]) и перовскитного кобальтата лантана (для  $\text{LaCo}_{0,80}\text{Ti}_{0,20}\text{O}_{2,86}$  и  $\text{LaCo}_{0,80}\text{Ni}_{0,20}\text{O}_{2,95}$  фактор мощности составляет соответственно 28,2 и 9,5 мкВт/(м · К<sup>2</sup>) при 1240 К [7]).



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Сопоставляя результаты наших исследований с литературными данными, можно заключить, что, хотя по величине фактора мощности изученные нами слоистые оксиды  $\text{LnBa}(\text{Me}'\text{Me}'')\text{O}_{5+\delta}$  не могут пока составить реальную конкуренцию натрийкобальтоксидным бронзам, однако их (а также другие слоистые оксиды семейства перовскита) можно рассматривать как основу для поиска и разработки новых эффективных термоэлектрических материалов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. CRC Handbook of Thermoelectrics / Ed. by D. M. Rowe. CRC Press, Boca Raton, FL. 1995. 701 p.
2. Oxide Thermoelectrics. Research Signpost / Ed. by K. Koumoto, I. Terasaki, N. Murayama. Trivandrum, India. 2002. 255 p.
3. Terasaki I., Sasago Y., Uchinokura K. // Phys. Rev. B. 1997—II. Vol. 56. P. R12685—R12687.
4. Viciu L., Huang Q., Cava R. J. // Phys. Rev. B. 2006. Vol. 73. P. 212107.
5. Terasaki I., Tsukada I., Iguchi Y. // Phys. Rev. B. 2002. Vol. 65. P. 195106.
6. Park K., Jang K. U., Kwon H.-C. et al. // J. Alloys and Comp. 2006. Vol. 419. P. 213—219.
7. Seetawan T., Amornkitbamrung V., Burinprakhon T. et al. // J. Alloys and Comp. 2006. Vol. 407. P. 314—317.
8. Terasaki I. // Physica B. 2006. Vol. 383. P. 107—110.
9. Ren Z., Shen J., Jiang S. et al. // J. Phys.: Condens. Matter. 2006. Vol. 18. P. L379—L385.
10. Seetawan T., Amornkitbamrung V., Burinprakhon T. et al. // J. Alloys and Comp. 2006. Vol. 416. P. 291—295.
11. Katsuyama, S., Kishida A., Ito M. // J. Alloys and Comp. 2006. Vol. 414. P. 215—220.
12. Cheng J., Sui Y., Fu H. et al. // J. Alloys and Comp. 2006. Vol. 407. P. 299—303.
13. Ito M., Furumoto D. // J. Alloys and Comp. 2008. Vol. 450. P. 494—498.
14. Ito M., Furumoto D. // J. Alloys and Comp. 2008. Vol. 450. P. 517—520.
15. Yasukawa M., Itoh S., Kono T. // J. Alloys and Comp. 2005. Vol. 390. P. 250—254.
16. He T., Chen J., Calvarese T. G., Subramanian M. A. // Solid State Sci. 2006. Vol. 8. P. 467—469.
17. Robert R., Bocher L., Trottmann M. et al. // J. Solid State Chem. 2006. Vol. 170. P. 3893—3899.
18. Iwasaki K., Yamane H., Takahashi J. et al. // J. Phys. Chem. Solids. 2005. Vol. 66. P. 303—307.
19. Mikami M., Funahashi R. // J. Solid State Chem. 2005. Vol. 178. P. 1670—1674.
20. Li S., Funahashi R., Matsubara I. et al. // Ceram. Intern. 2001. Vol. 27. P. 321—324.
21. Liu Yu., Lin Yu., Shi Z. et al. // J. Amer. Cer. Soc. 2005. Vol. 88. P. 1337—1340.
22. Taskin A. A., Lavrov A. N., Ando Y. // Phys. Rev. B. 2006. Vol. 73. P. R121101.
23. Клындюк А. И., Чижова Е. А. // Неорган. матер. 2006. Т. 42, № 5. С. 611—622.
24. Чижова Е. А., Клындюк А. И. // Весті НАНБ. Сер. хім. навук. 2007. № 4. С. 11—15.
25. Tripathi A. K., Lal H. B. // Mater. Res. Bull. 1980. Vol. 15, № 2. P. 233—242.
26. Shannon R. D., Prewitt C. T. // Acta Cryst. B. 1969. Vol. 25. Pt 5. P. 946—960.
27. Itoh M., Hashimoto J., Yamaguchi S. et al. // Physica B. 2000. Vol. 281—282. P. 510—511.
28. Мотт Н., Дэвис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. М.: Мир, 1982. Т. 1. 368 с.