

при заданому співвідношенні $[P]/[Li]$, обумовлює збільшення $V_{\text{ед.к}}$, що сприяє росту величини Li^+ -йонної провідності в $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$ ($x=0.21$).

РЕЗЮМЕ. Изучена область гомогенности, структурные особенности и транспортные свойства Li^+ , Na^+ (K^+)-замещенных ниобатов лантана. Показано, что при гетероаллотном замещении ионами Na в литийсодержащем ниобате лантана образуются твердые растворы замещения со структурой дефектного перовскита $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$ ($y=0.05$) при $x=0.17-0.23$. Показано, что большая концентрация структурообразующих ионов ([СИ]) в структуре $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$, по сравнению с соответствующими образцами системы $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$ при заданном соотношении концентрации вакансий к концентрации лития ($[P]/[Li]$), обуславливает увеличение объема элементарной ячейки дефектного перовскита ($V_{\text{эл.к}}$), что способствует росту величины Li^+ -ионной проводимости в $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$.

SUMMARY. The range of homogeneity, structural features and transport properties of Li^+ , Na^+ (K^+)-

substituting niobates of lanthanum have been studied. It has been shown that has a place of formation solid solutions of substitution with defect-perovskite structure of $La_{(2/3-x)(1-y)}Li_{3x(1-y)}Na_{2y}P_{4/3-2x-y}Nb_2O_6$ ($y=0.05$) at $x=0.17-0.23$.

1. Бурмакин Е.И. Твердые электролиты с проводимостью по катионам щелочных металлов. -М.: Наука, 1992. -С. 263.
2. Vest A. Химия твердого тела / Пер. с англ. -М.: Мир, 1988. -С. 440—441.
3. Белоус А. Г., Пащикова Е. В., Гавриленко О. Н. и др. // Укр. хим. журн. -2000. -**66**. -С. 37—41.
4. Белоус А.Г., Гавриленко О.Н., Пащикова Е.В., Мирный В.Н. // Электрохимия. -2002. -**38**, № 4. -С. 479—484.
5. Белоус А.Г., Гавриленко О.Н., Пащикова Е.В. и др. // Неорган. материалы. -2004. -**40**, № 8. -С. 1—8.
6. Belous A., Pashkova E., Gavrilenko O. et al. // J. of European Ceram. Soc. -2004. -**27**, № 6. -P. 1301—1304.
7. Shannon R.D., Taylor B.E., English A.D., Berzins T. // Electrochim. Acta. -1977. -**22**. -P. 783—796.
8. Исмаиладзе И.К. // Кристаллография. -1963. -**8**. -P. 351—355.
9. Соболева Л.В., Дмитриева Ф.И., Гарашина Л.С. // Неорган. материалы. -1970. -**6**, № 11. -С. 2008—2010.

Інститут загальної та неорганічної хімії ім В.І. Вернадського НАН України, Київ

Надійшла 26.07.2004

УДК 546.32'42'81

В.О. Дрозд, С.О. Солопан, С.А. Неділько, О.М. Габович, М. Пекала, О.Г. Дзязько

СИНТЕЗ ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ

$Sr_{1-x}K_xPbO_{3-y}F_y$ ($0 \leq x, y \leq 0.20$)

Синтезовано ряд твердих розчинів $Sr_{1-x}K_xPbO_{3-y}F_y$ ($0 \leq x, y \leq 0.20$) та досліджено їх кінетичні та структурні характеристики. Показано, що одночасне заміщення стронцію на калій та кисню на фтор у цій системі призводить до переходу від напівпровідникової до металічної провідності в області низьких температур.

Плюмбат стронцію $SrPbO_3$ є структурним аналогом $BaPbO_3$ — базової сполуки надпровідних систем $BaPb_{1-x}Bi_xO_3$ ($T_{c \text{ max}}=12$ К) та $BaPb_{1-x}Sb_xO_3$ ($T_{c \text{ max}}=3.5$ К). Внаслідок меншого йонного радіусу Sr^{2+} у порівнянні з Ba^{2+} кристалічна решітка $SrPbO_3$ типу перовскіту знає сильнішого орторомбічного спотворення [1]. $BaPbO_3$ має металічну провідність завдяки перекриванню $O(2p)$ незв'язуючих та $Pb-O$ sp антизв'язуючих зон на рівні Фермі. У випадку $SrPbO_3$ збільшення $Pb-O$ відстаней та сильне

відхилення $O-Pb-O$ кутів від 90° зменшує ефективність перекривання $6s-2p$ орбіталей. Отже, електропровідність $SrPbO_3$ нижча у порівнянні з такою для $BaPbO_3$ і її тип змінюється від металічної до напівпровідникової поблизу 100 К.

Як відомо, пошук нових оксидних надпровідників здебільшого ведеться з використанням емпіричних правил [2, 3] (подібних до правил Маттіаса для надпровідних інтерметалідів та сплавів [4]), тому що існуючі мікроскопічні теорії надпровідності нездатні ані для передба-

© В.О. Дрозд, С.О. Солопан, С.А. Неділько, О.М. Габович, М. Пекала, О.Г. Дзязько, 2005

чення нових надпровідних сполук, ані для достовірних розрахунків відповідних критичних температур, T_c [5]. Певна річ, що це стосується також і оксидних матеріалів.

Так, згідно з загальними міркуваннями про визначальну роль сильної електрон-фононної взаємодії, можна очікувати появу надпровідності в оксидних мультикомпонентних системах змінного складу (бертолідах), які розташовані на фазових діаграмах поблизу фази діелектрика або напівпровідника, тобто на межі, за якою відбувається перебудова первісного електронного спектра, що, як правило, супроводжується перетвореннями кристалічної решітки [6]. Зацікавленість дослідників у вивченні SrPbO_3 пояснюється не лише її згаданою спорідненістю з BaPbO_3 , але й повідомленнями у науковій літературі про підозрілі на надпровідність резистивні та магнітні явища в складно-оксидних сполуках свинцю: деякі ознаки кімнатної надпровідності в $\text{Cu}_{24}\text{Pb}_2\text{Sr}_2\text{Ag}_2\text{O}_x$ [7] і $\text{Ag}_x\text{Pb}_6\text{CO}_{9+\beta}$ [8], резистивні аномалії в інтервалі температур $190 < T < 270 \text{ K}$ в $\text{Cu}_{24}\text{Pb}_2\text{Sr}_2\text{Ag}_2\text{O}_x$ [9].

Крім базової речовини — плюмбату стронцію — досліджувалась також ціла низка відповідних похідних з різноманітними типами заміщення. Так, на відміну від BaPbO_3 , введення бісмуту замість свинцю [10] приводить до сильної локалізації носіїв заряду. В той же час легування сурмою [11] майже не впливає на провідність при низьких концентраціях заміщуючого йону. Гетеровалентне заміщення стронцію на La переводить систему у металічний стан, але не приводить до появи надпровідної фази [10—13]. Заміщення Sr^{2+} на K^+ характеризується дуже вузькими межами гомогенності і викликає діелектризацію електронного спектра системи [14].

Усі наведені приклади легування плюмбату стронцію пов'язані з модифікацією катіонної підрешітки, тоді як заміщення аніонів кисню на галогени і, в першу чергу, на фтор, залишається мало дослідженим, хоча такого типу заміщення виявились досить ефективними у випадку надпровідних купратів. Так, при введенні фтору у напівпровідниковий La_2CuO_4 відбувається інтеркалювання фтору у міжвузля кристалічної решітки, окиснення CuO_2 шарів, внаслідок чого з'являється надпровідна фаза з критичною температурою 40 K [15]. У випадку легування Nd_2CuO_4 фтор заміщує атоми кисню у вузлах кристалічної решітки, що приводить до відновлення CuO_2 шарів і появи надпровідності n -типу [16]. Варто також згадати

фторвмісні надпровідні фази $\text{Sr}_2\text{CuO}_2\text{F}_{2+\delta}$ ($T_c = 46 \text{ K}$) [17] та $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_6\text{F}_2$ ($T_c = 94 \text{ K}$) [18].

При фторуванні оксидних сполук використовуються різноманітні фторуючі агенти — газоподібний фтор, XeF_2 , NH_4F та інші, які дають змогу проводити процес при кімнатній температурі або нагріванні до відносно невисоких температур (100—200 °C). Фторування з використанням дифторидів перехідних металів MF_2 ($M = \text{Cu}, \text{Ni}, \text{Zn}, \text{Ag}$) вимагає вищих температур і приводить до забруднення кінцевого продукту оксидами цих металів. Ефективним методом введення фтору до оксидних сполук є також високотемпературний синтез під високим тиском (таким методом одержують, наприклад, надпровідну фазу $\text{Sr}_2\text{CuO}_2\text{F}_{2+\delta}$) [19].

Метою цієї роботи є синтез та дослідження структурних та електрокінетичних властивостей системи $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$. Можна очікувати, що вказане заміщення спричинить зменшення орторомбічного спотворення кристалічної решітки SrPbO_3 . Якщо фактор толерантності для SrPbO_3 , розрахований з використанням йонного радіусу стронцію з координаційним числом 12 [20], складає 0.92, то для композиції $\text{Sr}_{0.8}\text{K}_{0.2}\text{PbO}_{2.8}\text{F}_{0.2}$ його величина зростає до 0.94. Отже, треба сподіватися посилення металічного характеру електропровідності та можливої появи надпровідної фази при низьких температурах.

Полікристалічні зразки $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ ($x = 0.00; 0.05; \dots 0.30$) одержували методом твердофазного синтезу з використанням $\text{Sr}(\text{NO}_3)_2$, KF та PbO як вихідних реагентів. Зважені у відповідних пропорціях солі та оксид свинцю (II) перетирались в агатовій ступці під шаром етанолу та прожарювались в алундових тиглях при поступовому підвищенні температури до 700 °C, витримувались декілька годин при цій температурі, а потім перетирались та прожарювались на повітрі при 900 °C впродовж 48 год. На завершальній стадії синтезу зразки знову перетирались в агатовій ступці, пресувались у диски діаметром 10 мм та товщиною 1.5—2 мм і відпалювались при 800 °C на повітрі.

Рентгенодифракційні дослідження проводили для встановлення фазового складу та визначення параметрів кристалічної решітки одержаних сполук на дифрактометрі ДРОН-3 ($\text{CuK}\alpha$ -випромінювання, Ni-фільтр). Як внутрішній стандарт використовували α -кварц.

Електрокінетичні властивості досліджувались в інтервалі температур 16—300 K зі стабіліза-

цією температури в межах 0.02 К. Електричний опір вимірювався чотиризондовим методом. Для вимірювання термо-електрорушійної сили (термо-ЕРС) невеликий температурний градієнт величиною близько 1 К створювався за допомогою міліватного нагрівального елемента. Для вимірювання напруг використовувався високоточний вольтметр HP3457A.

Відомо [19], що при фторуванні оксидних матеріалів, в тому числі і надпровідних купратів, з утворенням фторооксидів, може реалізуватись один або одночасно декілька механізмів заміщення атомів кисню на фтор: 1) заміщення одного атома кисню одним атомом фтору; 2) заміщення двома атомами фтору одного атома кисню; 3) розміщення атомів фтору у міжвузлях кристалічної решітки. Усі ці три механізми фторування призводять до суттєвих змін у структурі фторованої сполуки (2 та 3) та її електронній будові (1 та 3).

Враховуючи можливість втрати фтору в процесі синтезу внаслідок обміну його реакційною сумішшю на атмосферний кисень, а також можливість заміщення двома атомами фтору одного атома кисню, хімічні формули одержаних сполук наведено, використовуючи для калію і фтору стехіометричні індекси x та y . У вихідній реакційній суміші $x=y$, тоді як у кінцевому продукті $x \geq y$.

Згідно з рентгенофазовим аналізом, одержані сполуки були однофазними, за винятком складу з $x=0.20$, на дифрактограмах якого присутні рефлекси PbO (рис. 1). Заслуговує на увагу той факт, що область гомогенності у системі $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ значно ширша, ніж у випадку

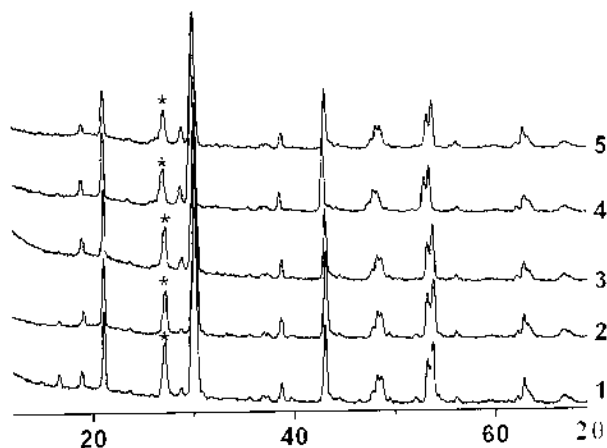


Рис. 1. Рентгенівські дифрактограми зразків системи $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ при $x=0$ (1); 0.05 (2); 0.1 (3); 0.15 (4); 0.2 (5).

$\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_3$ [14], де заміщення стронцію на калій спостерігалось у вузькому інтервалі концентрацій калію $x \leq 0.10$. Одночасне заміщення калієм стронцію і фтором кисню забезпечує дотримання балансу зарядів у сполуці. Ширша область гомогенності $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ у порівнянні з $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_3$ може бути одним із доказів входження фтору до кристалічної решітки SrPbO_3 . При цьому треба мати на увазі, що у випадку гетеровалентного заміщення Sr^{2+} на K^+ електричний баланс у сполуці може зберігатись або за рахунок відновлення свинцю до ступеня окиснення +2, або шляхом утворення вакансій у кисневій підгратці. Враховуючи різну кристалохімічну поведінку йонів Pb^{2+} та Pb^{4+} , перший механізм компенсації можна вважати менш імовірним, тоді як концентрація вакансій в структурі SrPbO_3 не може бути занадто високою.

Усі дифрактограми зразків $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ були проіндексовані в орторомбічній сингонії. Обчислені параметри кристалічної решітки наведені у таблиці.

Параметри кристалічної решітки для системи $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$

x	a , нм	b , нм	c , нм	V , нм ³
0	0.5885(6)	0.5978(5)	0.8371(9)	0.2945(9)
0.05	0.5879(4)	0.5978(4)	0.8367(9)	0.2941(7)
0.10	0.5900(6)	0.5977(4)	0.8366(8)	0.2950(8)
0.15	0.5870(1)	0.5990(1)	0.8460(1)	0.2970(1)
0.20	0.5874(7)	0.5989(7)	0.837(1)	0.2944(9)

Температурну залежність питомого електроопору ρ одержаних зразків представлено на рис. 2, а. Можна помітити, що при зростанні x мінімум на кривих $\rho(T)$, який відповідає точці зміни знаку похідної $d\rho/dT$, тобто формальному переходу від металічного до напівпровідникового типу провідності, зміщується в сторону нижчих температур, починаючи з 126 К для $x=0$ і закінчуючи ~ 40 К для $x=0.20$. При цьому для складів з $x > 0.10$ в області низьких T опір майже не залежить від температури: $d\rho/dT \approx 0$.

Для пояснення причини зміну типу провідності нелегованого SrPbO_3 при низьких температурах в роботі [10] використовується явище квантової інтерференції. Такі процеси можливі у невпорядкованих системах із слабкою локалі-

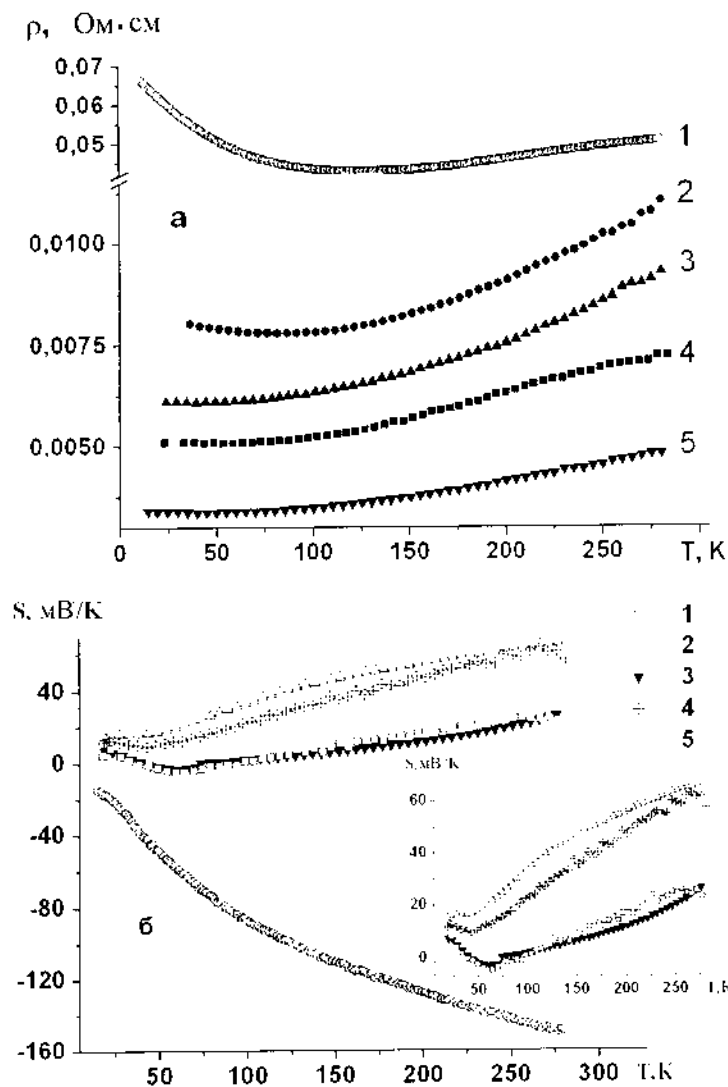


Рис. 2. Температурна залежність питомого електроопору ρ зразків системи $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ при $x=0$ (1); 0.05 (2); 0.1 (3); 0.15 (4); 0.2 (5) (а) і залежність від температури термо-електрорушійної сили для системи $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ при $x=0$ (1); 0.05 (2); 0.1 (3); 0.15 (4); 0.2 (5) (б).

зацією носіїв заряду або сильною електрон-електронною взаємодією, величина і характер якої залежить від концентрації домішок (дефектів) [21, 22]. У випадку плюмбату стронцію відповідна неупорядкованість могла б бути викликана дефектами у кисневій підґратці. Проте, зміна знаку dp/dT в досліджених твердих розчинах відбувається при таких високих температурах, коли непружне розсіяння повинно було б повністю зруйнувати фазову когерентність електронних хвиль. З іншого боку, розмитий перехід до напівпровідникової поведінки ρ , що спосте-

рігався авторами [10, 14] та нами в цій роботі, може бути викликаний діелектризацією електронного спектра за рахунок конгруентності електронних та діркових ділянок поверхні Фермі [6] або сильного кулонівського відштовхування на вузлі (перехід Мотта–Хаббарда) [23]. В останньому випадку послаблення потягу до переходу в напівпровідниковий стан при легуванні можна вважати цілком природною тенденцією. Нарешті, варто зробити застереження, що при дослідженні кінетики полікристалічних зразків треба бути обережним з аргументацією на базі міркувань, які не враховують ефекти їхньої макроструктури. Зокрема, характер кривих $\rho(T)$ при певних і здебільшого неконтрольованих умовах приготування кераміки може визначитися тунелюванням носіїв між гранулами (зернами) [22, 24].

Що ж до зменшення абсолютної величини опору при легуванні, то воно, найвірогідніше, зв'язано із зростанням рухливості носіїв струму, а не із збільшенням їхньої концентрації. Дійсно, при одночасному заміщенні йонів Sr^{2+} на K^+ і O^{2-} на F^- , якщо розглядати схему $\text{Sr}_{1-x}^{2+}\text{K}_x^+\text{Pb}^{4+}\text{O}_{3-x}^{2-}\text{F}_x^-$, при якій відбувається заміщення одного аніона кисню на один аніон фтору, то концентрація носіїв не повинна змінюватись за рахунок замісників. Але все ж таки треба прийняти до уваги можливість бодай часткового зростання електропровідності у зразках із заміщенням завдяки зменшенню в них кисневої нестехіометрії.

Для з'ясування природи носіїв струму в складних сполуках дуже корисними та важливими є вимірювання температурних залежностей термо-ЕРС, S [25]. Функції $S(T)$, отримані для зразків вказаного вище складу, наведені на рис. 2, б. Як бачимо, збільшення концентрації замісників при легуванні SrPbO_3 приводить до зміни характеру провідності з електронного ($x=0$) до діркового ($x>0.1$) майже при всіх T . В той же час для твердих розчинів $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_3$ сумарна термо-ЕРС при всіх номінальних x завжди залишається електронною [14].

Привертає увагу той факт, що зміни величини та характеру залежностей $S(T)$ керамік $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ є немонотонними. Подібна

поведінка спостерігалася і в нефторованих зразках $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_3$ [14]. Цікаво, що в розчинах з $x=0.1$ та $x=0.2$ в доволі вузькому температурному інтервалі термо-ЕРС, позитивна при кімнатній T , знов стає електронного типу. Це свідчить про наявність, принаймні, двох груп носіїв струму з різним знаком заряду, а також про їх суттєво відмінну поведінку при охолодженні. Отже, і електропровідність мусить визначатися спільною дією кількох груп носіїв, так що майже повна відсутність залежності $\rho(T)$ при низьких T для $x \geq 0.1$ свідчить про компенсацію різних внесків та присутність як "металічної", так і "напівпровідникової" компоненти.

На основі проведеного дослідження знайдено межі існування твердих розчинів $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{-PbO}_{3-y}\text{F}_y$ при заміщенні стронцію на калій та ксено на фтор, які складають до 20 атомних відсотків. Заміщення в катіонній та аніонній підрешітках в плюмбати стронцію приводить до зміни типу провідності від напівпровідникової до металічної в області низьких температур при збільшенні концентрації замісників. При легуванні терморухливі сили обертає свій знак на позитивний. Сукупність даних свідчить на користь існування декількох груп носіїв струму. "Металічний" характер, принаймні, однієї з них свідчить про можливість надпровідності при температурах, більш низьких за досягнуті в описаних експериментах. Крім того, було б доцільним провести синтез та експериментальні дослідження споріднених керамічних оксидно-галогенідних систем з метою пошуку надпровідних складів.

Вважаємо своїм обов'язком висловити подяку за підтримку цих досліджень фундацією ім. Дж. Міяновського (Польща) та НАТО (грант PST.CLG.979446).

РЕЗЮМЕ. Синтезований ряд твердих розтворів $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ ($0 \leq x, y \leq 0.20$) и исследованы их кинетические и структурные характеристики. Показано, что одновременное замещение стронция на калий и кислорода на фтор в этой системе приводит к переходу от полупроводниковой к металлической проводимости в области низких температур.

SUMMARY. A series of solid solutions $\text{Sr}_{1-x}\text{K}_x\text{PbO}_{3-y}\text{F}_y$ ($0 \leq x, y \leq 0.20$) was synthesized and their transport and structural properties were studied. It was shown that

a simultaneous substitution of potassium for strontium and fluorine for oxygen results in a transition from semiconductive to metallic conductivity at low temperatures.

1. *Fu W.T., Ijdo D.J.W.* // Solid State Commun. -1995. -**95**, № 9. -P. 581—585.
2. *Sleight A.W.* // Chemtronics. -1987. -№ 2. -P. 116—119.
3. *Pickett W.E.* // Physica. B. -2001. -**296**. -P. 112—119.
4. *Gladstone G., Jensen M.A., Schrieffer J.R.* // Superconductivity. -Vol. 2 / Ed. by R.D. Parks. -New York: Dekker, 1969. -P. 665—816.
5. *Maksimov E.G.* // Успехи физ. наук. -2000. -**170**, № 10. -С. 1033—1061.
6. *Gabovich A.M., Voitenko A.I., Annett J.F., Ausloos M.* // Supercond. Sci. Technol. -2000. -**14**, № 4. -P. R1—R27.
7. *Djurek D., Manoilovic V.* // Croatica Chem. Acta. -1990. -**63**, № 1. -P. 1—12.
8. *Djurek D., Medunic Z., Tonejc A., Paljevic M.* // Physica C. -2001. -P. 78—81.
9. *Moiseev D.P., Pashitskii E.A., Boychuk V.N. et al.* // Укр. фіз. журн. -1992. -**37**, № 11. -С. 1720—1723.
10. *Lobanov M.V., Kopnin E.M., Xenikos D. et al.* // Mater. Res. Bull. -1997. -**32**, № 8. -P. 983—991.
11. *Fu W.T., Drost R.J.* // Physica C. -1998. -**304**, № 1—2. -P. 51—54.
12. *Yamamoto A., Ono T., Tamura T., Tajima S.* // Mater. Res. Bull. -1999. -**34**, № 12—13. -P. 1935—1942.
13. *Drozd V.A., Gabovich A.M., Pkkaia M. et al.* // J. Alloys Compd. -2004. -**367**, № 1—2. -P. 246—250.
14. *Drozd V.A., Gabovich A.M., Pekala M. et al.* // Ibid. -2002. -**346**, № 1—2. -P. 17—23.
15. *Chevalier B., Tressaud A., Lepine B. et al.* // Physica C. -1990. -**195**. -P. 97—101.
16. *James A.C.W.P., Zahurak S.M., Murphy D.W.* // Nature. -1989. -**338**. -P. 240—241.
17. *Al-Mamouri M., Greaves C., Edwards P.P., Slaski M.* // Ibid. -1994. -**369**. -P. 382—384.
18. *Shpachenko R.V., Rozova M.G., Abakumov A.M. et al.* // Physica C. -1997. -**280**. -P. 272—280.
19. *Greaves C., Francesconi M.G.* // Current Opinion in Solid State and Materials Science. -1998. -**3**. -P. 132—136.
20. *Shannon R.D.* // Acta Cryst. -1976. -**A32**, № 5. -P. 751—767.
21. *Imry Y.* Introduction to Mesoscopic Physics, Second Ed. -Oxford: University Press, 2002.
22. *Гантмахер В.Ф.* Электроны в неупорядоченных средах. -М.: Физматлит, 2003.
23. *Изьомов Ю.А., Кацнельсон М.И., Скрябин Ю.Н.* Магнетизм коллективизированных электронов. -М.: Физ.-мат. лит., 1994.
24. *Abeles B., Sheng P., Coutts M.D., Arie Y.* // Adv. Phys. -1975. -**24**, № 3. -P. 407—461.
25. *Blatt F.J., Schroeder P.A., Foiles C.L.* Thermoelectric Power of Metals. -New York: Plenum Pres, 1976.

Київський Національний університет ім. Тараса Шевченка
 Інститут загальної та неорганічної хімії ім. В.І. Вернадського НАН України, Київ
 Інститут фізики НАН України, Київ
 Варшавський університет, Польща

Надійшла 16.07.2004