

ОРИГІНАЛЬНА СТАТТЯ

УДК 546. 666'61'63'65

МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ
ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ НАДПРОВІДНИКІВ

Тимошук Ольга Борисівна,
e-mail: nichiporuk@ua.fm

Тимошук О.Б.

Національний медичний університет імені О.О. Богомольця, м. Київ, Україна

Резюме. Успіх практичного використання ВТНП матеріалів залежить від багатьох взаємозалежних властивостей надпровідників. Серед цих властивостей чинне місце має хімічна стабільність. Саме тому питання стабілізації надпровідних властивостей ВТНП сполук має дуже важливе практичне значення. Питання стабілізації надпровідних властивостей ВТНП сполук має дуже важливе практичне значення. Досліджено вплив заміщення Ln на РЗЕ на стабілізацію надпровідної фази, що є важливою складовою у вирішенні питання щодо поліпшення технічних характеристик надпровідних матеріалів. Проведено синтез зразків у системах $Er_{1-x}A_xBa_2Cu_3O_y$ ($A=Pr, Tb, Ce; 0,05 \leq x \leq 0,5$). Серії зразків синтезовано за керамічною технологією. В кожній системі проведено рентгенографічні дослідження синтезованих сполук, визначено вміст кисню (y) та залежність його вмісту від ступеня заміщення РЗЕ, що є важливою складовою у вирішенні питання щодо поліпшення технічних характеристик надпровідних матеріалів та подальшого розвитку наукових і матеріалознавчих уявлень. Відомо, що зміна вмісту кисню в сполуках Ln123, викликане термообробкою, приводить до структурних фазових перетворень, які тісно пов'язані зі зміною електронних та магнітних властивостей. Збільшення кисневого індексу у як правило обумовлено збільшенням концентрації інтеркальованого кисню в SiO базисних площинах. Для опису процесу заповнення SiO шарів киснем та утворення впорядкованих структур в ряду робіт була використана двомірна модель Ізінга, що дозволило провести розрахунок фазових діаграм синтезованих сполук. Відомим є той факт, що зі збільшенням кількості інтеркальованого кисню в Ln123 концентрація вільних носіїв (дірок) зростає пропорційно зміни кисневого індексу. Однак на межі переходу з тетрагональної фази в ромбічну відбуваються також фазовий перехід напівпровідник-метал та зникнення антиферомагнітного впорядкування в SiO шарах, що проявляється в концентраційних залежностях таких властивостей, як провідність, діелектрична проникність та магнітна сприйнятливість. Вивчена електропровідність зразків та знайдена залежність надпровідних властивостей від типу заміщуючих атомів.

Ключові слова: заміщення, рентгенографія, твердофазний синтез, надпровідники, киснева стехіометрія.

Вступ. Відкриття явища високотемпературної надпровідності для купратів поставили перед науковцями важливі задачі, пов'язані з вивченням процесів одержання, фазоутворення, поліпшення структурних та електрофізичних характеристик, оскільки можливості практичного використання високотемпературних надпровідних матеріалів (ВТНП) залишаються багатообіцяючими для медицини. Магнітні властивості ВТНП знайшли своє застосування в томографах.

Діамагнетизм надпровідників – це поверхневий ефект, магнітне поле не проникає в товщу зразка. Проте воно не

може бути повністю виштовхнуто зі свого обсягу металу, включаючи його поверхню. Інакше на поверхні магнітне поле стрибком зменшується до нуля. струмовий шар не мав би товщини, і щільність струму була б нескінченною, що фізично неможливо. Отже, магнітне поле хоч трохи, проникає в провідник. Саме в цьому тонкому приповерхневому шарі і протікають незгасаючі струми, які і екранують від впливу зовнішнього магнітного поля області, віддалені від поверхні. Товщина цього шару, який отримав назву глибини проникнення поля λ , є однією з найважливіших характеристик надпровідника. Глибина про-

никнення не є постійною величиною – вона залежить від температури зразків. Чим більше температура відрізняється від критичної, тим на меншу глибину до зразка проникає магнітне поле. У міру наближення до температури переходу магнітне поле все глибше проникає в товщу зразка. Поки нарешті в самій точці переходу в нормальний стан не захопить весь обсяг газу. Поблизу критичної температури надпровідники вже не є ідеальними діелектриками.

Спільною рисою всіх Рu-вмісних ВТНП матеріалів, в тому числі сполук типу Ln123 є належність до перовскіто-подібних сполук [3].

Сполуки $\text{LnBa}_2\text{Pu}_3\text{O}_{7-y}$ можуть існувати у вигляді орторомбічної (надпровідної) і тетрагональної (ненадпровідної) фаз в залежності від значення параметру d . І орторомбічна, і тетрагональна фази характеризується надструктурою з параметрами елементарної комірки, пов'язаними з параметрами перовскітної комірки $a_n \approx 3,8$ А співвідношеннями: $a : b : a_n : c : 3a_n$. Потроєний надперіод по осі c утворюється за рахунок впорядкованого розташування по кристалграфічним позиціям катіонів рідкісноземельного елементу і барію. Іони міді займають в структурі як тетрагональної так і орторомбічної фаз дві нееквівалентні позиції Pu(1) і Pu(2). В орторомбічній кристалічній структурі на одну формульну одиницю припадає два шари PuO_2 та один ланцюг PuO. Така сполука є надпровідником з T_c до 100 К. Тетрагональна структура не володіє надпровідними властивостями. Такий орто-тетра перехід здійснюється через зміну кисневого індексу, як наслідок ланцюги втрачають свій довго лінійний порядок, структура стає тетрагональною

Надпровідна фаза $\text{J Ba}_2\text{Pu}_4\text{O}_8$ була вперше відкрита як частина планарного дефекту в тонких плівках $\text{J Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_6$ та одразу була визначена як надпровідник з $T_c=80$ К. Ця сполука мала кращу термічну стабільність в порівнянні з $\text{J Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_6$. Її відносно низька температура переходу в надпровідний стан (80 К) підвищувалася до 90 К при частковому заміщенні атомів ітрію кальцієм. З точки зору прикладних задач, J 124 має більший потенціал застосування в різноманітних технологічних процесах, ніж J 123 [4, 5].

У зв'язку з перспективами практичного використання ВТНП-матеріалів особливу увагу приділяють вивченню впливу легуючих добавок на властивості ВТНП кераміки.

Відомо, що ітрієва кераміка $\text{J Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ є високотемпературним надпровідником з $T_c=92$ К [3,4]. За даними [1], заміщення ітрію в сполуці $\text{J Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ (123) на РЗЕ, крім Ре, Рг, Тб, Рт, майже не впливає на температуру переходу в надпровідний стан (T_c 90К). Можна помітити, що при збільшенні іонного радіусу іонів Ln^{3+} ($\text{LnBa}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$) T_c трохи підвищується від лютецію до неодиму, а потім знижується до лантану. Надпровідні 123-фази на основі Ре, Рг, Тб не утворюються [6].

Для вивчення можливостей стабілізації чи навіть поліпшення надпровідних властивостей було досліджено вплив заміщення Ег на Ln ($\text{Ln}=\text{Pr, Tb, Pe}$) в системах відповідно $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$; $0,05 \leq x \leq 0,5$).

Метою даної роботи є синтез зразків і вивчення надпровідних властивостей ВТНП-матеріалів $\text{Eg}124$, $\text{Eg}123$ з частковим заміщенням ербію на Pr, Tb, Pe.

Матеріали та методи. Зразки системи $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$; $0,05 \leq x \leq 0,5$) виготовляли методом твердофазного синтезу з J_2O_3 ч., $\text{Eg}(\text{NO}_3)_3$ ч., PeO_2 ч., BaPO_3 ч.д.а., PuO ч.д.а. Вміст основного компоненту визначили методом трилонометричного титрування. Суміші відповідних оксидів та карбонату металів ретельно гомогенізували в агатовій ступці. Спінання зразків проводили при температурі 100-900°C протягом 5 год. з поступовим підвищенням температури 100°/30 хв. При максимальній температурі (900°C) зразки витримували 168 год. Потім зразки охолоджували. Одержану шихту ще раз перетирали, пресували таблетки. Відпалювали протягом 6 год. в атмосфері кисню з поступовим зниженням температури з 900°C до 450°C та охолоджували разом з піччю.

Рентгенографічні дослідження проводили на порошках та таблетках (ДРОН-3М; $\text{Pu}_{\text{ка}}$ випромінювання з Ni-фільтром). Резистивні вимірювання проводили в інтервалі температур 300-78К стандартним чотирьох-контактним методом з використанням індій-галієвої евтектики.

Вміст кисню визначали методом йодометричного титрування [2].

Результати та обговорення. Синтезовано серію зразків Ln-123 фази методом керамічного синтезу, що відповідають складу $\text{LnBa}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$, де $\text{Ln}=\text{J, Eu, Eg}$.

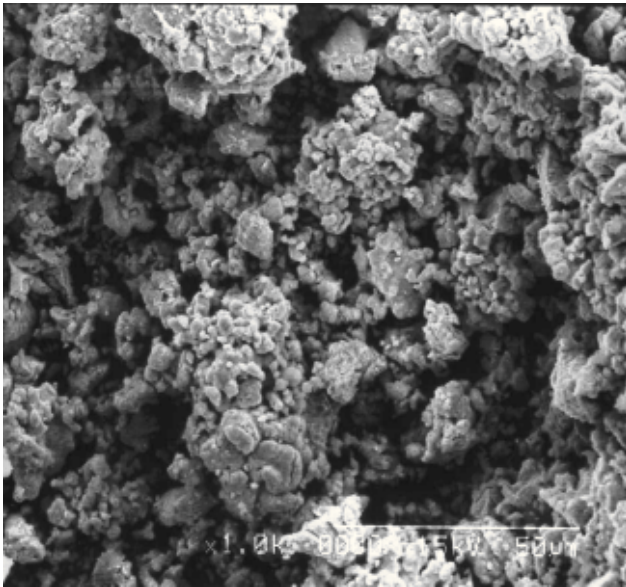
Для зразків складу $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$) ($0 \leq x \leq 0,5$) також були проведені рентгенографічні дослідження, які показали, що область гомогенності для системи $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$, де $\text{A}=\text{Pr}$ складає $0 \leq x \leq 0,3$, для $\text{A}=\text{Tb}$ – $0 \leq x \leq 0,2$, для $\text{A}=\text{Pe}$ – $0 \leq x \leq 0,3$. Таким чином для системи $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$) найбільшу область гомогенності мають зразки з більшим значенням іонного радіусу ніж Eu: $\text{A}=\text{Pr, Pe}$.

Отримані дифрактограми зразків складу $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$) ($0 \leq x \leq 0,5$) показують, що при значеннях $x \geq 0,4$ для $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Pe}$) та $x \geq 0,3$ для $\text{Eg}_{1-x}\text{Tb}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ поряд із фазою Eg123 у зразках спостерігаються домішки.

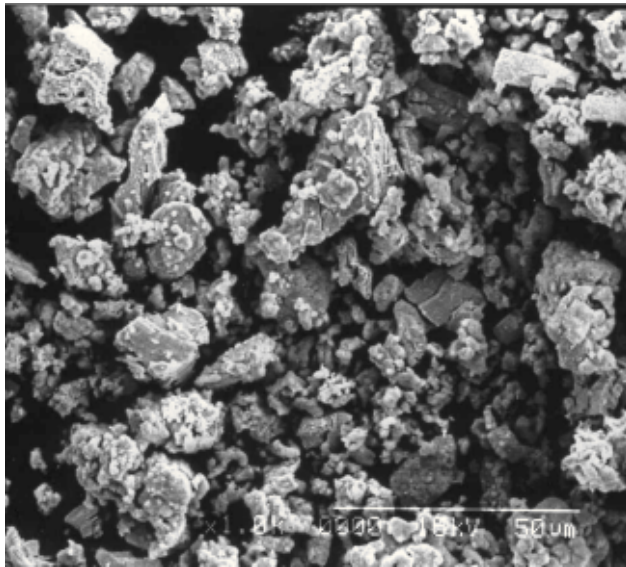
Методом просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) для уточнення складу фаз за даними рентгенографічного аналізу було досліджено мікроструктуру зразків $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$). На рис. 1. наведено приклади мікрофотографій зразків отриманих методом просвічуючої електронної мікроскопії.

Так наприклад, показано, що структура зразка $\text{Eg}_{0,95}\text{Tb}_{0,05}\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ (рис. 1. а) є однорідною і для неї характерні досить чіткі зерна. Співставлення даних просвічуючої електронної мікроскопії і рентгенографічного аналізу дозволяє говорити про те, що склад гомогенних зразків $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$) відповідає фазі Eg123. Зі збільшення ступеня заміщення x , зокрема у випадку $x=0,3$ для $\text{Eg}_{1-x}\text{Tb}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ (рис. 1. б), поряд з більш крупними зернами фази Eg123 з'являється велика кількість дрібних зерен, які можна ідентифікувати як домішкові фази. Ці дані узгоджуються з даними рентгенографічного аналізу.

Рентгенографічні дослідження показали, що в системі $\text{Eg}_{1-x}\text{A}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($\text{A}=\text{Pr, Tb, Pe}$) ($0 \leq x \leq 0,5$) зі збільшенням



a



b

Рис.1. ПЕМ фотографії зразків складу $Er_{1-x}Tb_xBa_2Cu_3O_y$, $x=0,05$ (a), $x=0,3$ (б)

ступеня заміщення x параметр c збільшується, параметр a змінюється не однаково в різних системах залежно від заміщуючого атому: змінюється зигзагоподібно у гомогенних системах $Er_{1-x}Tb_xBa_2Pu_3O_y$, збільшується у $Er_{1-x}Pr_xBa_2Pu_3O_y$ та $Er_{1-x}Ce_xBa_2Pu_3O_y$. Але останній факт не має вирішального значення на закономірності зміни об'єму елементарної комірки, значення якої зростає із збільшенням ступеня заміщення x для гомогенних зразків усіх систем (табл. 1). Це пов'язано з більшими значеннями іонних радіусів катіонів рідкісноземельних елементів в порівнянні з іонним радіусом Er^{3+} .

Таким чином визначено загальний вміст кисню для гомогенних зразків в усіх синтезованих систем. В системі $Er_{1-x}Tb_xBa_2Pu_3O_y$ ($0 \leq x \leq 0,5$) чіткої зміни значення y залежно від ступеню заміщення ербію на тербій не виявлено, значення y змінюються зигзагоподібно. В системі $Er_{1-x}Pr_xBa_2Pu_3O_y$ ($0 \leq x \leq 0,5$) спостерігається тенденція до зниження вмісту кисню, хоча це зниження є дуже незначним. Для системи $Er_{1-x}Ce_xBa_2Pu_3O_y$ ($0 \leq x \leq 0,5$) із збільшенням ступеня заміщення x значення y практично не змінюється і лежить в межах похибки експерименту від 6,96 до 7,00.

Встановлено, що в усіх досліджуваних системах $Er_{1-x}A_xBa_2Pu_3O_y$ ($A - Pr, Tb, Ce$) збільшення ступеня заміщення x призводить до зменшення орторомбічної деформації кристалічної ґратки і стабілізації тетрагональної фази. Сполуки Er_{123} є структурними аналогами сполуки $J 123$, тому і в даних системах $Er_{1-x}A_xBa_2Pu_3O_y$ ($A - Pr, Tb, Ce$) можна побачити аналогічний перехід від орторомбічної до тетрагональної фази. Цей факт підтверджений рентгеноструктурними дослідженнями. У сполуках в межах системи $Er_{1-x}A_xBa_2Pu_3O_y$ ($A - Pr, Tb, Ce$) можна спостерігати зміну рентгеновських рефлексів орторомбічної фази (020, 200) і тетрагональної фази (006) при збільшенні ступеня заміщення x . В межах кутів $46 \leq 2\theta \leq 47$ при $0 \leq x \leq 0,2$ для $Er_{1-x}Tb_xBa_2Pu_3O_y$ та $0 \leq x \leq 0,3$ $Er_{1-x}A_xBa_2Pu_3O_y$ ($A - Pr, Ce$) піки 020 і 200, що відповідають орторомбічній фазі спостерігаються окремо. При переході орторомбічної фази до тетрагональної ці піки з'єднуються і утворюється один 006, що відповідає тетрагональній фазі.

Висновки. Резистивні вимірювання зразків сполук у системах $Er_{1-x}A_xBa_2Pu_3O_y$ ($A - Pr, Tb, Ce$) в інтервалі температур 77-300 К показали, що надпровідний перехід при

Таблиця 1.

Параметри кристалічних ґраток, температури переходу у надпровідний стан та вміст кисню для гомогенних систем $Er_{1-x}A_xBa_2Cu_3O_y$ ($A - Pr, Tb, Ce$) ($0 \leq x \leq 0,5$)

Формула речовини	a , Å $\pm 0,002$	c , Å $\pm 0,004$	V , Å ³ $\pm 0,20$	T_c , К	y
$ErBaCu_3O_y$	3.812	11.654	172.40	91	7,00
$Er_{0,95}Pr_{0,05}Ba_2Cu_3O_y$	3.828	11.690	174.60		7,00
$Er_{0,9}Pr_{0,1}Ba_2Cu_3O_y$	3.829	11.696	174.80		7,00
$Er_{0,8}Pr_{0,2}Ba_2Cu_3O_y$	3.832	11.702	174.90		6,98
$Er_{0,7}Pr_{0,3}Ba_2Cu_3O_y$	3.833	11.703	175.00		6,98
$Er_{0,95}Tb_{0,05}Ba_2Cu_3O_y$	3.814	11.656	172.80	90	7,00
$Er_{0,9}Tb_{0,1}Ba_2Cu_3O_y$	3.812	11.659	173.20		6,98
$Er_{0,8}Tb_{0,2}Ba_2Cu_3O_y$	3.816	11.662	173.30		7,00
$Er_{0,95}Ce_{0,05}Ba_2Cu_3O_y$	3.830	11.696	174.80		6,96
$Er_{0,9}Ce_{0,1}Ba_2Cu_3O_y$	3.832	11.698	174.90		6,96
$Er_{0,8}Ce_{0,2}Ba_2Cu_3O_y$	3.834	11.701	175.00		6,98
$Er_{0,7}Ce_{0,3}Ba_2Cu_3O_y$	3.836	11.704	175.10		7,00

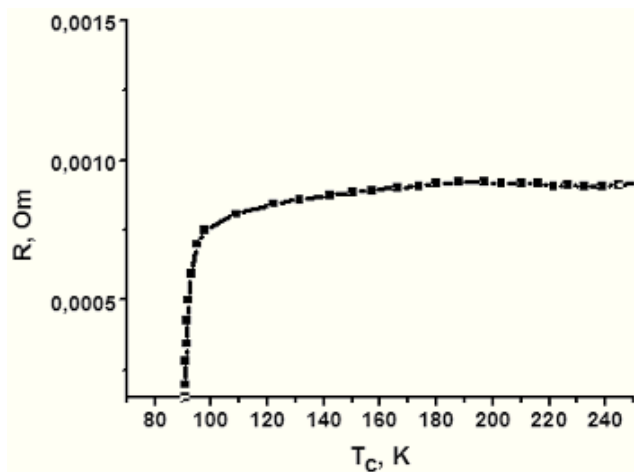


Рис. 2. Залежність електричного опору від температури для зразка $\text{Eu}_{0.95}\text{Tb}_{0.05}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$.

температурі вище 77 К спостерігається лише для $\text{Er}_{1-x}\text{Tb}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$. Для зразків $\text{Er}_{1-x}\text{Pr}(\text{Pr})_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($0 \leq x \leq 0,5$) надпровідність в інтервалі температур 77–300 К не виявлено. Зразки $\text{Er}_{1-x}\text{Tb}_x\text{Ba}_2\text{Pu}_3\text{O}_y$ ($0 \leq x \leq 0,5$) зі ступенем заміщення більше 0,05 при температурах вище 77 К в надпровідний стан не переходять (рис. 2).

Проте багаточисельні дослідження ВТНП матеріалів показали, що існують суттєві труднощі в одержанні зразків з відтворюваними властивостями. Крім того, властивості керамічних матеріалів в більшості випадків суттєво залежать від температурних режимів обробки, хімічного складу, середовища та вмісту кисню. Причому саме наявність кисень-дефіцитних областей розглядається багатьма дослідниками як найбільш ймовірний механізм утворення центрів піннінгу. Тому особливий інтерес викликає явище кисневої стехіометрії в матеріалах на основі надпровідної кераміки складу $\text{Ln}123$, оскільки саме вміст кисню суттєво впливає на електрофізичні та структурні властивості цих складних оксидів.

Таким чином, пошук та дослідження взаємозв'язку між хімічним складом, структурою, електрофізичними властивостями, кисневою стехіометрією, впливу на величину кисневого індексу режимів та середовища термічної обробки, а також легуючих добавок, дозволяють одержувати дані, необхідні для покращення технічних параметрів ВТНП-матеріалів, для розуміння природи та механізмів високотемпературної надпровідності і для подальшого практичного застосування.

Рецензент: член-кор. НАПН України, д.фіз.-мат.н. професор., О.В. Чалий

Конфлікт інтересів.

Автор заявляє, що не має конфлікту інтересів, який може сприйматися таким, що може завдати шкоди неупередженості статті.

Джерела фінансування.

Ця стаття не отримала фінансової підтримки від державної, громадської або комерційної організації.

ЛІТЕРАТУРА

1. Пашин С.Ф., Антинов Е.В., Ковба Л.М. Влияние катионного замещения в твердых растворах $\text{YBa}_2\text{Sr}_x\text{Cu}_3\text{O}_7$ на температуру сверхпроводимости // Сверхпроводимость: физика, химия, техника. – 1990. – Т.3., № 10. – Ч.2. – С.2386-2389.
2. Захарчук Н.Ф., Федина Т.П., Борисова Н.С. Определение кислорода в ВТСП материалах методом йодометрии. Новые возможности и перспективы метода. // Сверхпроводимость: физика, химия, техника. – 1991. – Т.4.№7. – С.1391-1399.
3. Sladeczek P., Neukirch U., Simmons. Et al. Tc superssion and rare-earth valency in $\text{Y}_{1-x}\text{M}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ ($\text{M}=\text{Ce}, \text{Pr}, \text{Tb}$)// Physica. – 1988. – Vol.C153-155. – P.916-917.
4. Aselage T., Keefer K.// J.Mater. Res. – 1988. – V. 3, № 6. – P. 1279-1285.
5. N. Kagava, T. Ishida, K. Okuda, S. Adachi, S. Tajima // Physica C. – 2001. – V.302. – P. 357-360.
6. T. Ishida, K. Katayama, N. Yamamoto, S. Adachi, S. Tajima // Physica C. – 2003. – V.271-271. – P. 388-389.

REFERENCES

- 1.Pashin S.F., Antinov Ye.V., Kovba L.M. Vliyanie kationnogo zameshcheniya v tverdykh rastvorakh $\text{YBa}_2\text{xSrxCu}_3\text{O}_7$ na temperaturu sverkhprovodimosti// Sverkhprovodimost: fizika, khimiya, tekhnika. – 1990. – T.3., № 10. – Ch.2. – S.2386-2389.
2. Zakharchuk N.F., Fedina T.P., Borisova N.S. Opredelenie kisloroda v VTSP materialakh metodom yodometrii. Novye vozmozhnosti i perspektivy metoda. // Sverkhprovodimost: fizika, khimiya, tekhnika. – 1991. – T.4.№7. – S.1391-1399.
- 3.Sladeczek P., Neukirch U., Simmons. Et al. Tc superssion and rare-earth valency in $\text{Y}_{1-x}\text{M}_x\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ ($\text{M}=\text{Ce}, \text{Pr}, \text{Tb}$)// Physica. – 1988. – Vol.C153-155. – P.916-917.
4. Aselage T., Keefer K. // J.Mater. Res. – 1988. – V. 3, № 6. – P. 1279-1285.
5. N. Kagava, T. Ishida, K. Okuda, S. Adachi, S. Tajima // Physica C. – 2001. – V.302. – P. 357-360.
6. T. Ishida, K. Katayama, N. Yamamoto, S. Adachi, S. Tajima // Physica C. – 2003. – V.271-271. – P. 388-389.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ

Тимошук О.Б.

Национальный медицинский университет
имени О.О.Богомольца, г. Киев, Украина

Резюме. Успех практического использования ВТСП материалов зависит от многих взаимосвязанных свойств сверхпроводников. Среди этих свойств действующее место должно химическая стабильность. Именно поэтому вопрос стабилизации сверхпроводящих свойств ВТСП соединений имеет очень важное практическое значение. Вопрос стабилизации сверхпроводящих свойств ВТСП соединений имеет очень важное практическое значение. Исследовано влияние замещения Ln на РЗЭ на стабилизацию сверхпроводящей фазы, является важной составляющей в решении вопроса по улучшению технических характеристик сверхпроводящих материалов. Проведен синтез образцов в системах $Er_{1-x}A_xBa_2Cu_3O_y$ ($A = Pr, Tb, Ce: 0,05d \times d \times 0,5$). Серии образцов синтезированы по керамической технологии. В каждой системе проведения рентгенографические исследования синтезированных соединений, определено содержание кислорода (v) и зависимость его содержания от степени замещения РЗЭ, что является важной составляющей в решении вопроса по улучшению технических характеристик сверхпроводящих материалов и дальнейшего развития научных и материаловедческих представлений. Известно, что изменение содержания кислорода в соединениях Ln123, вызванное термообработкой, приводит к структурным фазовым превращениям, которые тесно связаны с изменением электронных и магнитных свойств. Увеличение кислородного индекса в обычно обусловлено увеличением концентрации интеркальованого кислорода в CuO базисных плоскостях. Для описания процесса заполнения CuO слоев кислородом и образования упорядоченных структур в ряду работ была использована двумерная модель Изинга, что позволило провести расчет фазовых диаграмм синтезированных соединений. Известным является тот факт, что с увеличением количества интеркальованого кислорода в Ln123 концентрация свободных носителей (дырок) растет пропорционально изменению кислородного индекса. Однако на грани перехода из тетрагональной фазы в ромбическую происходят также фазовый переход полупроводник-металл и исчезновения антиферромагнитного упорядочения в CuO слоях, проявляется в концентрационных зависимостях таких свойств, как проводимость, диэлектрическая проницаемость и магнитная восприимчивость. Изучена электропроводность образцов и найдена зависимость сверхпроводящих свойств от типа замещающих атомов.

Ключевые слова: замещение, рентгенография, твердофазный синтез, сверхпроводники, кислородная стехиометрия.

THE MAGNETIC PROPERTIES OF HIGH-TEMPERATURE SUPERCONDUCTORS

O. Tymochshuk

Bogomolets National Medical University, Kyiv, Ukraine

Summary. The success of the practical use of HTS materials depends on many interrelated properties of superconductors. These properties has chemical stability. That is why the question of stabilizing the superconducting properties of HTSC compounds has a very important practical significance. The effect of substitution of Ln for the rare earth elements was analysed, it is an important element in deciding ho whether to improve technical characteristics of superconducting materials. The synthesis of samples was made in systems $Er_{1-x}A_xBa_2Cu_3O_y$ ($A = Pr, Tb, Ce: 0,05d \times d \times 0,5$) by ceramic technology. In each system radiographic study of the synthesized compounds was performed, oxygen content was determined and dependence of its content on the degree of substitution of REE, which is an important element in deciding whether to improve technical characteristics of superconducting materials and further development of scientific ideas and material science. Well known that the change of oxygen content in compounds Ln123, caused by heat treatment, leads to structural phase transitions, which are closely related to changes in the electronic and magnetic properties. The increase in concentration of intercalated oxygen in intercalated basis CuO planes causes the increase of oxygen index y. Two-dimensional Ising model was used to describe the process of filling CuO layers with oxygen and the formation of ordered structures in a number of works, which allowed to calculate the phase diagrams of the synthesized compounds. Well known that an increasing number of intercalated oxygen Ln123 causes to increasing concentration of free carriers (holes) in proportion to changes in oxygen index. However, a phase semiconductor-metal transition occurs on the verge of transition from tetragonal phase to rhombic and disappearance of antiferromagnetic ordering in the CuO layers. It is showing in the concentration dependences of properties such as conductivity, permittivity and magnetic susceptibility. Electrical conductivity of the samples was studied and the dependence of the superconducting properties of the type of replacement atoms was found.

Key words: replacement, X-ray, solid-phase synthesis, superconductors, oxygen stoichiometry.