

УДК 546.43'56'64+538.945

Влияние фазового состава сверхпроводника $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ на его электропроводящие свойства

А. О. Пилипенко, С. А. Недилько, А. Г. Дзязько, И. В. Фесич

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко

ул. Льва Толстого, 12, Киев 01033, Украина. E-mail: pilipenko.anastasiya@yandex.ua

Исследовано влияние метода синтеза на кристаллографические параметры, электрические свойства и кислородную нестехиометрию сверхпроводящего купрата номинального состава $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$. Образцы синтезированы твердофазным методом (образец А), совместным осаждением гидрокарбонатов (образец Б) и золь-гель технологией (образец В). Согласно данным рентгенофазового анализа (РФА) и зависимости удельного сопротивления от температуры однофазный сверхпроводник образуется по золь-гель технологии и имеет наибольшую критическую температуру перехода в сверхпроводящее состояние ($T_c = 95$ К), в то время как образцы А и Б содержат примесные фазы и демонстрируют более низкие критические температуры перехода (92 и 87 К соответственно).

Ключевые слова: сверхпроводящие купраты, твердофазный метод синтеза, метод совместного осаждения, золь-гель технология, рентгенофазовый анализ, электрические свойства, термический анализ.

Уже более 30 лет высокотемпературные сверхпроводящие (ВТСП) купраты являются объектами как фундаментальных, так и прикладных исследований. Они нашли широкое практическое применение при создании электрических моторов, сверхмощных магнитов, накопителей энергии, компонентов сверхвысокочастотного диапазона и сверхчувствительных электронных устройств [1].

Следует отметить, что в системе Y—Ba—Cu—O известно четыре сверхпроводящих соединения, а именно: $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ (Y-123), $YBa_2Cu_4O_{8-\delta}$ (Y-124), $Y_2Ba_4Cu_7O_{14+\delta}$ (Y-247) и $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ (Y-358), и большое количество промежуточных несверхпроводящих купратов, из которых наиболее термодинамически стабильными являются $BaCuO_2$ и Y_2BaCuO_5 (так называемая «зеленая фаза» или Y-211). Кристаллохимическое строение сверхпроводников вышеприведенной системы характеризуется наличием слоистой перовскитоподобной структуры с различным количеством кристаллографических плоскостей (в дальнейшем по тексту — плоскость), обозначаемых CuO_2 , и цепочек CuO и их взаимным расположением (δ — индекс кислородной нестехиометрии; в скобках приведены общепринятые обозначения ВТСП-купратов) [2, 3].

Строение элементарной ячейки Y-123 можно представить в виде блока, который содержит параллель-

ные кристаллографические плоскости: CuO, BaO и CuO_2 (прямой фрагмент, далее по тексту — фрагмент), и зеркально отраженный фрагмент, представляющий собой чередование плоскостей в обратном порядке: CuO_2 , BaO и CuO (обращенный фрагмент). Оба фрагмента разделены атомом иттрия [4]. Структура Y-124 состоит из двух одинаковых блоков, которые представляют собой чередование прямого и обращенного фрагментов. Эти блоки разделены двумя атомами иттрия, находящимися на противоположных гранях элементарной ячейки. Соединение Y-247 содержит в своей структуре блок Y-123 с прямым фрагментом, блок Y-124 и блок Y-123. Иными словами наблюдается чередование прямого фрагмента с обращенным. При этом все плоскости CuO_2 отделены одна от другой атомами иттрия, что характерно для всех выше описанных сверхпроводящих фаз. Купрат Y-358 имеет более сложное строение и представляет собой обращенный и прямой фрагменты, разделенные плоскостью BaO, ниже которых находится плоскость CuO_2 , отделенная от предыдущего обратного и последующего прямого фрагментов атомами иттрия, ниже которых находятся дополнительные плоскости BaO и CuO_2 [5]. Экспериментально подтверждено, что при увеличении числа кристаллографических плоскостей CuO_2 на элементарную ячейку для Y-содержащих медных

ВТСП температура перехода в сверхпроводящее состояние увеличивается [6].

На сегодняшний день проводятся интенсивные исследования ВТСП соединений R-247, где R = Y ($T_c = 92$ K), Pr (10—16 K), Er (89 K), Dy (60 K) [7—9], и R-358, где R = Y ($T_c \approx 100$ K) [10, 11], Sm (92,5 K), Nd (91,1 K) [12], Gd (100 K) [13].

Научный интерес к купратам R-358 вызван относительной простотой их синтеза и высокой критической температурой перехода в сверхпроводящее состояние ($T_c \approx 100$ K), что выше, например, чем у широко применяемого в промышленности Y-123 ($T_c \approx 93$ K) [11].

В соответствии с литературными источниками сверхпроводники Y-358 получают в основном керамическим методом из смеси оксидов металлов [11, 14—19] и золь-гель технологией [20—22]. Сведения о возможности получения Y-358 другими методами в литературе отсутствуют.

В связи с этим актуальным является установление зависимости метод синтеза — химический состав — свойство на примере получения сверхпроводника Y-358 методом совместного осаждения гидрокарбонатов (СОГ) и гидрооксалатов (СОГО), а также твердофазным (ТФ) и золь-гель (ЗГ) методами, определение оптимальных условий для создания сверхпроводящей керамики и выявления процессов, происходящих при синтезе ВТСП-фазы.

Цель настоящей работы — установление влияния методов синтеза на кристаллографические параметры, электрические свойства и кислородную нестехиометрию сверхпроводящего купрата Y-358.

Экспериментальная часть

Синтез сверхпроводящей керамики осуществлялся методом СОГ, а также ТФ- и ЗГ-методами.

ТФ-метод (образец А). В качестве исходных соединений использовали оксиды иттрия Y_2O_3 («ос. ч. 9-2»), меди CuO («х. ч.») и карбонат бария $BaCO_3$ («х. ч.»).

Взятые в соответствующих стехиометрических соотношениях оксиды иттрия, меди и карбонат бария перетирали в агатовой ступке до образования однородной массы.

Метод СОГ (образец Б). Шихту для синтеза Y-358 получали совместным осаждением из водных растворов нитратов иттрия («х. ч.»), меди («х. ч.») и бария («х. ч.»), смешанных в стехиометрических пропорциях, одномолярным раствором Na_2CO_3 («х. ч.») в мольном соотношении 1 : 1,75. Осаждение проводили при интенсивном перемешивании на магнитной мешалке. После отстаивания и старения осадка в течение 3 сут маточный раствор проверяли методами качественного анализа на отсутствие

катионов иттрия, бария и меди. Затем осадок отфильтровывали и промывали дистиллированной водой до отрицательной реакции на катионы натрия (реакция с цинк-уранил ацетатом). Цвет полученных СОГ иттрия, бария и меди ярко-голубой. Продукты осаждения высушивали на воздухе и растирали в агатовой ступке.

ЗГ-метод (образец В). Стехиометрические количества титрованных растворов нитратов иттрия («х. ч.»), бария («х. ч.») и меди («х. ч.») смешивали в стеклографитовой чашке. В качестве гелеобразователя использовали моногидрат лимонной кислоты («х. ч.»). Для поддержания pH 6 в реакционную смесь добавляли раствор аммиака («х. ч.») с концентрацией 1,5 моль/л. Раствор медленно упаривали на водяной бане до образования однородной гелеобразной массы, которую впоследствии обезвоживали и прокаливали при ступенчатом нагревании до 400 °C.

Для выявления оптимальных температур термообработки шихты, полученной вышеизложенными методами, проведены ее термические исследования. Термический анализ осуществляли на синхронном термическом анализаторе «STA 449 F1 Jupiter» немецкой фирмы «Netzsch». Эксперимент проводили в платиновых тиглях в атмосфере воздуха с постоянной скоростью нагрева 10 °C/мин, масса навесок 10 мг.

Для получения керамики после термической обработки поликристаллический порошок прессовали в таблетки диаметром 15 мм и толщиной 1—2 мм под давлением 100 МПа. Полученные таблетки выдерживали 10 ч при 900 °C (образцы А и В) и при 800 °C (образец Б) на воздухе с последующим промежуточным измельчением и прессованием после 5 ч отжига.

Фазовый состав и параметры кристаллической решетки полученных соединений определяли методом рентгеновской порошковой дифракции на дифрактометре «Shimadzu LabX XRD-6000» (CuK_α -излучение, $\lambda = 0,15406$ нм, диапазон углов $5^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ C). Съемку проводили со скоростью 2 °C/мин. При идентификации фаз использовали базу данных Международного комитета порошковых дифракционных стандартов (JCPDS PDF-2). Индексирование рентгенограмм, определение пространственной группы и расчет кристаллографических параметров проводили с помощью программ INDEX и X-Ray.

Удельное электрическое сопротивление образцов измеряли четырехконтактным методом на приборе «Pillar-1UM» в интервале температур 300—77 K.

Анализ на содержание активного кислорода проводили в две стадии с использованием метода иодометрического титрования по методике [23].

Результаты и обсуждение

Для установления особенностей процессов разложения шихты и определения оптимальных температурных интервалов синтеза $Y-358$ купрата проанализированы данные термического анализа шихты образцов **А**, **Б** и **В**. Термограммы образцов приведены на рис. 1.

В случае ТФ-метода синтеза на кривой ТГ (см. рис. 1, *а*) удается зафиксировать 3 участка в температурном интервале 25—900 °С, сопровождающиеся потерей массы. В пределах 80—100 и ~325 °С происходит удаление остатков воды и разложение следов гидроксокарбоната иттрия соответственно. Начиная с 810 °С происходит разложение карбоната бария, о чем свидетельствует сильный наблюдаемый эндоэффект ($\Delta H = -23,4$ Дж/г) на кривой ДСК и резкое изменение массы на кривой ТГ.

Образец **Б** в температурном интервале 25—220 °С теряет внешнесферную воду (см. рис. 1, *б*). Потеря массы образца при этом составляет 5 %. Наличие экзоэффектов в области 400—700 °С обусловлено образованием диоксомонокарбоната и монооксидакарбоната иттрия, а также монооксидакарбоната меди. Эти промежуточные соединения являются термически нестабильными и разлагаются при дальнейшем увеличении температуры. Об этом свидетельствует широкий эндоэффект в диапазоне температур 400—650 °С, который связан с удалением CO_2 . Общая потеря массы (Δm) образца составляет 22,3 %.

С целью удаления продуктов неполного разложения органической составляющей шихты для получения образца **В** предварительно прокачивали при 400 °С, после чего проводили ДСК/ТГ-анализ. На кривой ТГ (см. рис. 1, *в*) удается зафиксировать 3 участка в температурном интервале 25—960 °С, на которых наблюдаются эндоэффекты, сопровождающиеся потерей массы.

Область потери массы в интервале температур 50—250 °С, вероятно, связана с удалением адсорбированной, кристаллизационной воды ($\Delta m \approx 0,6$ %), которая появилась после хранения шихты в течение 3 сут на воздухе. Вторая наблюдаемая область потери масс находится в интервале температур ~600—870 °С ($\Delta m \approx 11$ %), что, по-видимому, соответствует разложению карбоната бария за счет химического взаимодействия компонентов шихты. Последняя область потери массы, зафиксированная, при температурах ~950—960 °С, вероятно, соответствует частичному отщеплению кислорода из $Y-358$.

Кроме эндоэффектов, сопровождающихся потерей массы, на кривой ДСК наблюдается экзоэффект, который можно отнести к процессу кристаллизации сверхпроводящей фазы. Таким образом, по полу-

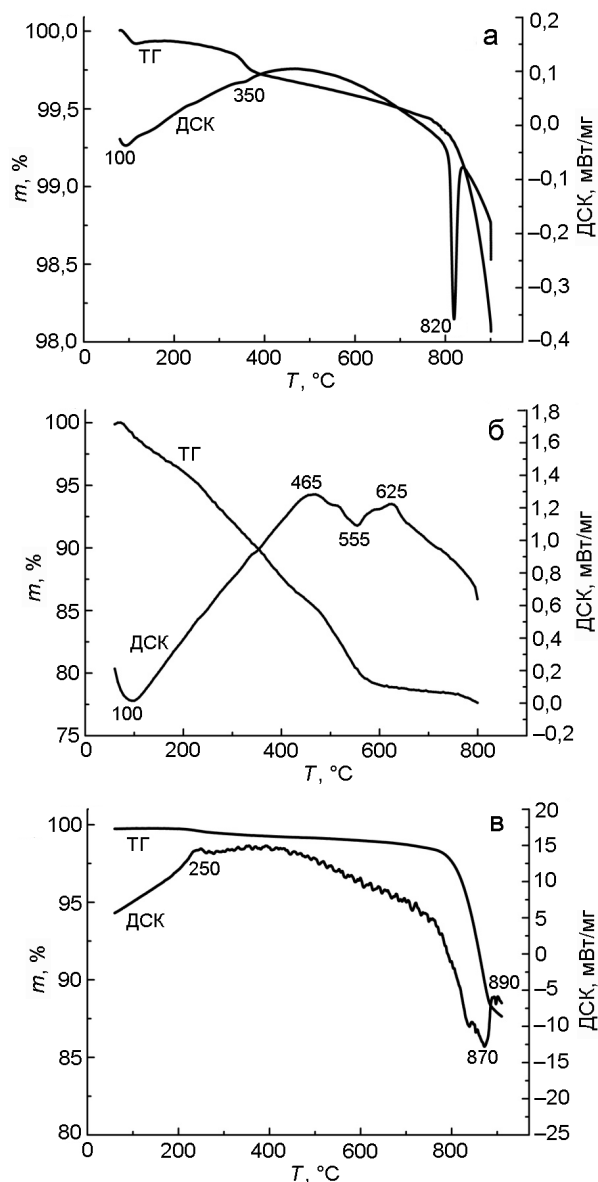


Рис. 1. Термограммы шихты для синтеза соединения $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ ТФ-методом (*а*), методом СОГ (*б*) и ЗГ-технологией (*в*).

ченным экспериментальным данным можно сделать заключение, что сверхпроводящий купрат $Y-358$ образуется в интервале температур 870—890 °С.

Основываясь на данных термических исследований, полученную шихту помещали в фарфоровые тигли и прокачивали образец **А** при 900 °С в течение 24 ч, образец **Б** при 800 °С подвергали ступенчатой термической обработке в течение 36 ч с промежуточным измельчением в агатовой ступке после 12 и 24 ч термообработки соответственно, а образец **В** обжигали от 400 до 800 °С со скоростью нагрева печи 100 °С/ч, чтобы не допустить воспламенение и выброс шихты, содержащей значительное количе-

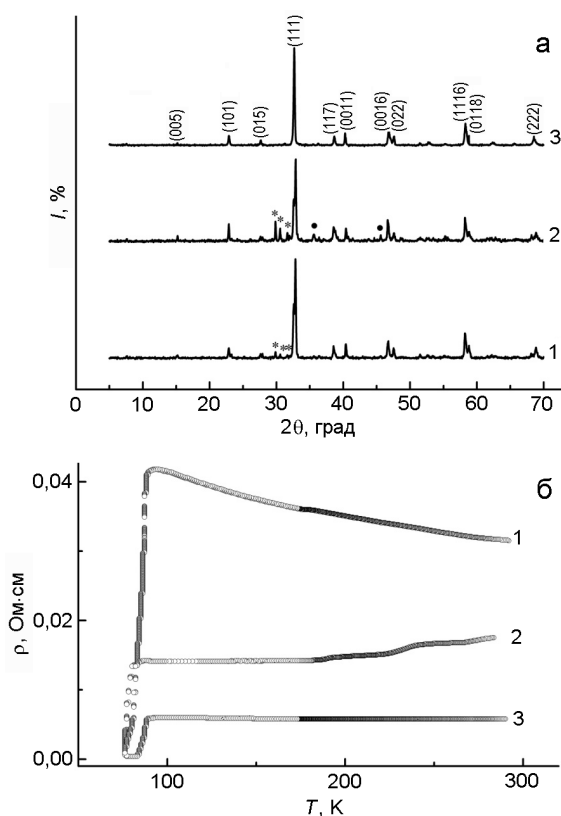


Рис. 2. Дифрактограммы (а) и температурные зависимости удельного электрического сопротивления (б) соединения $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$, полученного ТФ-методом (1), методом СОГ (2) и ЗГ-технологией (3): * — Y-211; • — CuO.

ство органической массы, из тигля, а потом выдерживали в течение 24 ч при 800 °С.

Следует отметить, что была проведена попытка синтезировать купрат Y-358 методом совместного осаждения гидроксооксалатов соответствующих металлов. Однако данное соединение получить не удалось: на рентгенограмме зафиксированы только рефлексы, соответствующие фазам Y-211 и CuO.

По результатам РФА установлено, что однофазным является только образец В, для которого на дифрактограмме не наблюдаются дифракционные

рефлексы примесных фаз (см. рис. 2, а). При этом для образцов А и Б зафиксированы пики, отнесенные к Y-211 (JCPDS-PDF-2 карточка № 80-0770) и CuO (JCPDS-PDF-2 карточка № 65-2309). Образование фазы Y-211 на поверхности таблетированных образцов, а также на стенках тигля, в котором проводился синтез, указывает на диффузионный механизм разложения шихты. По данным порошковой рентгеновской дифракции установлено, что во всех образцах основная фаза Y-358 кристаллизуется в орторомбической сингонии (пространственная группа $Pmm2$). Индексирование рефлексов на дифрактограммах и расчет кристаллографических параметров показали (табл. 1), что значения a и b для трех образцов близки к соответствующим значениям периодов кристаллической решетки сверхпроводящей фазы Y-123, а параметр c примерно втрое больше параметров a и b , что хорошо согласуется с литературными данными [5].

В соответствии с исследованиями зависимости химический состав — структура — свойство для медь-содержащих ВТСП-купратов установлено, что оптимальная концентрация носителей заряда в слоях CuO_2 сверхпроводников с p -проводимостью находится в интервале формальной степени окисления меди от +2,05 до +2,25 [24]. Полученные нами результаты не противоречат выше приведенной гипотезе: для образцов А и В средняя степень окисления меди $n = 2,20$, в то время как для образца Б $n = 2,18$.

Как следует из принципа электронейтральности, формула расчета общего содержания кислорода ($y \equiv 18 + \delta$) для купрата приобретает следующий вид:

$$3 \cdot (+3) + 5 \cdot (+2) + 8 \cdot (+n) + y \cdot (-2) = 0 \Rightarrow \\ \Rightarrow y = 1/2[8n + 19],$$

т. е. для образцов А и В величина $y = 18,30$, а для Б $y = 18,22$.

Уменьшение общего кислородного индекса y и средней степени окисления меди Cu^{n+} , наблюдающееся для образца Б, может быть обусловлено

Таблица 1

Фазовый состав и параметры элементарной ячейки сверхпроводящего купрата Y-358

Образец	Наличие примесных фаз, %	Параметры элементарной ячейки			
		$a, \text{Å}$	$b, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$
А	6 % Y-211	3,849(2)	3,923(2)	31,055(9)	468,9(8)
Б	17 % Y-211, 8 % CuO	3,817(6)	3,905(6)	31,123(4)	464,0(2)
В	—	3,850(1)	3,921(1)	31,033(6)	468,5(0)

Таблица 2

Критические температуры перехода в сверхпроводящее состояние для соединения $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$

Образец	T_c^{on} , К	T_c^{off} , К	ΔT_c , К
А	92	77	15
Б	87	77	10
В	95	84	11

зарядовым разупорядочением в катионных и кислородных подрешетках структуры Y-358.

На рис. 2, б приведен график температурной зависимости удельного сопротивления образца, полученного тремя различными методами. В нормальном состоянии удельное сопротивление ρ образца А практически не изменяется с температурой, однако имеет слабую полупроводниковую зависимость ($d\rho/dT < 0$) со значением при комнатной температуре $\rho_{298} = 3,15 \cdot 10^{-2}$ Ом·см. В свою очередь, для сверхпроводящих купратов, полученных методами химической гомогенизации (СОГ и ЗГ), величина ρ_{298} меньше и составляет $1,75 \cdot 10^{-2}$ Ом·см (образец Б) и $5 \cdot 10^{-3}$ Ом·см (образец В). Кроме того, образцы Б и В демонстрируют металлический характер проводимости при $T < T_c$ ($d\rho/dT \geq 0$). Высокая электропроводность образцов Б и В может быть обусловлена вкладом проводимости на межкристаллитных зернах за счет их высокой дисперсности. Данные низкотемпературного измерения удельного электрического сопротивления свидетельствуют о том, что температура начала перехода в сверхпроводящее состояние $T_c^{on} = 87$ К для образца Б значительно ниже (табл. 2) в сравнении с образцами А и В, для которых $T_c^{on} = 92$ и 95 К соответственно. Самая высокая температура начала перехода в сверхпроводящее состояние у образца, полученного ЗГ-технологией, может быть обусловлена однофазностью данного образца (благодаря химической гомогенизации на молекулярном уровне на стадии получения). При анализе графических зависимостей удельного сопротивления найдено, что величина ширины сверхпроводящего перехода $\Delta T_c = T_c^{on} - T_c^{off}$ для соединения $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ составляет 10, 15 и 11 К для образцов А, Б и В соответственно.

Таким образом, методом термогравиметрического анализа исследованы термические превращения для соединения $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$, синтезированного тремя различными методами. Результаты исследования показали, что параметры элементарной ячейки для

образцов, синтезированных ТФ- и ЗГ-методам, подобны, а незначительное их различие объясняется наличием дефектов в твердофазном образце. Рентгенофазовый анализ подтвердил однофазность В в отличие от двух других образцов. По данным резистивных измерений установлено, что все образцы являются сверхпроводниками, но надо отметить, что образец А имеет полупроводниковую зависимость удельного электрического сопротивления до температуры перехода в сверхпроводящее состояние, а другие два образца — металлическую зависимость. Образец В имеет самую высокую температуру перехода в сверхпроводящее состояние (около 95 К) и химический состав $Y_3Ba_5Cu_8O_{18,3}$ с параметрами элементарной ячейки $a = 3,850(1)$ Å, $b = 3,921(1)$ Å, $c = 31,033(6)$ Å орторомбической сингонии (пространственная группа $Pmm2$). Оптимальными условиями получения Y-358 является обжиг шихты, полученной ЗГ-методом, с выдержкой 24 ч при 800 °С и 10 ч при 900 °С на воздухе. Несмотря на то что кислородные индексы для образцов А, В практически одинаковы, для образца А наблюдается более сильное снижение удельного сопротивления в отличие от образца В, имеющего минимальное уменьшение удельного сопротивления из трех исследованных образцов. Кроме этого, следует отметить, что на синтез образца, полученного ЗГ-методом, потрачено существенно меньше времени, чем на получение двух других образцов. Принимая во внимание полученные нами результаты, является очевидным, что оптимальным методом при синтезе сверхпроводящего купрата с номинальным составом $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ является ЗГ-технология.

Литература

1. Недилько С. А., Дзязько О. Г., Зеленько М. А. Високотемпературна надпровідність. — К. : ВПЦ «Київський університет», 2010.
2. Topal U., Akdogan M. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2011. — 24, N 5. — P. 1815—1820.
3. Voronin G. F., Degterov S. A. // Physica C. — 1991. — 176, N 4—6. — P. 387—408.
4. Park C., Snyder R. L. // J. Amer. Ceram. Soc. — 1995. — 78, N 12. — P. 3171—3194.
5. Gholipour S., Daadmehr V., Rezakhani A. T. et al. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2012. — 25, N 7. — P. 2253—2258.
6. Nakajima S, Kikuchi M., Syono Y. et al. // Physica C. — 1989. — 158, N 3. — P. 471.
7. Tallon J. L., Pooke D. M., Buckley R. G. et al. // Phys. Rev. B. — 1990. — 41, N 10. — P. 7220—7723.
8. Fukushima T., Horii S., Ogino H. et al. // Appl. Phys. Express. — 2008. — 1, N 11. — P. 111701—111702.
9. Matsushita A., Fukuda K., Yamada Y. et al. // Sci. Technol. Adv. Mater. — 2007. — 8, N 6. — P. 477—483.

10. Udomsamuthirun P., Kruaehong T., Nilkamjon T. et al. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2010. — **23**, N 7. — P. 1377—1380.
11. Aliabadi A., Farshchi Y. A., Akhavan M. // Physica C. — 2009. — **469**, N 22. — P. 2012—2014.
12. Topal U., Akdogan M., Ozkan H. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2011. — **24**, N 7. — P. 2099—2102.
13. Aliabadi A., Akhavan-Farshchi Y., Akhavan M. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2014. — **27**, N 3. — P. 741—748.
14. Kruaehong T. // Int. J. Phys. Sci. — 2014. — **9**, N 16. — P. 360—367.
15. Sujinapram S., Udomsamuthirun P., Kruaehong T. et al. // Bull. Mater. Sci. — 2011. — **34**, N 5. — P. 1053—1057.
16. Heidari A., Vedad S., Heidari N. et al. // Materials. — 2012. — **5**, N 5. — P. 882—888.
17. Esmaeili A., Sedghi H., Amniat-Talab M. et al. // Eur. Phys. J. B. — 2011. — **79**, N 4. — P. 443—447.
18. Akduran N. // J. Low Temp. Phys. — 2012. — **168**, N 5/6. — P. 323—333.
19. Kutuk S., Bolat S., Terzioglu C., Altintas S. // J. Alloy. and Compd. — 2015. — **650**, N 46. — P. 159—164.
20. Wang D., Sun A., Shi P. et al. // J. Supercond. and Nov. Magn. — 2014. — **27**, N 10. — P. 2365—2369.
21. Zarabinia N., Daadmehr V., Shahbaz Tehran F. et al. // Procedia Mater. Sci. — 2015. — **11**. — P. 242—247.
22. Akyol M., Ayaş A. O., Akca C. et al. // Bull. Mater. Sci. — 2015. — **38**, N 5. — P. 1231—1237.
23. Фесич І. В., Неділько С. А., Дзязько О. Г., Боклауцук В. В. // Фізика і хімія твердого тіла. — 2012. — **13**, № 4. — С. 977—982.
24. Антупов Е. В., Абакумов А. М. // Успехи физ. наук. — 2008. — **178**, N 2. — С. 190—202.

Поступила в редакцію 29 ноября 2016 г.

В окончательном варианте 5 декабря 2016 г.

Вплив фазового складу надпровідника $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ на його електропровідні властивості

А. О. Пилипенко, С. А. Неділько, О. Г. Дзязько, І. В. Фесич

Київський національний університет імені Тараса Шевченка

вул. Льва Толстого, 12, Київ 01033, Україна. E-mail: pilipenko.anastasiya@yandex.ua

Досліджено вплив методу синтезу на кристалографічні параметри, електричні властивості та кисневу нестехіометрію надпровідного купрату номінального складу $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$. Зразки синтезовано твердофазним методом (зразок А), сумісним осадженням гідроксокарбонатів (зразок Б) і золь-гель технологією (зразок В). Згідно з даними рентгенофазового аналізу (РФА) та залежності питомого опору від температури однофазний надпровідник утворюється за золь-гель технологією і має найбільшу критичну температуру переходу у надпровідний стан ($T_c = 95$ K), в той час як зразки А і Б містять домішкові фази і демонструють більш низькі критичні температури переходу (92 і 87 K відповідно).

Ключові слова: надпровідні купрати, твердофазний метод синтезу, метод сумісного осадження, золь-гель технологія, рентгенофазовий аналіз, електричні властивості, термічний аналіз.

Influence of Phase Composition of Superconductor $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$ on Its Conductive Properties

A. O. Pilipenko, S. A. Nedilko, A. G. Dziazko, I. V. Fesich

Taras Shevshenko National University of Kyiv

Vul. Lva Tolstogo, 12, Kyiv 01033, Ukraine. E-mail: pilipenko.anastasiya@yandex.ua

The influence of synthesis method on crystallographic and electrical properties as well on oxygen non-stoichiometry of superconducting cuprate with nominal composition $Y_3Ba_5Cu_8O_{18+\delta}$. The samples were synthesized by solid state method (sample A), hydroxocarbonate coprecipitation (sample B) and sol-gel technique (sample C). According to X-ray analysis and temperature dependence of resistivity, the single-phase superconductor is formed by the sol-gel technology with the highest critical temperature ($T_c = 95$ K), while A and B samples contain the impurity phases and demonstrate lower critical temperatures (92 i 87 K, respectively).

Key words: superconducting cuprates, solid-state synthesis method, coprecipitation method, sol-gel technology, X-ray analysis, electrical properties, thermal analysis.