

[6] Whipple R.T.P. // Phil. Mag. 1954. V. 45.
P. 1225-1236.

[7] Кузьменко П.П. Диффузионные процессы в металлах.
Киев: Наукова Думка, 1968. С. 16-18.

Самарский государственный
университет

Поступило в Редакцию
12 февраля 1991г.

Письма в ЖТФ, том 17, вып. 8

26 апреля 1991 г.

05.4

© 1991

ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ НИТРИДОМ БОРА НА СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО МЕТАЛЛОКСИДА $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$

Е.М. Г о л о п о б о в, И.И. П а п п,
Н.А. П р ы т к о в а, Ж.М. Т о м и л о,
Д.М. Т у р ц е в и ч, Н.М. Ш и м а н с к а я

Одной из перспективных областей практического использования высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) является криомикроэлектроника, базовыми элементами которой служат тонкое покрытие из ВТСП и несверхпроводящая подложка. Функциональные свойства устройства во многом определяются контактом ВТСП-подложка, поэтому важно выбрать пару материалов так, чтобы при термообработке взаимная диффузия атомов не оказывала бы существенного влияния на сверхпроводящие параметры покрытия.

Исследованию физико-химических основ этого вопроса посвящен ряд работ [1-5], в которых материал подложки при синтезе ВТСП вводится в состав исследуемого сверхпроводника. Нами было показано, [5], что подложки из нитрида бора для покрытий из висмутовых ВТСП по действию на сверхпроводящие параметры незначительно уступают MgO подложкам и лучше, чем Al_2O_3 , SiO_2 и Si . По своим физико-химическим свойствам BN обладает рядом преимуществ перед другими материалами и нашел применение в полупроводниковой микроэлектронике [6].

В настоящей работе представлены результаты исследования взаимодействия ВТСП иттриевой системы с нитридом бора. Были приготовлены составы $YBa_2Cu_3O_{7-\delta} + BN$ в соотношении $1:2:3 + (BN)_x$, где $x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.5, 1.0, 2.0, 3.0$. Синтез образцов проводился методом твердофазной реакции при температурах 700-710 °С в течение 42 часов на воздухе из смеси мелкодисперсных порошков Y_2O_3 , $BaCO_3$, CuO , BN (гексогональный). Скорость нагрева - 400 К/ч, скорость охлаждения -

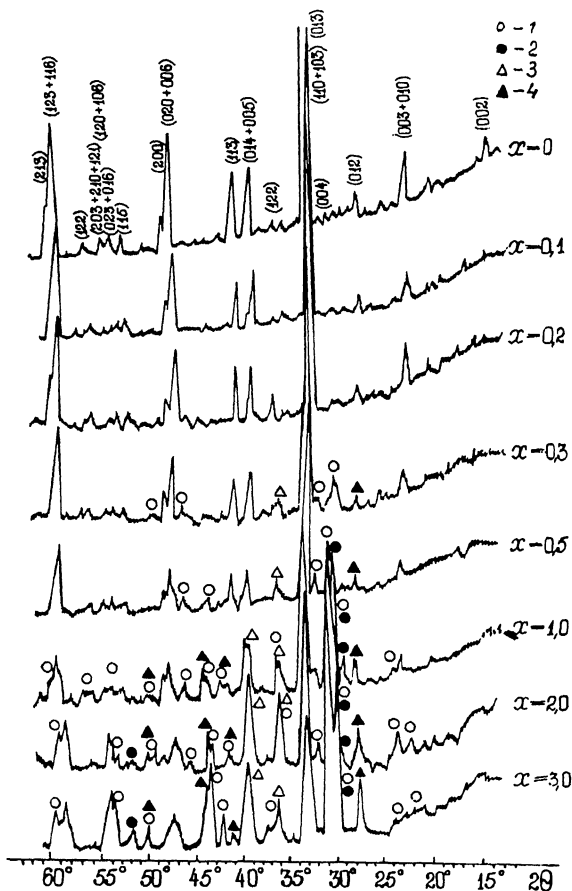


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы образцов составов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta} + (BN)_x$, $0 \leq x \leq 3.0$. Фазы: 1 - Y_2BaCuO_5 ; 2 - $BaCuO_2$; 3 - CuO ; 4 - BN .

50 к/ч. Спекание образцов проводилось при температуре 950 °С в течение 1 ч 15 мин. Скорость нагрева печи составляла 200 К/ч, охлаждение образцов проходило вместе с охлаждением печи со скоростью 60 К/ч. Перед синтезом и спеканием образцы прессовались в таблетки $\varnothing = 7-10$ мм и высотой 5-8 мм.

Фазовый состав образцов определялся с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3, использовалось $CuK\alpha$ -излучение.

Контроль за изменением температуры перехода в сверхпроводящее состояние T_K осуществлялся резистивными измерениями $R(T)$ четырехзондовым методом в температурном интервале 4,2-300 К с точностью ± 0.1 К.

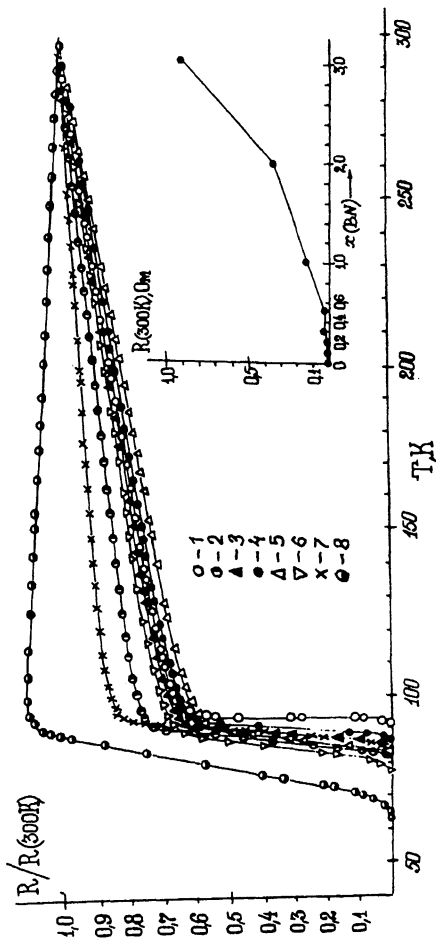


Рис. 2. Зависимость $R(T)/R(300K)$ для образцов составов $VBa_2Cu_3O_{7-\delta} + (BN)_x$: 1 - $x = 0$; 2 - $x = 0.1$; 3 - $x = 0.2$; 4 - $x = 0.3$; 5 - $x = 0.5$; 6 - $x = 1.0$; 7 - $x = 2.0$; 8 - $x = 3.0$. На вставке зависимость $R(300K)$ от x .

По описанной выше технологии был получен базовый однофазный образец $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$: $T_K^H = 95$ К, $T_K^O = 92$ К, $T_K^C = 94$ К, $T = 1$ К; с параметрами решетки $a = (3,8238 \pm 0,0005)$ Å, $b = (3,8819 \pm 0,0005)$ Å, $c = (11,6666 \pm 0,0005)$ Å; значение параметра $7 - \delta = 6,9$ определено по значению параметра c [7].

На рис. 1 представлены рентгенограммы образцов $YBa_2Cu_3O_{7-\delta} + (BN)_x$ для $0 \leq x \leq 3,0$. Рентгенографические исследования интегральных интенсивностей и брэгговских углов ряда рефлексов порошковых образцов синтезированных составов позволили определить примерный количественный состав основных фаз, параметры решетки, орторомбическое искажение решетки b/a (определение параметров решетки и b/a образцов с $x > 0,5$ экспериментально не представлялось возможным из-за наложения рефлексов других фаз). Эти данные (см. таблицу) позволяют сделать некоторые предположения о состоянии кристаллической решетки исследуемых объектов. Рентгенофазовый анализ указал на однофазность образцов с $x = 0; 0,1$. При $x = 0,2$ появляются на рентгенограммах следы нитрида бора. При дальнейшем увеличении концентрации BN ($x \geq 0,3$) образцы становятся неоднородными - с ростом x наблюдается снижение количества сверхпроводящей фазы 1:2:3 (рис. 1 и таблица) и увеличивается концентрация фаз Y_2BaCuO_5 , $BaCuO_2$, CuO и BN . Других фаз не обнаружено.

Проведенный анализ позволяет сделать вывод, что введение BN в количестве $x \geq 0,3$ способствует образованию полупроводниковой фазы Y_2BaCuO_5 , а также фаз $BaCuO_2$ и CuO . Анализ рентгенограмм образцов, синтезированных и механической смеси мелкодисперсных порошков составов $1:2:3 + (BN)_x$ ($x = 0,1$ и $0,2$), показал, что BN примерно $x = 0,15$ растворяется в решетке 1:2:3, остальная часть выделяется в виде фазы BN (гексогональный). Как показали металлографические исследования, фаза BN , как и другие сопутствующие 1:2:3 фазы, выделяются на границах зерен основной фазы. Аналогичные результаты получены в работах [8, 9] для составов MgO -УВСО и $SrTiO_3$ -УВСО.

На рис. 2 представлены температурные зависимости отношений $R(T)/R(300\text{ К})$ для $YBa_2Cu_3O_{7-\delta} + (BN)_x$, допированных нитридом бора в количестве $0 \leq x \leq 3,0$. Можно отметить, что у составов с $x < 3,0$ в нормальном состоянии наблюдается металлический тип зависимости $R(T)/R(300\text{ К})$. С увеличением содержания BN ($x = 3,0$) эта зависимость в температурном интервале 80-300 К принимает полупроводниковый характер, при дальнейшем понижении температуры наблюдается довольно резкий спад в $R(T)/R(300\text{ К})$ до $T_K^O = 63$ К ($R = 0$). На вставке рис. 2 представлена зависимость $R(300\text{ К})$ от x .

В таблице приведены значения температур начала сверхпроводящего перехода T_K^H , конца перехода T_K^O , средней точки T_K^C и ширины сверхпроводящего перехода ΔT_K в зависимости от состава. Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют о практически неизменяющемся значении начала сверхпроводящего перехода, уменьшение же значений окончания и увеличение ширины

Фазовый состав, значения начала T_K , окончания T_K^o , окончания T_K^c и ширины ΔT сверхпроводящего перехода, орторомбическое искажение решетки b/a для образцов с разной концентрацией примеси BN

№	Формульный состав образцов	Фаз. состав образцов, %		T_K^H (К)	T_K^o (К)	T_K^c (К)	T_K (К)		b/a
		1:2:3	доп. фазы				90%/10%		
1	1:2:3	100	-	95	92	94	1		1.015
2	1:2:3	100	-	94	91	93	1		1.015
3	1:2:3 + (BN) _{0.1}	100	-	93	82	87	6		1.014
4	1:2:3 + (BN) _{0.2}	100	следы	92	85.5	88	5		0.018
5	1:2:3 + (BN) _{0.3}	90	10	92	83	86	6		1.012
6	1:2:3 + (BN) _{0.5}	85	15	92	82.5	87	4		1.011
7	1:2:3 + (BN) _{1.0}	60	40	92	76	88	6		-
8	1:2:3 + (BN) _{2.0}	50	50	93	80	89	7		-
9	1:2:3 + (BN) _{3.0}	40	60	92	63	79	19		-

сверхпроводящего перехода до определенных значений не зависит от концентрации вводимого в образцы нитрида бора в пределах $0.1 \leq x \leq 2.0$. С увеличением x до 2.0 обнаруживается снижение температуры окончания сверхпроводящего перехода T_K^0 до ~ 80 К. Как видно (см. таблицу), даже небольшое количество ($x = 0.1$) введенного нитрида бора существенно снижает T_K^0 . Наблюдаемая немонотонность зависимости $T_K^0(x)$, по-видимому, обусловлена неконтролируемой неидентичностью технологических условий при синтезе разных составов. Характер изменений T_K^H , T_K^C и ортогонального искажения δ/a в зависимости от концентрации введенного BN свидетельствует о незначительном изменении при этом количества кислорода в решетке 1:2:3. Уменьшение же T_K^0 обусловлено, в основном, ослаблением контактных связей за счет увеличения несверхпроводящих примесей на границах зерен. Видимо, появление полупроводниковой фазы Y_2BaCuO_5 (таблица, для $x = 2.0$, ее $\approx 50\%$) способствует некоторой стабилизации температуры сверхпроводящего перехода, что согласуется с результатами работ [10, 11]. Так, в работе [10] был сделан вывод, что непроводящая фаза Y_2BaCuO_5 может служить в качестве транспортной фазы кислорода в сверхпроводниках $Y-Ba-Cu-O$.

Исследования показали, что для приготовления тонкослойных устройств из иттриевых ВТСП, учитывая способность BN содействовать образованию фазы Y_2BaCuO_5 , наиболее, по-видимому, будет приемлемым использовать подложки из нитрида бора, покрытые буферным слоем из допированного BN $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ или Y_2BaCuO_5 [12].

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Г о л о л о б о в Е.М., П р ы т к о в а Н.А., Т о м и л о Ж.М. и др. // Письма в ЖЭТФ. 1988. Т. 48. В. 7. С. 384-386.
- [2] K a n a i T. et. al. // Jap. J. Appl. Phys. 1989. V. 28. P. L551.
- [3] N i g a s h i d a Y., Y o k o y a m a H., M i s h i s h i t a K., K u b o Y., Y o s h i d a H., A b e Y., H o s o n o H. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 55. N 15. P. 1578-80.
- [4] Г о л о л о б о в Е.М., П р ы т к о в а Н.А., Т о м и л о Ж.М. и др. // Письма в ЖЭТФ. 1990. Т. 16. В. 4. С. 32-36.
- [5] G o l o l o b o v E.M., P r y t k o v a N.A., T o m i l o Zh.M. et. al. // Phys. Stat. Sol. (a). 1990. V. 117. P. K. 121.
- [6] O s a m u M. et. al. // Science. 1987. V. 238. P. 181.
- [7] O n o A. et. al. // Jap. J. Appl. Phys. 1987. V, 26. part 2. N 7. P. 1223-25.

- [8] Y a n M.F., R h o d e s W.W., G a l l a g -
h e r P.K. // J. Appl. Phys. 1988. V. 63.
P. 821.
- [9] О н о А., Т а н а б а Т., Н о з а к и Н.,
I s h i z a w a Y. // Jap. J. Appl. Phys. 1987.
V. 26. P. L. 1687.
- [10] Б о б о л е в А.В., Б о р и с о в Ю.В., В ы д р и н С.Н.,
К р ы л о в О.В., Л а з а р е в В.В., К о н о в а л о -
в а И.А., Ш а п л ы г и н И.С. // Физикохимия и тех-
нология ВТСП, Тез. докл. 1 Всес. сов. по ВТСП. Москва,
сентябрь 1988. С. 240-241.
- [11] U r s u I., L ā b u s c ā E., M i h a i I.,
N o v a s c u A., P e t r a s c u H., P e t r a s c u M. // Rev. roum. phys., 1988. V. 33.
N 2. P. 175-177.
- [12] В е н г а л и с Б., Г р и г е н а й т е Г., Б у т к у -
т е Р., Ш и к т о р о в Н., Я с у т и с В. // Лит.
физ. сборник. 1990. Т. 3. С. 331-335.

Институт физики твердого тела
и полупроводников АН БССР,
Минск

Поступило в Редакцию
6 ноября 1990 г.
В окончательной редакции
4 января 1991 г.

Письма в ЖТФ, том 17, вып. 8

26 апреля 1991 г.

07

© 1991

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА РЕКОНСТРУКЦИИ
ПСЕВДОГЛУБОКОЙ ГОЛОГРАММЫ
ИЗЛУЧЕНИЕМ С ДЛИНОЙ ВОЛНЫ, ОТЛИЧАЮЩЕЙСЯ
ОТ ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ПРИ ЗАПИСИ

Ю.Н. Д е н и с ю к, Н.М. Г а н ж е р л и

Одним из существенных преимуществ псевдоглубокой голограммы [1] является то, что, обладая селективными свойствами подобно обычной глубокой голограмме, а следовательно, допуская многократную запись [2] и ассоциативное считывание [3], такая голограмма вместе с тем может быть восстановлена излучением, длина волны которого отличается от длины волны использованного при ее записи излучения. Это свойство открывает возможность недеструктивного считывания голограммы в том диапазоне длин волн, где материал, на котором она записана, не обладает светочувствительностью. Ниже приведены результаты исследования этой