

Д. ф.-м. н. М. И. САМОЙЛОВИЧ, д. т. н. А. Ф. БЕЛЯНИН,
к. т. н. А. Ю. ИЛЮШЕЧКИН

Россия, г. Москва, ЦНИТИ “Техномаш”; Австралия, г. Брисбейн,
Квинслендский университет
E-mail: samoylovich@technomash.ru

Дата поступления в редакцию
16.03 2007 г.

Оппонент д. ф.-м. н. В. А. ФИНКЕЛЬ
(ХФТИ, г. Харьков)

СТРОЕНИЕ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПРОВОДИМОСТЬ ПЛЕНОК $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$

Методами трафаретной печати и ВЧ-магнетронного распыления с дальнейшей термообработкой в области температур плавления получены пленки системы Bi–Sr–Ca–Cu–O, обладающие высокотемпературной сверхпроводимостью.

Развитие технологий получения пленок, обладающих высокотемпературной сверхпроводимостью (ВТСП), является одной из актуальных задач современной электронной промышленности, а наиболее распространенными ВТСП-материалами, сформированными в виде пленок, являются сложные оксиды систем Y–Ba–Cu–O, Tl–Ba–Cu–Ca–O и Bi–Sr–Ca–Cu–O. При этом система Bi–Sr–Ca–Cu–O обладает двумя ВТСП-фазами — $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (Bi-2223) и $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ (Bi-2212) с температурой перехода в сверхпроводящее состояние ($T_{\text{кр}}$) примерно 110 и 86–92 К, соответственно. Для пленок Bi-2212 было обнаружено [1], что плотность критического тока ($J_{\text{кр}}$) возрастает на порядок при низких температурах, если пленки сформированы методом термообработки в области температур плавления (partial melting method), в условиях твердофазного синтеза.

Целью работы было изучение строения, состава и сверхпроводящих свойств пленок, полученных методом термообработки в области температур плавления, в зависимости от параметров термообработки, толщины пленки и материала подложки.

Получение пленок

Пленки системы Bi–Sr–Ca–Cu–O формировали методами тонко- и толстопленочной технологий [2–6]. При толстопленочной технологии в качестве исходного материала использовался порошок состава Bi-2212, полученный осаждением оксалатов и нитратов Bi, Sr, Ca и Cu. Измельченный и просеянный порошок (средний размер частиц 6–7 мкм) смешивался с органическим растворителем (бутилацетат, терпинеол) и связующим веществом (этилцеллюлоза) до получения однородной гомогенной массы, наносимой через маску на подложку. При легировании к порошку Bi-2212 добавляли порошок Ag, при этом были приготовлены пасты с содержанием серебра (C_{Ag}) 2, 5, 10 и 20 мас.%. Нанесенные на подложки пленки высушивались на воздухе при температуре

110–130°C, нагревались до температуры 500°C и выдерживались в течение 1–2 ч для удаления органических соединений.

Для формирования пленок методом тонкопленочной технологии применяли установки ВЧ-магнетронного распыления, укомплектованные магнетронами, специально разработанными для использования порошковых мишеней [4–6]. Мишени изготавливали нанесением суспензии (порошок Bi-2212 в этиловом спирте) в углубление корпуса магнетрона и ее просушиванием на воздухе и в режиме распыления (Ar-плазма, давление 2,5 Па, мощность ВЧ-разряда 10–50 Вт). Использовались однофазные порошки Bi-2212, полученные из смеси Bi_2O_3 , SrCO_3 , CaCO_3 , CuO и обладающие ВТСП при 88 К. Условия осаждения пленок: давление газа (Ar или Ar+(20...100) об.% O_2) 0,9–1 Па; мощность ВЧ-разряда 70–150 Вт; электрическое смещение на подложкодержателе 10–20 В; температура подложки 120–500°C; расстояние между мишенью и подложкой 35 мм; скорость осаждения пленок в Ar составляла 0,3–0,8 мкм/ч, в смеси Ar+ O_2 — <0,2 мкм/ч.

Для сверхпроводящих пленок Bi-2212 важным является формирование плотной слоистой структуры (аксиально текстурированной в плоскости (00*n*)), которая обладает наиболее высокими значениями $T_{\text{кр}}$ и $J_{\text{кр}}$. Указанная структура может быть получена методом термообработки в области температуры плавления (зависящей от состава пленки и материала подложки). Особенностью данного метода является термическая обработка сформированных пленок вблизи точки плавления с последующим медленным охлаждением для образования высокоориентированной в плоскости, перпендикулярной оси *C*, слоистой структуры. Применялись подложки: монокристаллические из оксида магния с ориентацией рабочей поверхности по {100} ($\text{MgO}\{100\}$), сапфира ($\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$) и алюмината лантана ($\text{LaAlO}_3\{100\}$); поликристаллические из Al_2O_3 и Ag; слоистые структуры вида $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ag}$. Поскольку слой Ag в слоистых подложках $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ag}$ должен быть достаточно толстым, чтобы предотвратить диффузию расплава в подложку, последний наносился методом трафаретной печати. Использовали пасту, содержащую Ag и бутилацетат в качестве растворителя. После просушки и отжига (900°C, 2 ч) пленка Ag (толщиной 40–

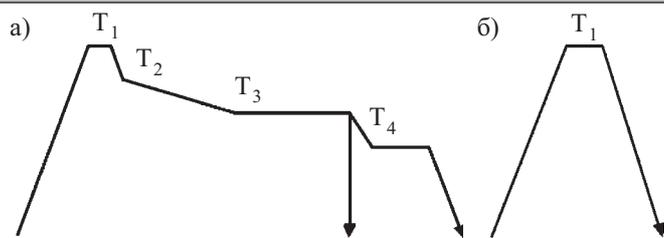


Рис. 1. Условия отжига пленок Bi-2212 на подложках из различных материалов:
а — MgO, LaAlO₃ и Ag; б — Al₂O₃

50 мкм) полировалась с использованием алмазной суспензии (размер частиц 1 мкм).

При термообработке ВТСП-пленки нагревались до температуры плавления T_1 (рис. 1, а) и выдерживались при данной температуре в течение 5—30 мин. В последующем температура понижалась со скоростью 120 °С/ч до начала кристаллизации T_2 , после чего пленки медленно (2—5 °С/ч) охлаждались до температуры T_3 , соответствующей нижнему порогу кристаллизации. Пленки выдерживались при указанной температуре в течение 6—8 ч и, по окончании процесса, закачивались быстрым охлаждением до комнатной температуры (подложки из MgO), либо отжигались в инертной (Ar) атмосфере в течение 6—10 ч (подложки из LaAlO₃, Ag и Al₂O₃/Ag) при температуре $T_4=600...650$ °С. Значения температур T_1 , T_2 и T_3 варьировались в зависимости от материала подложки, состава паст и атмосферы отжига и составляли — для пленок на подложках из MgO и LaAlO₃: T_1 — 878...920°С, T_2 — 868 и 886°С, T_3 — 840 и 868°С (в зависимости от состава паст); для пленок на подложках из Ag и Al₂O₃/Ag: T_1 — 878...900°С, T_2 — 868 и 884°С, T_3 — 840 и 845°С (в зависимости от парциального давления кислорода). Для пленок на подложках из Al₂O₃ температура плавления изменялась в пределах 870—942°С, при этом химическая активность подложек из Al₂O₃ становилась существенной (отжиг проводился либо в воздухе, либо в O₂). Чтобы избежать химического взаимодействия пленки и подложки, последовательно проводили нагрев до температур плавления T_1 , изотермический отжиг в течение 10 мин, быстрое охлаждение (5 °С/мин) до комнатной температуры (рис. 1, б).

Строение, состав и сверхпроводящие свойства пленок Bi-2212 на подложках из MgO

Для паст с разным фазовым составом определены условия отжига, оптимальные для достижения максимальных значений $T_{кр}$ и $J_{кр}$. При исследовании влияния фазового состава исходных паст на условия термообработки в области температур плавления применялись различные по фазовому составу порошки Bi-Sr-Ca-Cu-O с исходной стехиометрией, близкой к Bi-2212. На основе одного из порошков Bi-2212 были приготовлены пасты с разным содержанием Ag (см. табл. 1; в табл. 2 — характеристики порошков, входящих в состав паст).

Синтезированные при температурах T_c 800, 820 и 860°С порошки Bi-2212 имели переменные средний размер частиц и фазовый состав и различались по

Таблица 1

Содержание Ag(C_{Ag}) в пастах из порошка Bi-2212

Температура синтеза порошка Bi-2212, T_c , °С	800	820	860			
C_{Ag} , мас. %	0		2	5	10	20

Таблица 2

Характеристики порошков

Температура синтеза порошка Bi-2212, T_c , °С	Средний размер частиц, мкм	Соотношение фаз 2201:2212, мас. %	Соотношение компонентов Bi:Sr:Ca:Cu
800	3,8—4,1	80:20	2,00:1,90:0,91:2,05
820	5,9—6,1	40:60	2,00:1,97:0,91:2,04
860	6,9—7,0	<10:>90	2,00:2,04:0,94:2,01

стехиометрии. Основными фазами порошков были Bi-2212 и Bi₂Sr₂CuO_y (Bi-2201), а концентрация остальных фаз составляла менее 2 мас. %.

Содержание фаз Bi-2212 и Bi-2201 ($V_{2212(2201)}/V$) оценивалось по средним интенсивностям дифракционных линий (113) и (115), нормированным к суммарным интенсивностям линий для обеих (Bi-2212 и Bi-2201) фаз (рентгеновский дифрактометр SIEMENS). Расчет проводился для фаз Bi-2212 и Bi-2201, соответственно, по формуле

$$V_{2212(2201)}/V = \{ [I^{2212(2201)}/I]_{(113)} + [I^{2212(2201)}/I]_{(115)} \} / 2,$$

где $I = I^{2212} + I^{2201}$; I^{2212} и I^{2201} — интенсивность пиков (113) (или (115)) для соответствующих фаз.

Строение и фазовый состав пленок не менялись при температурах отжига <885°С (для пленок, полученных из паст без Ag). Таким образом, пленки, полученные из паст на основе порошков, синтезированных при T_c 800 и 820°С, содержали Bi-2201-фазу, при отжиге указанных пленок при 860°С в течение 10 ч фаза Bi-2201 исчезала, но появлялись вторичные фазы CaCO₃, CuO и SrO. В результате термообработки в области температур плавления толщина пленок уменьшалась в 2—3 раза и составляла 10—50 мкм, при этом изменялось и строение пленок.

На рис. 2 приведены рентгенограммы исходных порошков и пленки Bi-2212, полученной после термообработки при 888°С. Рентгенограммы отожженных пленок, полученных из паст с разным фазовым составом, были идентичны, а именно, пленки состояли из ориентированной по (00n) фазы Bi-2212 с небольшим количеством вторичных фаз CaCO₃ и CuO.

Упорядочение кристаллитов Bi-2212 во многом зависит от скорости охлаждения пленок в интервале температур T_2 и T_3 , а именно, при быстром охлаждении (120 °С/ч) формируются разупорядоченные системы из кристаллитов Bi-2212 (рис. 3, а, растровый электронный микроскоп (РЭМ) JEOL 6400F), тогда как при медленном охлаждении (2—5 °С/ч) образуется высокоупорядоченная слоистая структура с ориентированием слоев параллельно плоскости подложки (рис. 3, б).

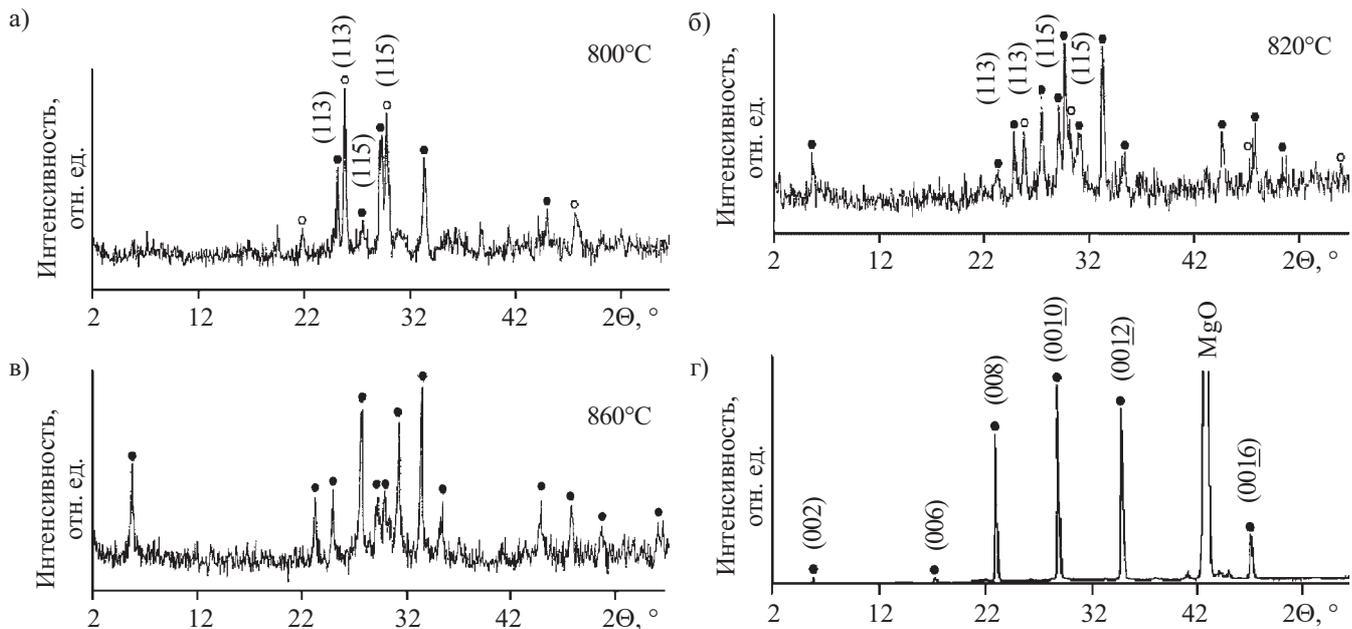


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы (Cu, k_{α} -излучение):

a—в — используемые в пастах порошки, синтезированные при температурах 800, 820 и 860°C (● — Bi-2212; ○ — Bi-2201); г — пленка Bi-2212, сформированная на подложке из MgO{100} с использованием пасты на основе порошка, синтезированного при 820°C, после отжига при 888°C

На $J_{кр}$ влияют условия отжига, фазовый состав паст и толщина пленок, но среди указанных факторов параметры отжига являются наиболее важными для достижения высоких значений $J_{кр}$. Для определения сопротивления в измерениях $T_{кр}$ и $J_{кр}$ применялся четырехзондовый метод. Измерения $T_{кр}$ проводились с использованием установки LAKE SHORE Mod. 7000 AC SUSCEPTOMETER в диапазоне температур 77—300 К, а измерения $J_{кр}$ — при погружении в жидкий азот (77 К). Плотность критического тока пленок, охлажденных в интервале температур 886—868°C ($T_1=888^\circ\text{C}$) со скоростью 2—5 °C/ч, в 2—4 раза выше, чем у пленок, охлажденных со скоростью 120 °C/ч (табл. 3).

Пленки, полученные из пасты с $T_c=860^\circ\text{C}$, имеют более широкий диапазон температур плавления для получения высоких $J_{кр}$ по сравнению с пленками, которые получены из многофазных паст (T_c 800 и 820°C). В табл. 4 приведены $J_{кр}$ пленок, полученных из пасты с $T_c=860^\circ\text{C}$ в интервале температур $T_1=900\dots 915^\circ\text{C}$ в течение 15—30 мин. Для пленок, в которых использовались пасты с T_c 800 и 820°C (полученных при таких же параметрах отжига), значения $J_{кр}$ были близки к нулю.

Строение пленок влияет на $T_{кр}$: пленки, состоящие из разупорядоченных кристаллитов, имеют $T_{кр}=86,8\dots 89,0$ К, тогда как для пленок со слоистым строением $T_{кр}=90,0\dots 92,2$ К. Фазовый состав исходной композиции имеет существенное влияние на условия, в которых начинается плавление пленок, в частности, у пленок, содержащих вторичные фазы (CaCO_3 , CuO и SrO), термообработка при температурах $>890^\circ\text{C}$ (в области температур плавления) не приводит к увеличению $J_{кр}$. Деградация морфологии и

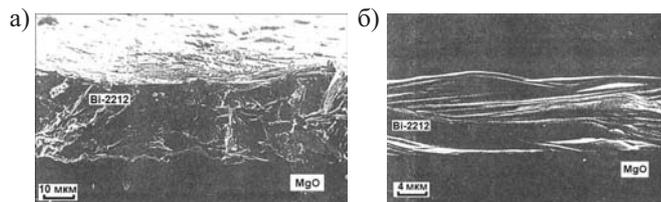


Рис. 3. Строение сколов пленок Bi-2212, сформированных с использованием паст на подложках из MgO{100}, после отжига (888°C) при скорости охлаждения в интервале T_2-T_3 : а — 120 °C/ч; б — 5 °C/ч

Таблица 3

Зависимость $J_{кр}$ пленок из различных паст и различной толщины от скорости охлаждения

Паста	Параметры пленки	Скорость охлаждения, °C/ч		
		120	5	2
$T_c=800^\circ\text{C}$	Толщина, мкм	30	30	15
	$J_{кр}$, 10^3 А/см ²	0,17	0,36	3,8
$T_c=820^\circ\text{C}$	Толщина, мкм	40	20	12
	$J_{кр}$, 10^3 А/см ²	0,16	1,1	1,2
$T_c=860^\circ\text{C}$	Толщина, мкм	30	30	20
	$J_{кр}$, 10^3 А/см ²	0,14	0,48	0,98

Таблица 4

Зависимость $J_{кр}$ пленок из пасты с $T_c=860^\circ\text{C}$ от режима отжига

Параметры пленки	Режим отжига									
	900°C, 15 мин				905°C, 15 мин		910°C, 20 мин		915°C, 30 мин	
Толщина, мкм	11	13	18	26	19	20	15	20	25	18
$J_{кр}$, 10^3 А/см ²	8,0	5,7	3,4	3,0	3,9	4,8	4,4	2,8	3,4	2,2

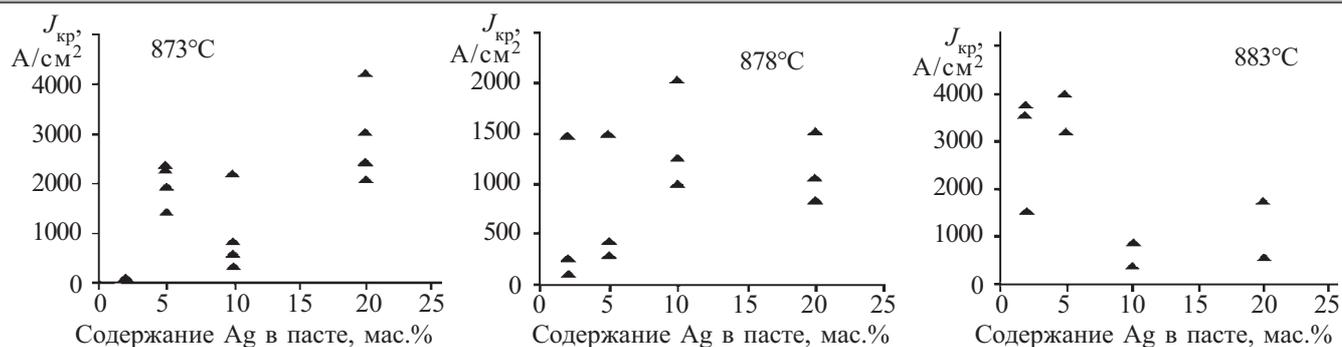


Рис. 4. Зависимость $J_{кр}$ пленок Bi-2212+Ag, сформированных с использованием паст на подложках из MgO{100}, от содержания Ag и температуры отжига (873, 878 и 883°C)

значений $J_{кр}$ указанных пленок при сравнительно высоких температурах плавления может быть связана с присутствием в пленках вторичных фаз. При низких температурах плавления (885—890°C) вторичные фазы начинают реагировать с Bi-2212 и образуют жидкую фазу с пониженной вязкостью, которая при более высоких температурах начинает стекать с поверхности подложки. Приведенные данные объясняют, почему пленки хорошего качества (в которых использованы пасты на основе порошков, синтезированных при T_c 800 и 820°C) могут быть получены в режиме плавления, когда присутствие вторичных фаз не меняет значительно вязкости жидкой фазы.

Несмотря на большой размер частиц пасты с $T_c=860^\circ\text{C}$, изученные пленки имели более высокие $J_{кр}$ и обладали упорядоченным строением, но (даже при оптимальных температурах синтеза) имели нерасплавленные включения, которые могут быть ликвидированы при повышении температуры плавления, что, в свою очередь, приводит к деградации сверхпроводящих свойств.

Добавка Ag в состав пленок приводит к снижению температуры плавления [7], и плавление пленок Bi-2212+Ag начиналось при температуре 866—868°C. Поэтому в качестве исследуемых температур были выбраны значения T_1 873, 878 и 883°C. Такие условия термообработки как продолжительность плавления (15 мин), скорость охлаждения (от T_2 до T_3) и охлаждение образцов путем закаливания были аналогичны условиям для пленок Bi-2212. Строение пленок Bi-2212+Ag зависит от условий отжига и C_{Ag} . В целом все пленки с различной C_{Ag} после термообработки в области температур плавления имели строение и морфологию поверхности, подобные пленкам без Ag, однако количество вторичной фазы (Sr, Ca)CuO_y на поверхности меньше (на поверхности пленок серебро не обнаружено).

На рис. 4 показаны значения $J_{кр}$ пленок в зависимости от C_{Ag} в диапазоне выбранных температур плавления (T_1) 873, 878 и 883°C. Температура $T_1=873^\circ\text{C}$ более благоприятна для получения пленок с высокой C_{Ag} . Пленки, содержащие 2 мас.% Ag, при данной температуре не имели слоистого строения, на их поверхности остаются поры, которые связаны с недостаточным содержанием жидкой фазы во время плавления. Поэтому в отсутствие вторичных фаз значения

$J_{кр}$ пленок были на порядок ниже, чем у отожженных в аналогичных условиях пленок с большим содержанием Ag.

Для пленок с высоким содержанием Ag оптимальный диапазон температур плавления сдвигается в сторону более низких температур (по сравнению с пленками с низкой C_{Ag}). Присутствие Ag в составе пленок меняет кинетику процесса плавления, а его количество определяет условия для фазового равновесия системы, находящейся в режиме термообработки в области температур плавления. Легирование пленок Ag не оказывает существенного влияния на максимально достижимые значения $J_{кр}$. Однако при комнатной температуре сопротивление пленок Bi-2212+Ag в 2—2,5 раза ниже, чем сопротивление нелегированных образцов ($\approx 0,01$ Ом·см).

Тонкие пленки, пригодные для последующей термообработки в области температур плавления, можно формировать магнетронным распылением. Несмотря на чувствительность пленок Bi-2212 толщиной 0,5—10 мкм к температуре и продолжительности отжига при температурах, близких к температуре

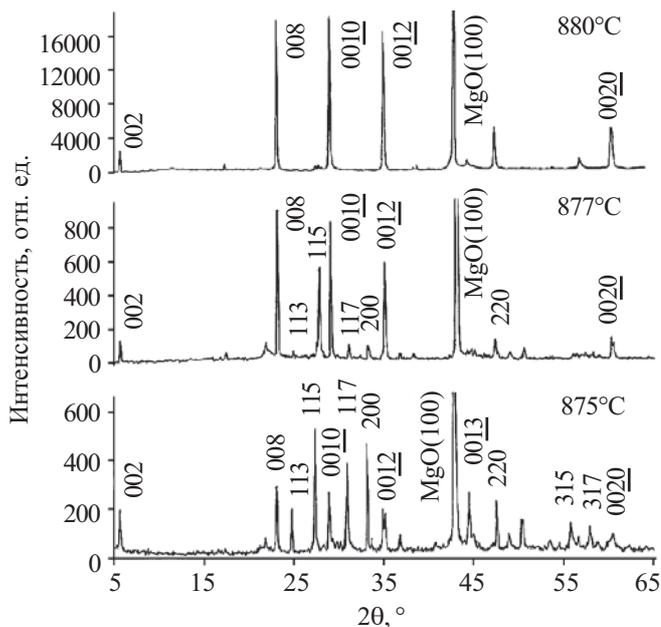


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы (Cu, k_α -излучение) пленок Bi-2212, полученных ВЧ-магнетронным распылением на подложках из MgO{100} и отожженных в течение 5 мин при температурах 875, 877 и 880°C

плавления, (вследствие их частичного испарения) были получены текстурированные по (00*n*) пленки, обладающие ВТСП. Сформированные ВЧ-магнетронным распылением порошковых мишеней пленки были рентгеноаморфными и в поликристаллическое состояние переводились отжигом. Толщина пленок в интервале температур 820—875°C возрастала в 3,5—3,7 раза. Дальнейшее увеличение температуры отжига от 875 до 890°C приводило к падению толщины примерно в 2 раза по сравнению с пленками, отожженными при более низких температурах. При 877°C начинается рекристаллизация с образованием текстуры по (00*n*) (рис. 5), при этом степень кристалличности пленок (содержание кристаллической фазы в объеме пленки), отожженных при 880°C, возрастает в 20 раз и более чем в 40 раз по сравнению с пленками, отожженными соответственно при 877 и 875°C. Рекристаллизация полностью заканчивается при температуре 880°C, при этом размер областей когерентного рассеяния (ОКР) рентгеновских лучей составляет 19,5—45,2 нм. Полученная высокоориентированная по оси *C* структура (рис. 6, б) является результатом кристаллизации пленки при термообработке в области температуры плавления.

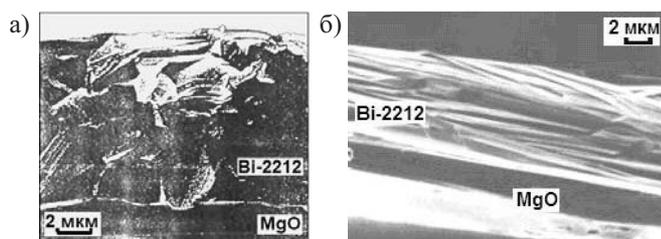


Рис. 6. Строение (РЭМ) сколов пленок Bi-2212, полученных ВЧ-магнетронным распылением на подложках из MgO{100} и отожженных в течение 5 мин при температурах:

а — 877°C; б — 880°C

Увеличение текстурированности пленок Bi-2212 при повышении температуры отжига в области 875—880°C приводило к возрастанию $T_{кр}$ (рис. 7). Температуры полного перехода в сверхпроводящее состояние для пленок, отожженных при 875, 877 и 880°C, составляли соответственно 54, 70 и 92 К. Имеются

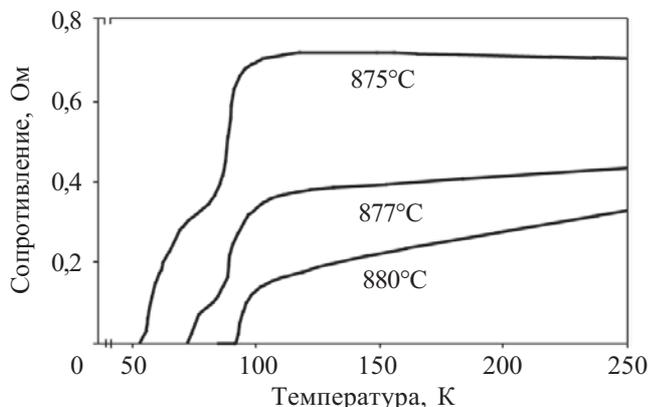


Рис. 7. Зависимость температуры перехода в сверхпроводящее состояние пленок Bi-2212, полученных ВЧ-магнетронным распылением на подложках из MgO{100}, от температуры отжига (875, 877 и 880°C)

два характерных падения сопротивления (*R*) на зависимости *R*(*T*) пленок, отожженных при 875 и 877°C. По-видимому, за двухступенчатость падения сопротивления отвечает разориентация кристаллитов Bi-2212, т. к. высокоориентированные пленки имеют резкий одноступенчатый переход.

Строение пленок Bi-2212, полученных на подложках из Al₂O₃

Были исследованы фазовый состав и строение пленок Bi-Sr-Ca-Cu-O на подложках из Al₂O₃ при различных температурах термообработки, а также продуктов реакции пленки и подложки. В качестве исходного материала использовались порошки состава Bi:Sr:Ca:Cu=2,0:2,1:0,9:2,0, а на их основе изготавливались пасты, состоящие либо из Bi-2212, либо из Bi-2212+10 мас.% Ag. При заданном времени термообработки в области температур плавления (10 мин) температурный интервал термообработки составлял: 885—915°C для пленок Bi-2212; 867—945°C для пленок Bi-2212+10 мас.% Ag. Полученные пленки имели толщину от 20 до 50 мкм, но при более высоких температурах пленки испарялись, и на поверхности подложки оставались лишь продукты реакции Bi-Sr-Ca-Cu-O с материалом подложки. При температурах отжига <885°C (Bi-2212) и <867°C (Bi-2212+10 мас.% Ag) формировались пористые пленки с невысокой адгезией (<0,2 кгс/мм²), которые воспроизводили фазовый состав использованных в пастах порошков.

Повышение температуры отжига приводит к изменению фазового состава пленок Bi-2212 (рис. 8), а при температуре отжига 880°C, когда плавление

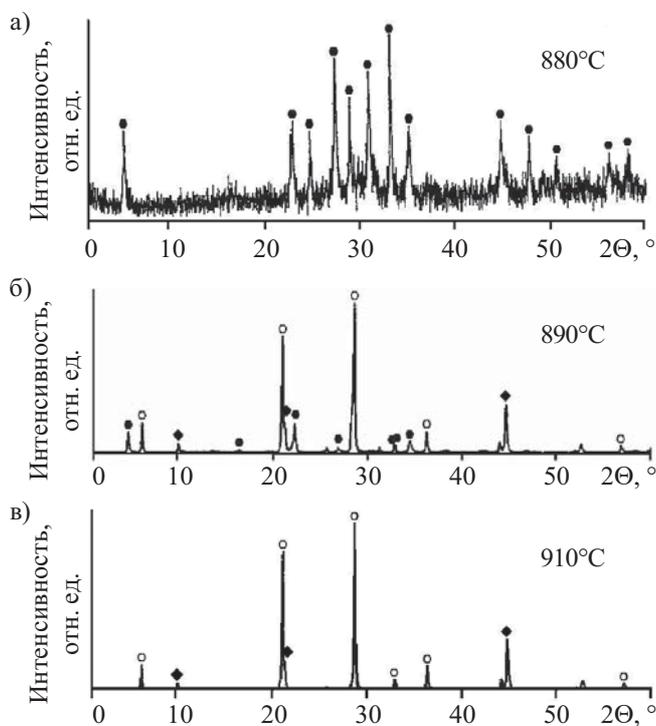


Рис. 8. Рентгеновские дифрактограммы (Cu, k_{α} -излучение) пленок Bi-2212, сформированных с использованием паст на подложках из Al₂O₃ при температурах отжига 880, 890 и 910°C:

● — Bi-2212; ○ — Bi-2201; ◆ — (Sr,Ca)CuO_y

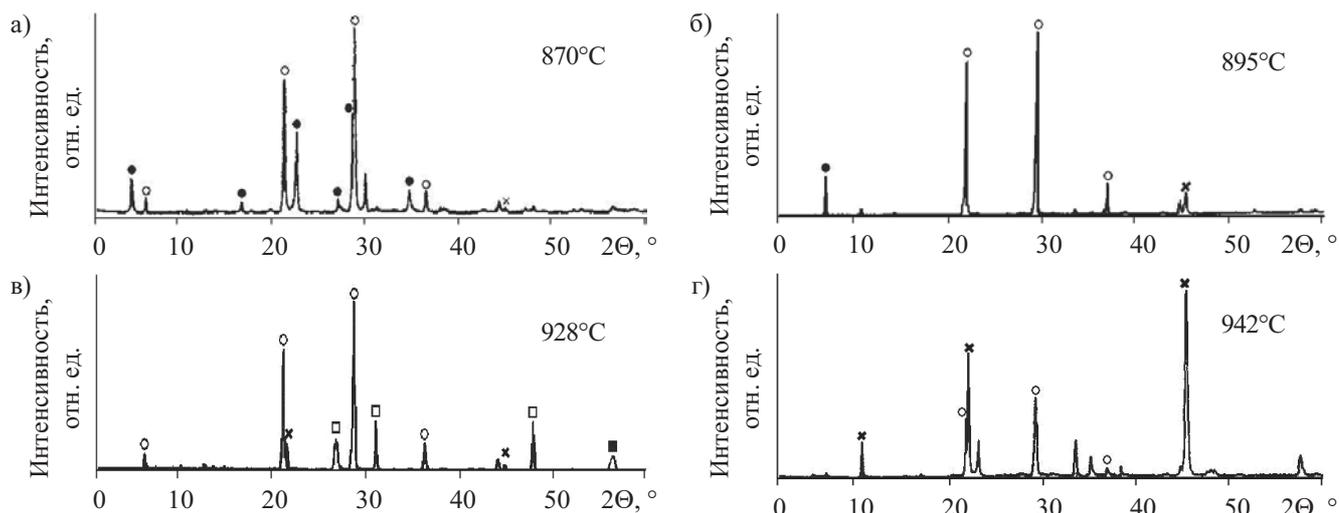


Рис. 9. Рентгеновские дифрактограммы (Cu, k_{α} -излучение) пленок Bi-2212+10 мас.% Ag, сформированных с использованием паст на подложках из Al_2O_3 при температурах отжига 870, 895, 928 и 942°C:

● — Bi-2212; ○ — Bi-2201; × — $(Sr,Ca)CuO_y$; □ — $Bi(SrCa)_2O_y$; ■ — Ca_2CuO_y

отсутствовало, пленки воспроизводили фазовый состав использованного порошка (рис. 8, а). Основной фазой пленок, отожженных при более высоких температурах, является Bi-2201, при этом содержание фазы Bi-2212 уменьшается с ростом температуры (рис. 8, б) вплоть до полного исчезновения при 910°C (рис. 8, в). Наличие примесной фазы $(Sr,Ca)CuO_y$ не менялось при изменении температуры, при этом степень кристалличности пленок резко возрастала при увеличении температуры отжига.

Пленки Bi-2212+10 мас.% Ag, отожженные при 870°C, содержат фазы Bi-2201 и Bi-2212 (рис. 9, а), тогда как при увеличении температуры отжига доминирующей фазой становится Bi-2201 (рис. 9, б—г). Фаза $(Sr,Ca)CuO_y$ содержится в небольших количествах во всех пленках, однако у пленки, отожженной при 942°C, становится преобладающей, что связано с началом испарения пленки и исчезновением других фаз, в то время как $(Sr,Ca)CuO_y$ разлагается при более высоких температурах. Степень кристалличности пленок достигает максимума при температурах 890—920°C, а затем начинает уменьшаться.

Продукты реакции пленок Bi–Sr–Ca–Cu–O с подложкой Al_2O_3 (рис. 10) анализировали с использованием энергетической дисперсионной спектроскопии (ЭДС-анализ, электронный микроскоп JEOL 6400F, оснащенный энергетическим дисперсионным рентгеновским спектрометром LINK). Исследовались пленки Bi-2212 и Bi-2212+10 мас.% Ag. Анализ показал, что Sr и Ca являются основными элементами, участвующими во взаимной диффузии с Al, однако Ca проникает значительно глубже в подложку. По ЭДС-анализу областей 2 и 3 на рис. 10, а в комбинации с электронной дифракцией, продуктом реакции пленки и подложки является соединение $Sr_4Al_6O_{12}SO_4$ (кубическая сингония, период решетки $a=1,85$ нм). Взаимодействие пленки с подложкой приводит к отклонению от стехиометрии жидкой фазы в процессе термообработки в области температур плавления и мо-

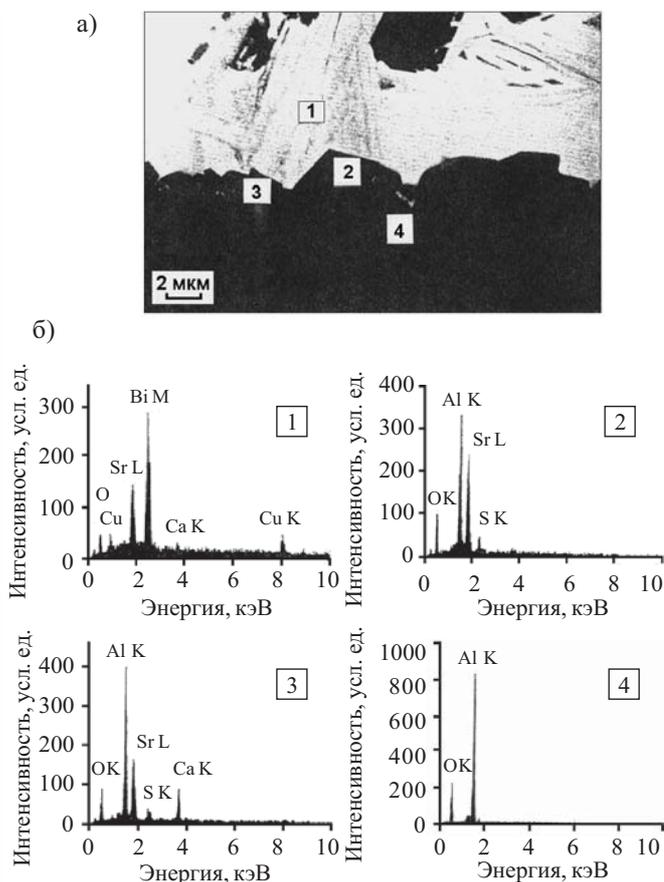


Рис. 10. Строение и состав области на границе подложки из Al_2O_3 и пленки Bi-2212, сформированной с использованием паст:

а — граница раздела "подложка—пленка" (РЭМ, обратное рассеяние); б — результаты ЭДС-анализа (цифрами обозначены анализированные области)

жет увести систему за область гомогенной кристаллизации.

Элементный состав рентгеноаморфных пленок толщиной ≈ 6 мкм, осажденных ВЧ-магнетронным распылением при температуре 300°C на подложках

из $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$, определяли методом оже-электронной спектроскопии (рис. 11, установка LAS 2200). Перед снятием спектров проводили очистку исследуемой поверхности (ионы Ag, энергия 1 кэВ, 10 мин).

После термообработки в пленках происходит формирование и укрупнение кристаллитов, а также перераспределение компонентов, составляющих пленки. Размер ОКР отожженных пленок составляет 30—60 нм. Рекристаллизация, развитие пористости и другие физико-химические процессы, происходящие в пленках при отжиге, приводят к изменению толщины пленки и морфологии их поверхности. При отжиге Sr диффундирует к поверхности пленки, при этом вблизи поверхности образуется фаза SrCO_3 . При отжиге к поверхности диффундируют примесные атомы C и Cl. При температурах отжига 820—855°C в пленках преобладала фаза $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CuO}_6$, а при температурах выше 880°C пленка начинает испаряться. Длительность отжига варьировалась от толщины пленки, т. к. пленки толщиной 0,5—1 мкм наиболее чувствительны к температурному режиму обработки; в более толстых пленках в результате отжига увеличивается количество примесных фаз. Оптимальным для формирования фазы $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ на подложках из $\text{Al}_2\text{O}_3(01\bar{1}2)$ является температурный интервал 860—875°C.

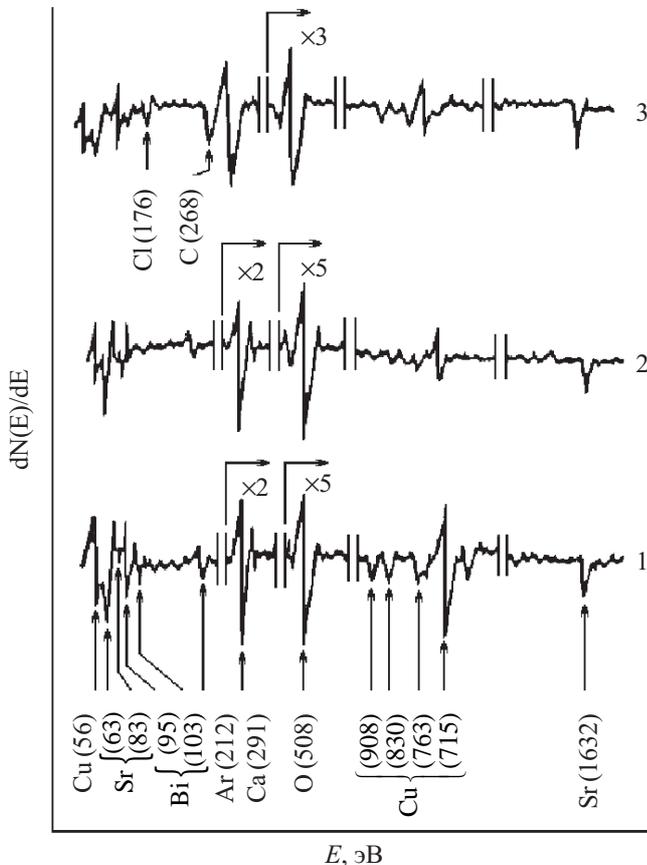


Рис. 11. Спектры оже-электронов поверхности мишени (1) и пленки Bi-2212, полученной ВЧ-магнетронным распылением на подложке из Al_2O_3 (2 — до отжига; 3 — после отжига)

Строение и сверхпроводящие свойства пленок Bi-2212 на подложках из Ag

Подложка из Ag снижает температуру плавления на 15—20°C, а плавление в кислороде начинается позже, чем плавление в воздухе. Полученные на подложке из Ag пленки Bi-2212 имели толщину 12—75 мкм и обладали ярко выраженной ориентированной перпендикулярно оси C вторичной структурой, аналогичной пленкам на подложках из MgO (рис. 12, а). Исследования поверхности и скола пленок показали отсутствие вторичных фаз и упорядоченное слоистое строение (рис. 12, б), подобное пленкам Bi-2212 на подложках из MgO.

Рентгеновские дифрактограммы отожженных пленок Bi-2212 на слоистых подложках $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ag}$ аналогичны рентгенограммам, полученным от пленок на подложках из Ag. Пленки имеют структуру с преимущественной ориентацией в плоскости (00n), однако степень кристалличности пленки ниже, чем у пленок на подложке из Ag, что связано прежде всего с тем, что пластинчатые кристаллиты, составляющие пленку, расположены хаотично (рис. 12, в). Полученные пленки имели $T_{\text{кр}}=86,3$ К и $J_{\text{кр}}=(1,2\dots1,6)\cdot 10^2$ А/см².

Граница раздела пленок Bi-2212 и подложек из Ag четко выражена, при этом отмечено проникновение удлиненных кристаллитов Bi-2212 в подложку на глубину до 10 мкм. Появление внедренных в Ag кристаллитов Bi-2212 является результатом избирательной диффузии или процесса плавления, тогда как распространенность внедренных кристаллитов может быть связана с присутствием дефектов на поверхности подложки, т. к. их количество снижается после отжига подложек и полирования поверхности. Свободная поверхность Ag подвижна при высоких температурах [8], поэтому при температурах отжига пленок, близких к температуре плавления Ag, возможна вы-

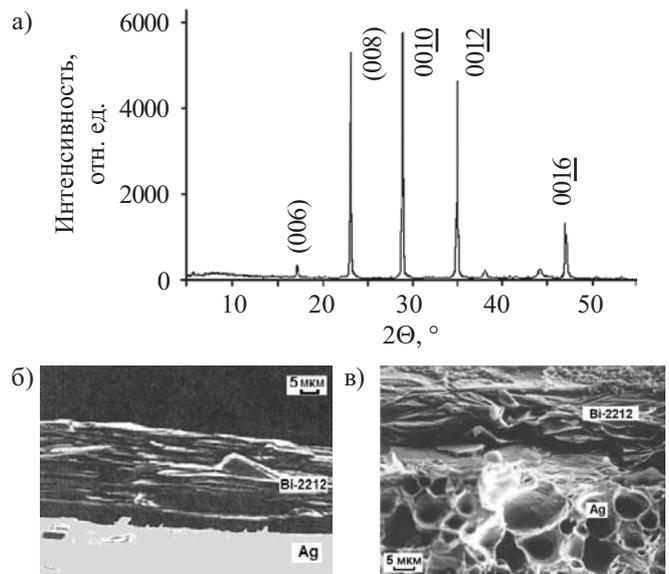


Рис. 12.

а — рентгеновская дифрактограмма (Cu, k_α -излучение); б, в — строение (РЭМ, обратное рассеяние) сколов пленок Bi-2212, сформированных с использованием паст на различных подложках: б — Ag, отжиг при 878°C; в — $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ag}$, отжиг при 871°C

сокая подвижность свободной поверхности. В частности, было установлено, что Ag поглощает кислород, который снижает температуру плавления Ag [7, 9], а температуры плавления подложек из Ag в кислороде и в воздухе, определенные методом дифференциально-термического анализа, равны 932 и 948°C, соответственно, при скорости нагрева 10°C/мин. Последнее показывает, что поглощение O₂ происходит достаточно быстро, чтобы оказывать влияние на температуру плавления. Поэтому не исключено, что внедрение Bi-2212-кристаллитов в подложку связано с высокой концентрацией кислорода, который не только присутствует в подложке, но и поглощается материалом подложки в процессе отжига пленок.

Было обнаружено, что температурный интервал плавления зависит, при равных прочих условиях, от толщины обрабатываемых пленок. На рис. 13, а представлена зависимость $J_{кр}$ пленок Bi-2212, сформированных на подложке из Ag и отожженных в кислороде, от температуры плавления (данные соответствуют двум наборам по толщине пленок — порядка 20 и 40 мкм). Высокие значения $J_{кр}$ для более тонких пленок могут быть получены в широком температурном интервале — при температурах отжига 882—892°C. Значения $J_{кр}$ у таких пленок $\approx 1,2 \cdot 10^4$ А/см².

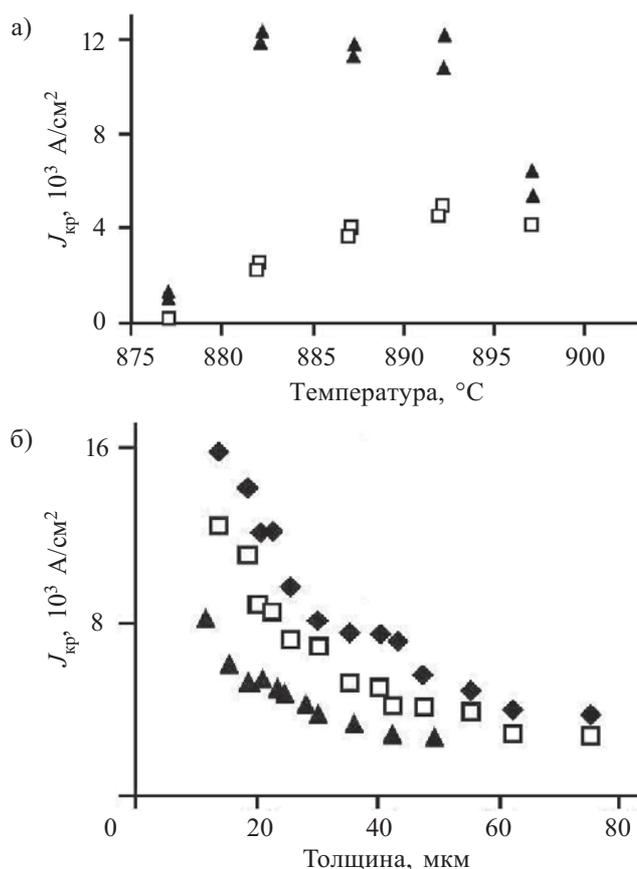


Рис. 13. Зависимость критического тока пленок Bi-2212, сформированных с использованием паст:

а — от температуры отжига (толщина пленок на подложках из Ag: ▲ — 20 мкм, □ — 40 мкм); б — от толщины пленок на подложках из различных материалов и отожженных в разных условиях (▲ — подложки из MgO, отжиг в воздухе; □ — подложки из Ag, отжиг в воздухе; ◆ — подложки из Ag, отжиг в O₂)

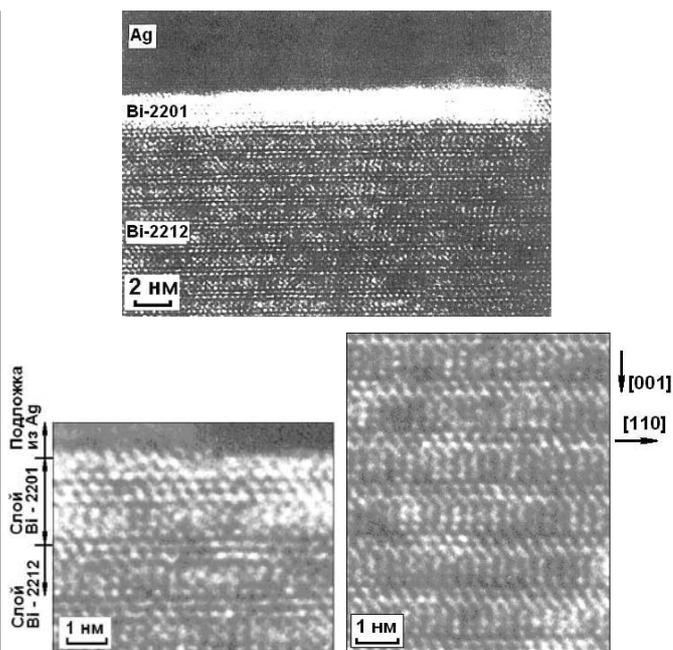


Рис. 14. Граница раздела пленки Bi-2212, сформированной с использованием паст, и подложки из Ag (просвечивающая электронная микроскопия, высокое разрешение)

С толщиной $J_{кр}$ пленок увеличивается с повышением температуры плавления и достигает максимума при 892°C. Дальнейшее увеличение температуры приводит к снижению $J_{кр}$ в пленках, но для более тонких пленок падение $J_{кр}$ значительнее. Падение $J_{кр}$ при температурах выше 892°C обусловлено изменением свойств расплава и увеличением вторичных фаз, что наглядно проявляется у тонких пленок по сравнению с толстыми.

Критический ток падает при увеличении толщины пленок (рис. 13, б), что связано с ограниченным влиянием подложки на строение пленок, но для пленок на подложках из Ag данное падение более существенно, т. к. основную токонесущую нагрузку в них несет тонкий слой вблизи поверхности подложки. Очевидно, последним объясняются значения $J_{кр}$ пленок Bi-2212 на подложках из Ag, которые в среднем в 1,5—3 раза выше, чем у пленок Bi-2212 на подложках из MgO. На рис. 14 показаны границы раздела "пленка—подложка", при этом кристаллиты Bi-2212 ориентированы вдоль направления [001], что было определено по дифракционной картине. Яркая контрастная полоса, непосредственно примыкающая к границе раздела, обусловлена краевым эффектом Фрешнеля из-за различий в толщине Bi-2212 и Ag (полученных при ионном травлении образца).

Степень кристалличности, оцененная по рентгеновским дифрактограммам, составляет 80—90 об.%. Рентгеноаморфная фаза, входящая в состав сформированных пленок, имеет упорядоченную некристаллическую структуру и располагается по границам кристаллитов.

Строение и сверхпроводящие свойства пленок Bi-2212 на подложках из LaAlO₃

При формировании пленок *in-situ* температуры синтеза относительно низкие, тогда как пленки, по-

лученные толсто пленочными методами, отжигаются при более высоких температурах (850—900°C), что вызывает диффузию материала подложки в сверхпроводник и деградацию сверхпроводящих свойств. С другой стороны, присутствие жидкой фазы во время синтеза пленок и определенная степень реакционной способности подложки и пленки являются необходимыми для достижения высокой адгезии. Поэтому основной задачей получения пленок на подложках из LaAlO_3 являлся контроль активности взаимодействия пленки с подложкой, обеспечивающий баланс между высокой адгезией и сверхпроводящими свойствами. Условия нанесения пленок на подложки из $\text{LaAlO}_3\{100\}$ и последующего отжига были идентичны условиям получения пленок на подложках из $\text{MgO}\{100\}$. Полученные после отжига в области температур плавления пленки Bi-2212 и Bi-2212+Ag имели ярко выраженную ориентацию перпендикулярно оси C , аналогичную пленкам, сформированным на подложках из MgO и Ag . Степень кристалличности таких пленок одинакова при равных толщинах.

Пленки Bi-2212 и Bi-2212+Ag имеют слоистую структуру в плоскости (001), при этом в пленках Bi-2212 разориентация кристаллитов больше, чем у пленок Bi-2212+Ag (рис. 15). Отметим, что в пленках Bi-2212 разориентация между отдельными блоками параллельных друг другу Bi-2212 -кристаллитов достигает десятков градусов. Плотность критического тока в пленках различна: в пленке Bi-2212 достигнуты максимальные значения $J_{\text{кр}} = (1 \dots 1,5) \cdot 10^2 \text{ A/cm}^2$, а в пленке Bi-2212+Ag — $(0,5 \dots 2) \cdot 10^3 \text{ A/cm}^2$ в зависимости от толщины пленки. Как это наблюдается для

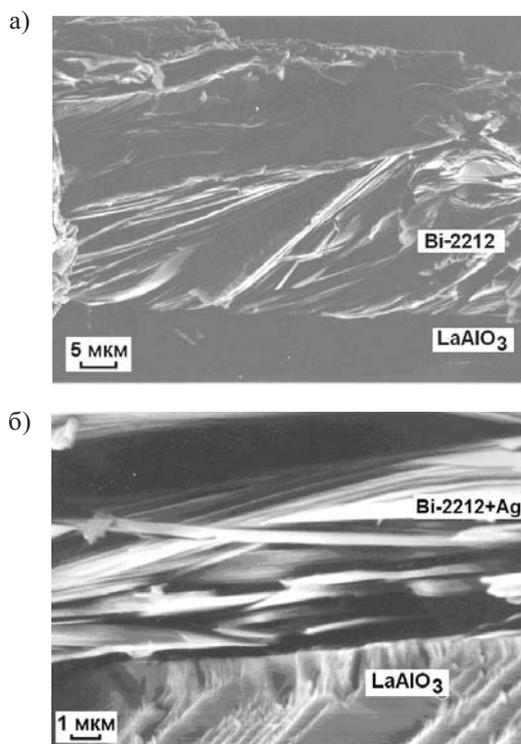


Рис. 15. Строение (РЭМ) сколов пленок Bi-2212 (а) и Bi-2212+Ag (б), сформированных с использованием паст на подложках из LaAlO_3

пленок на подложках из MgO и Ag , более высокие значения $J_{\text{кр}}$ имеют тонкие пленки.

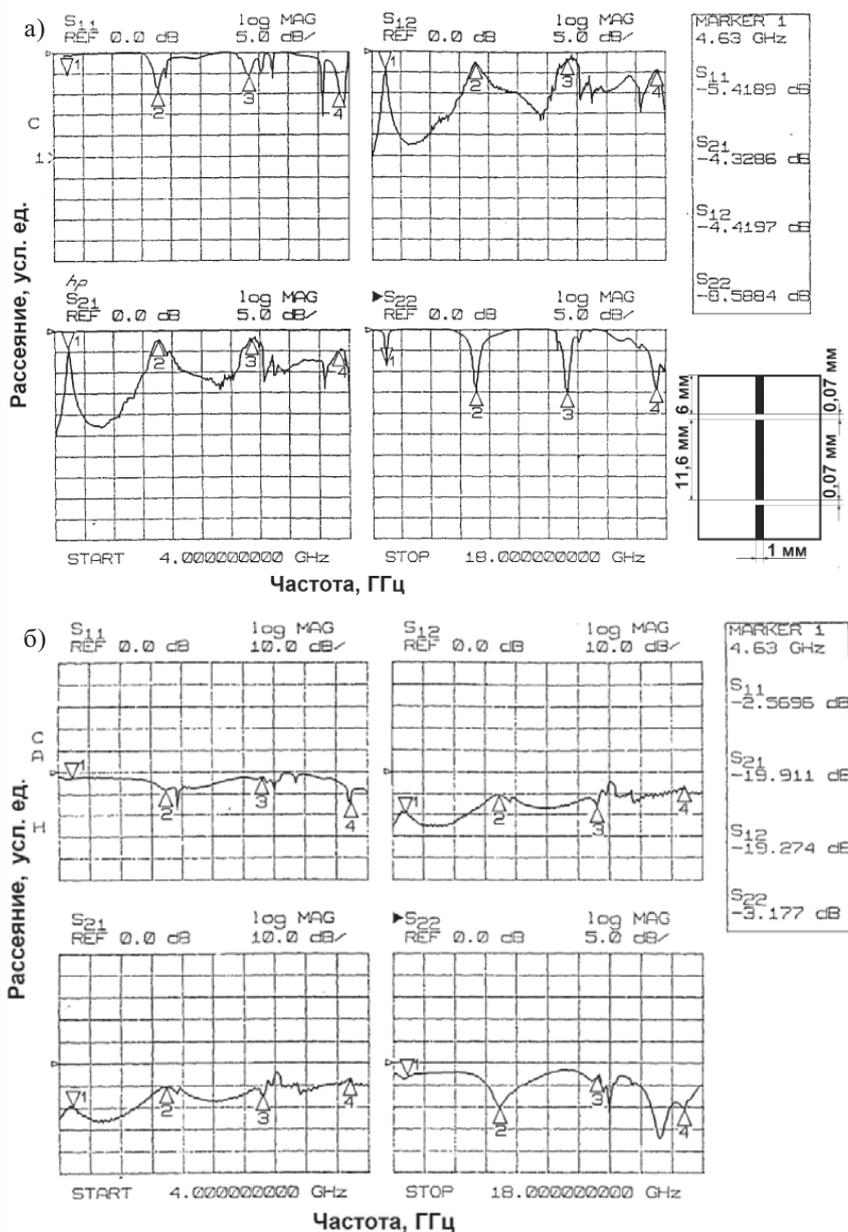
СВЧ-резонаторы на основе пленок Bi-2212

Микрополосковые СВЧ-резонаторы были изготовлены на подложках из $\text{MgO}\{100\}$ с использованием как тонко-, так и толсто пленочной технологии (топология резонатора представлена на рис. 16, а). При тонко пленочном методе применяли ВЧ-магнетронное распыление порошковой мишени Bi-2212 с использованием масок и фотолитографии. Толсто пленочный резонатор был получен методом трафаретной печати пасты Bi-2212+10\% Ag . При толсто пленочной технологии паста наносилась на подложку через металлическую маску (толщина маски 50 мкм, толщина пленки после просушки примерно 35 мкм). Отжиг состоял из нескольких ступеней с максимальной температурой 878°C. Полученная после отжига ВТСП-пленка толщиной 15 мкм (отклонение по толщине <10%) имела высокоупорядоченную Bi-2212 -структуру ($T_{\text{кр}} = 92 \text{ K}$; $J_{\text{кр}} = 5 \cdot 10^3 \text{ A/cm}^2$). На обратную сторону подложки катодным распылением наносилась пленка Ag .

Сигнал поступал через жесткий коаксиальный подвод, а соединение с микрополосковыми линиями осуществлялось при помощи Ag -контактов, нанесенных на подслое Au ($\approx 50 \text{ nm}$). Контакты Ag были получены нанесением Ag -пасты с последующей термообработкой при 250°C. Подложка крепилась к корпусу резонатора также с использованием Ag -пасты.

Испытания проводились на приборе НР-8510С, при этом резонатор подключался коаксиальным (50 Ом) кабелем к анализатору через калибровочный кабель. При низкотемпературных измерениях коаксиальный кабель с резонатором погружался в контейнер с жидким азотом. Измерения проводились в диапазоне частот от 4 до 18 ГГц при мощности подаваемого сигнала 63 Вт. Исследуемыми характеристиками являлись комплексные S -параметры (S_{11} , S_{12} , S_{21} , S_{22}), определяющие уровень прохождения сигнала и уровень потерь. Проведенные испытания показали уменьшение потерь сигнала обоих резонаторов при погружении систем в жидкий азот по сравнению с измерениями, проведенными при комнатной температуре. В случае тонко пленочного резонатора наблюдалось увеличение потерь при повторных измерениях.

Испытания толсто пленочных резонаторов показали (рис. 16), что при комнатной температуре потери на частоте первой гармоники 4,63 ГГц составляли более 19 дБ, что соответствует уровню проводимости самой системы данной конфигурации в отсутствие полоска (20—25 дБ). При погружении системы в жидкий азот потери падали до 4,42 дБ, что на 15 дБ меньше, чем уровень потерь при комнатной температуре. Таким образом, происходит резкое уменьшение импеданса при переходе системы к низким температурам. Как видно из рисунка, потери сигнала при прохождении системы составляли более 50%, что связано с взаимодействием сигнала с поверхностью пленки (рассеивание), а также с ее краями в области зазоров, что остается главной проблемой толсто пленочных резонаторов.



плотности (δ), но формально такие решения для твердотельных структур не существуют [10] (кроме случая $\delta = \text{const}$), поскольку в результате тепловых флуктуаций функция термодинамического потенциала должна «размываться» и при неограниченном возрастании площади (размеров) такой системы флуктуационные деформации стремятся к бесконечной величине (в отличие от трехмерного случая, когда они остаются конечными и для неограниченных систем). В реальных структурах, когда флуктуации не слишком велики, а толщины пленок незначительны, подобные системы могут иметь довольно большие размеры. Последнему способствуют как логарифмический закон (для двухмерного случая) возрастания флуктуаций, разрушающих порядок, так и механизмы формирования блочности, а в общем случае — появление морфологической иерархии в виде доменности, пластинчатости, волокнистости и других типов потери монокристалличности, поскольку в подобных случаях имеет место «перекачка» упругой объемной энергии в межфазную (пограничную или поверхностную) энергию.

В [10] отмечалось, что именно для планарных систем возможные элементы симметрии исчерпываются осями и проходящими через них плоскостями симметрии. Очевидно, в таких системах (сохраняющих элементы симметрии, присущие кристаллам) должны преобладать ориентации, при которых оси симметрии, как и проходящие через них плоскости симметрии, должны располагаться перпендикулярно поверхности пленки или близко к данному направлению (в зависимости от условий формирования).

Известно [11], что нарушение когерентности твердотельной системы может осуществляться различными релаксационными механизмами, позволяющими снижать упругую и неупругую составляющие энергии за счет выбора внутренней структуры, взаимного расположения когерентных фаз и оптимизации их формы.

В отличие от механизмов нормального или тангенциального формирования, применимых к условиям поатомарного роста монокристаллов, ни для толстых пленок (полученных термообработкой в области температур плавления), ни для тонких (полученных с использованием ионно-плазменных или вакуумных технологий) указанные выше механизмы не реализуются. Особенности образования тонких пленок на примере алмазоподобных материалов были

Рис. 16. Частотные спектры полоскового резонатора, полученного на основе ВТСП-пленки, сформированной по толстопленочной технологии. Температура измерений:

а — 77 К (в нижнем углу показана схема резонатора); б — 300 К

ночных резонаторов вследствие трудности их точного изготовления. Уменьшение поверхностного сопротивления возможно за счет снижения шероховатости поверхности пленки, зависящей от размера частиц используемого в пастах порошка и условий отжига.

В целом, на примере изготовленных макетов микрополосковых резонаторов была показана работоспособность полученных по тонко- и толстопленочной технологиям пленок системы Bi-Sr-Ca-Cu-O при низких температурах и сверхвысоких частотах.

Обсуждение экспериментальных данных

Как выше отмечалось, основной целью настоящей работы являлось изучение особенностей строения ВТСП-пленок, полученных различными методами. Как известно, планарные системы, в частности тонкие пленки, характеризуются двухмерной функцией

рассмотрены в [12]. Было показано, что фактически такие процессы можно охарактеризовать как происходящие в условиях потери морфологической устойчивости гранных форм роста [13]. Анизотропия скоростей формирования по различным направлениям особенно велика при образовании тонких пленок, поскольку искривление поверхности формирования ведет к возрастанию кинетических коэффициентов и, следовательно, к дальнейшему увеличению неоднородностей условий формирования для различных участков пленок. В совокупности такие процессы обуславливают лавинообразную потерю морфологической устойчивости плоских поверхностей (граней) для образующейся твердотельной системы. Для кристаллов потеря устойчивости связана, как правило, с особенностями пересыщений в системе роста, когда при формировании пленок потеря морфологической устойчивости чаще всего имеет место на начальной стадии.

Действительно, экспериментально установлено, что осаждение кластеров, образующихся вблизи поверхности осаждения при использовании плазменно-ионных методов или вакуумного распыления, неизбежно приводит к существенной неоднородности поверхности. Как правило, на начальной стадии такого морфологически вырожденного образования углы разориентации отдельных участков пленки невелики, так что пленка не теряет сплошности. Дальнейшее ухудшение условий формирования (и, следовательно, продвижение на пути потери морфологической устойчивости) приводит к возрастанию разориентации отдельных участков пленки и, в последующем, к их пространственному (частичному или полному) разделению. Можно также предположить, что пластинчатая структура материала пленок, характерная для определенных условий формирования, обусловлена как особенностями упругих и неупругих полей, так и наличием, в ряде случаев, своеобразной текстуры.

Процессы наноструктурирования представляют значительно более широкие возможности для сохранения когерентности межфазных границ, поэтому объяснение фазовых состояний в наноструктурах невозможно без рассмотрения подструктур, обладающих, в общем случае, некристаллографической симметрией [14—16]. Появление экспериментальных данных о таких фазовых состояниях и структурах (главным образом по результатам применения методик высокоразрешающей электронной микроскопии) также свидетельствует о недостаточности кристаллографических групп для адекватного отображения симметрии таких систем. Для целого ряда материалов данное положение подтверждается экспериментально, в частности, были обнаружены структурно-неоднородные наночастицы ZrO_2 , состоящие из взаимопроникающих фрагментов с различной симметрией, при этом ориентационные соотношения были “несовместимыми” с точки зрения классической кристаллографии [15]. Границы фрагментов являются когерентными, поэтому такие образования можно определить и как наноструктуры с когерентными границами, часто называемые аperiодическими или (для ВТСП-материалов) слоистыми кристаллами.

Для наноструктур, представленных конечными решетками, условие трансляционной инвариантности может и не иметь места, поэтому чтобы не получить бесконечное множество элементов симметрии, требуется выполнение определенных условий. В частности, необходимо, чтобы элементы симметрии соответствовали особенностям решений для физических систем, в которых образуются наноструктуры. Решения должны быть калибровочно инвариантны, а физические свойства — описываться борелевыми алгебрами. Кроме того, решения должны быть применимы для гамильтоновых систем (к которым относится большинство твердотельных задач) и согласовываться с метрическими и топологическими свойствами физического пространства.

Впервые важность учета дискретности макросостояний упорядоченных систем было продемонстрировано в теории фазовых переходов 2-го рода (ФП2) (переходов из одного типа упорядочения или периодичности в другой [10]), в которой использовались преобразования коэффициентов разложения термодинамических функций по неприводимым представлениям (векторным) групп симметрии изучаемых систем. Напомним, что неприводимые представления пространственных групп кристаллографических систем строятся при этом по неприводимым представлениям конечных точечных групп, число которых, как известно, ограничено.

Сама по себе теория ФП2, как известно, относится к теории самосогласованного поля, в которой не учитывается вклад флуктуаций параметра η , что приводит к определенным ограничениям (в отличие от трехмерных структур) для ее применимости, например, для планарных (пленки) и линейных (тонкие “проволочки”) систем. Существенно, что в двухмерных структурах указанного типа сверхпроводимость может существовать, хотя дальний сверхпроводящий порядок в таком случае невозможен. Более того, само требование устойчивости кристаллической решетки закрывает возможность существования ВТСП, так что наиболее перспективными (по отношению к возрастанию температуры перехода) являются структуры, упорядоченные по некристаллографическим закономерностям. Как известно, эффект “спаривания” может быть обусловлен различными причинами, в частности, значительной анизотропией сверхпроводящей щели в ВТСП-пленках, вызванной их наноструктурированностью. Что касается роли флуктуаций, то следует учитывать особенности поведения термодинамических функций наноструктурированных систем в точках перехода ФП2 (в которых система становится нелинейной) и, в связи с этим, роль топологических (геометрических) инвариантов для такого рода упорядоченных систем.

Такой подход связан с тем, что симметрия (тип упорядочения) в точке перехода типа ФП2 меняется скачком, так что в случае конечных упорядоченных систем (например наноструктур) термодинамические функции становятся впрямую зависимы от координат точек (атомов, молекул), а значит, и векторнозначимыми величинами при использовании алгебраических конструкций. Математическую особость точек

перехода ФП2 отмечал Л. Д. Ландау [10], поскольку при непрерывности термодинамических функций (энергии, объема, энтропии) имеет место скачок их первых производных. В рамках алгебраического подхода можно говорить о нелиевости таких систем в точке перехода, а следовательно, о необходимости введения в рассмотрение топологических инвариантов как кохомологических (гомологических) характеристик дифференциальных форм, соотносящихся с упомянутыми векторнозначимыми термодинамическими функциями [17]. Более того, в случае фазовых превращений первого рода конденсированных систем (например, при образовании упорядоченной структуры) термодинамическая функция (химический потенциал) вблизи линии перехода не определена, и ее (как и другие подобные функции) нельзя рассматривать как аналитическое продолжение, отвечающее равновесному состоянию фаз [10].

Игнорирование указанных свойств при изучении и предсказании особенностей фазовых переходов для упорядоченных систем (при расчетах только по минимумам энергии) может приводить, в лучшем случае, к неоднозначности выводов, а зачастую — и к неправильным результатам. Проиллюстрируем сказанное на примере рассмотрения периодических, квази- или локально-периодических групп.

Действительно, все дискретные (необходимое условие при рассмотрении атомнопорожденных систем) подгруппы компактных групп конечны (таковы, например, точечные группы), так что простые расчеты термодинамических величин с учетом взаимодействий между атомами или молекулами (в частности, минимумов суммарной энергии указанных систем) без учета топологических параметров и дискретности свойств конечных или локально-конечных (локально-периодических) структур может приводить к неправильным выводам, например в части их стабильности и реализуемости. Дело в том, что инварианты, соответствующие заданному множеству представлений (алгебр) конечных или компактных групп Ли (в частности, всех классических групп), обладают конечным целым рациональным базисом. Таким образом, системы, относящиеся к левым (соответственно характеризующиеся дифференцируемыми функциями координат), являются дискретными не только в смысле атомнопорожденности, но и по своим свойствам (строению). Следовательно, конденсированные системы, как правило, не могут рассматриваться как непрерывные (по энергии), а только как изменяющие свое строение в соответствии с набором топологических инвариантов, характеризующих как особенности вложения в реальное физическое пространство, так и выбор граничных условий.

Заключение

Полученные результаты позволяют рассмотреть возможные дальнейшие направления развития технологий получения тонких и толстых пленок. В частности, для толсто пленочных покрытий представляется перспективным развитие работ по нанесению пленок системы Bi–Sr–Ca–Cu–O на подложках из Al_2O_3 с использованием буферного подслоя, содержащего

Ag, что расширит область использования ВТСП-пленок в микроэлектронике.

Несомненно важным для практического использования является применение метода термообработки в области температур плавления для пленок, полученных тонко пленочными методами. Такой подход позволит не только улучшить токонесущую способность пленок, но и интегрировать их в одном устройстве с толсто пленочными структурами.

Проведенные исследования одновременно показывают возможности использования серийного оборудования для получения пленок ВТСП-материалов, пригодных для применения в устройствах электронной техники. Например, на основе сформированных пленок $Bi_2Sr_2CaCu_2O_y$ были изготовлены макеты микрополосковых СВЧ-резонаторов, на которых была показана работоспособность пленок системы Bi–Sr–Ca–Cu–O, сформированных методами тонко- и толсто пленочной технологий, при низких температурах и сверхвысоких частотах, что позволяет использовать указанные пленки при изготовлении элементов СВЧ-устройств.

Хорошо известна роль нобелевского лауреата академика РАН В. Л. Гинзбурга в создании ψ -теории сверхпроводимости, в значительной степени соотносящейся с теорией фазовых переходов 2-го рода Л. Д. Ландау, в которой важную роль играет параметр порядка η . Все ссылки имеются в обобщающей статье В. Л. Гинзбурга “Сверхпроводимость и сверхтекучесть (что удалось и чего не удалось сделать)”, опубликованной в журнале «Успехи физических наук» (т. 167, № 4) в 1997 году. В частности, В. Л. Гинзбург в 1974 году обобщил ψ -теорию на случай анизотропных сверхпроводников, что оказалось к месту при открытии высокотемпературной сверхпроводимости, где анизотропия значительна. Вызывает восхищение предсказательный характер его работ (не только в применении к пленочным структурам) о связи особенностей таких систем (например, для рассматриваемых ВТСП-пленок) с их реальной структурой или, как в настоящее время принято классифицировать, с их фактической наноструктурированностью.

ИСПОЛЬЗОВАННЫЕ ИСТОЧНИКИ

1. Paul W., Baumann Th. Inductive measurements of intergranular critical currents in ceramic rings // *Physica C*.— 1991.— Vol. 175.— P. 102—105.
2. Илюшечкин А. Ю., Белянин А. Ф. Метод частичного плавления в получении пленок высокотемпературных сверхпроводящих материалов // *Технология и конструирование в электронной аппаратуре (ТКЭА)*.— 1997.— № 3.— С. 22—23.
3. Alarco J. A., Pyushechkin A. Y., Yamashita T. et al. Microstructural investigations of Bi–Sr–Ca–Cu-oxide thick films on alumina substrates // *Journal of Materials Science*.— 1997.— Vol. 32.— P. 3759—3764.
4. Белянин А. Ф., Семенов А. П., Илюшечкин А. Ю. и др. Применение плазменного ионного источника и планарного магнетрона для выращивания тонких пленок высокотемпературных сверхпроводников // *Техника средств связи. Сер. ТПО*.— 1989.— Вып. 1.— С. 4—15.
5. Белянин А. Ф., Пашенко П. В., Житковский В. Д. Формирование методом магнетронного ВЧ-распыления пленок систе-

мы Bi–Sr–Ca–Cu–O, обладающих ВТСП // Техника средств связи. Сер. ТПО.— 1990.— Вып. 5.— С. 50—54.

6. Самойлович М. И., Белянин А. Ф. Особенности строения и сверхпроводящие свойства ВТСП-пленок // Наука и технологии в промышленности.— 2006.— № 4(II).— С. 104—118.

7. Hasegawa T., Kobayashi H., Kumakura H. et al. The effect of Ag on the formation of $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ thick film // Physica C.— Vol. 222.— 1994.— P. 111—118.

8. Smithells Metall Reference Book. Chaoter 12 / Ed. by E. A. Brandes, G. B. Brook.— Butterworth-Heinemann Ltd. Oxford, 1992.

9. Lindemer T. B., Washburn F. A., MacDougall C. S. Study of phase behaviour in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}-\text{BaCuO}_{2+y}-\text{CuO}-\text{Ag}$ system // Physica C.— 1992.— Vol. 196.— P. 390—393.

10. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Статистическая физика.— М.: Наука, 1964.

11. Ройтбурд А. Л. Особенности развития фазовых превращений в кристаллах // В кн.: Проблемы современной кристаллографии.— М.: Наука, 1975.— С. 245—369.

12. Самойлович М. И., Белянин А. Ф. Формирование наноструктурированных пленок алмазоподобных материалов. Ч. 1, 2 //

Нано- и микросистемная техника.— 2006.— № 7.— С. 21—34; № 8.— С. 14—25.

13. Чернов А. А. Теория устойчивости гранных форм роста кристаллов // Кристаллография.— 1971.— Т. 16, вып. 4.— С. 842—863.

14. Самойлович М. И., Талис А. Л. Основы теории симметрии наноструктурных состояний. Наноматериалы.— М.: Техно-маш, 2006.

15. Шевченко В. Я., Самойлович М. И., Талис А. Л., Мадисон А. Е. Наноструктуры с когерентными границами и локальный подход // Физика и химия стекла.— 2004.— Т. 30, № 6.— С. 731—748.

16. Самойлович М. И., Талис А. Л. Геликоиды Госсета. I. 8-мерная кристаллографическая решетка E_8 и определяемые ею кристаллографические, квазикристаллографические и нецелочисленные винтовые оси геликоидов // Кристаллография.— 2007.— Т. 52, № 4.— С. 599—606.

17. Дубровин Б. Л., Новиков С. П., Фоменко А. Т. Современная геометрия. Т. 2.— М.: Изд-во Эдиториал УРСС, 2001.

НОВЫЕ КНИГИ

НОВЫЕ КНИГИ

Р. Корис, Х. Шмидт-Вальтер. Справочник инженера-схемотехника.— М.: Техносфера, 2006.— 608 с.

Удобный, компактный и достаточно полный источник информации по таким областям электротехники и электроники как:

- основы расчета цепей постоянного и переменного тока,
- закономерности электрических и магнитных полей,
- принципы измерения основных электрических величин,
- аналоговая и цифровая схемотехника,
- силовые электрические компоненты.

Большое количество примеров и иллюстраций (более 500 диаграмм и рисунков, 60 таблиц) упрощают поиск необходимой информации.

В приложении приведены полезные математические соотношения и ряд таблиц, часто требующихся в повседневной инженерной практике. Книга адресована студентам, инженерам, разработчикам разнообразной электронной аппаратуры и измерительных систем.

В Германии этот справочник переиздавался шесть раз. Он переведен на несколько языков. Без сомнения, он будет популярен и в России.



НОВЫЕ КНИГИ

Герасименко Н. Н., Пархоменко Ю. Н. Кремний — материал наноэлектроники.— М.: Техносфера, 2006.— 352 с.

Монография посвящена рассмотрению проблем и возможностей использования кремния для создания приборов и устройств наноэлектроники и нанофотоники. Даны представления о квантоворазмерных эффектах, возможности их проявления в кремниевых элементах и структурах, а также физических ограничениях. Рассмотрены наиболее перспективные технологические возможности формирования наноразмерных кремниевых структур.

