

ОДНОФАЗНЫЕ СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ ПЛЕНКИ $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ НА ПОДЛОЖКАХ $(\text{Y}, \text{Nd})\text{AlO}_3$

А.М.Гришин, Г.В.Гусаков, А.Б.Мухин, Н.Ю.Старостюк, Д.И.Савицкий*, И.М.Сыворотка*

Донецкий физико-технический институт АН Украины
340114 Донецк, Украина

* Львовский научно-исследовательский институт материалов, НПО "Карат"
290031 Львов, Украина

Поступила в редакцию 24 марта 1993 г.

Получены однофазные сверхпроводящие пленки $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ на монокристаллической подложке $(\text{Y}, \text{Nd})\text{AlO}_3$. Пленки имеют выраженную с-текстуру и сильно ориентированы в (а, b)-плоскости.

1. С момента открытия явления высокотемпературной сверхпроводимости (ВТСП)^{1,2} значительные усилия были направлены на получение совершенных пленок высокотемпературных оксидных сверхпроводников. с-ориентированные пленки Вi-системы были получены различными способами: лазерным и магнетронным распылением^{3,4}, молекулярно-пучковой эпитаксией⁵. В качестве подложек наибольшее распространение получили материалы с кубической решеткой: SrTiO_3 , MgO , стабилизированный иттрием цирконий ($\text{ZrO}_2 - 9\% \text{Y}_2\text{O}_3$) и ромбоэдрический сапфир (Al_2O_3 с буферным подслоем из ZrO_2).

Перспективными для микроволновых применений являются подложки из LaAlO_3 – кристалла с искаженной кубической решеткой, идеально соответствующей параметрам базовой плоскости сверхпроводников "123". Различие постоянных а и b этого кристалла может быть использовано для ориентации пленок в базовой плоскости. Это, в свою очередь, должно обеспечить для них высокое значение критического тока j_c . Перспектива повышения j_c особенно актуальна для пленок Вi-системы, у которых резистивный переход имеет резкое начало при температурах выше 100 К, но затем на уровне нескольких долей мкОм·см хвост сопротивления тянется вплоть до 40–50 К. Отсутствие критического тока при этих температурах обуславливает электромагнитный шум даже в наиболее совершенных пленках BSCCO. Причиной их низкого j_c являются кристаллические межсрастания фаз гомологического ряда $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+4}$ ⁶ и границы раздела разориентированных кристаллитов.

2. Для получения ориентированных в базовой плоскости пленок BSCCO в качестве подложки мы выбрали моноалюминат иттрия YAlO_3 – перовскитоподобный кристалл ромбической сингонии пространственной группы $D_{2h}^{16}(Pbnm)$. Параметры элементарной ячейки: $a = 0,512$ нм, $b = 0,533$ нм и $c = 0,737$ нм¹). Легированный редкоземельными элементами, этот кристалл используется в качестве активной среды для твердотельных лазеров ближнего ИК-диапазона. Легирование не изменяет симметрии кристаллов, а приводит лишь к незначительным изменениям постоянных решетки. Учитывая структурные особенности алюмината иттрия, его термическую стойкость и химическую инертность, а

¹) Параметры решетки и кристаллографические направления кристалла $(\text{Y}, \text{Nd})\text{AlO}_3$ мы приводим в орторомбической системе.

также близость параметров элементарной ячейки в плоскости (001) к параметру a тетрагональной решетки соединений ряда $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+4}$, его можно рассматривать в качестве потенциального подложечного материала для эпитаксиального наращивания BSCCO-пленок. Низкие тангенс диэлектрических потерь $\text{tg}\delta = 1 \cdot 10^{-3}$ (10 ГГц, 300 К) и диэлектрическая проницаемость $\epsilon = 16$, близкие к BSCCO коэффициенты термического расширения $k_a = 5,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $k_b = 4,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $k_c = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, раздвигают перспективы применения этих подложек.

Нам известно лишь одно сообщение ⁷ о получении на такой подложке пленки $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Cu}_1\text{O}_y$ (2201) методом молекулярно-пучковой эпитаксии. В настоящей работе представлены данные о синтезе однофазных с-текстурированных и ориентированных в (a, b)-плоскости пленок $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ на новой подложке (Y, Nd)AlO₃.

3. Подложки (Y, Nd)AlO₃ готовили, используя шихту из особо чистых моноалюмината иттрия и оксида неодима (легирующая добавка Nd₂O₃ вводилась в количестве 1–3% мас). После прокаливании при 1000°C и гомогенизации спрессованная в таблетки смесь порошков отжигалась на воздухе в течение 15–20 час при температуре 1200°C. Монокристаллы YAlO₃:Nd выращивались из расплава методом Чохральского на автоматизированной установке типа "Galaxie". Рост кристаллов осуществлялся в направлении [010] на ориентированную бездвойниковую затравку. Свежевыращенные кристаллы подвергались 24-часовому отжигу при температуре 1400°C. Механическая обработка подложек включала резку, шлифовку и химико-механическую полировку для удаления нарушенного слоя и достижения эпитаксиального качества поверхности.

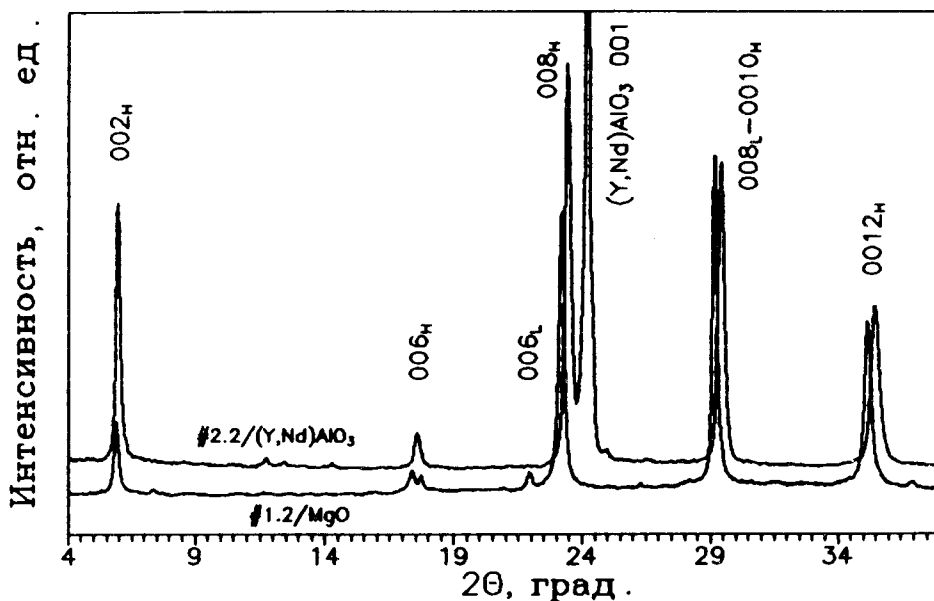


Рис.1. Дифрактограмма однофазной пленки #2,2, выращенной на подложке (Y, Nd)AlO₃, (верхняя кривая) и двухфазной пленки #1,2 на MgO (нижняя кривая). Индексом L отмечены рефлексы низкотемпературной фазы 2201, индексом H – высокотемпературной фазы 2212

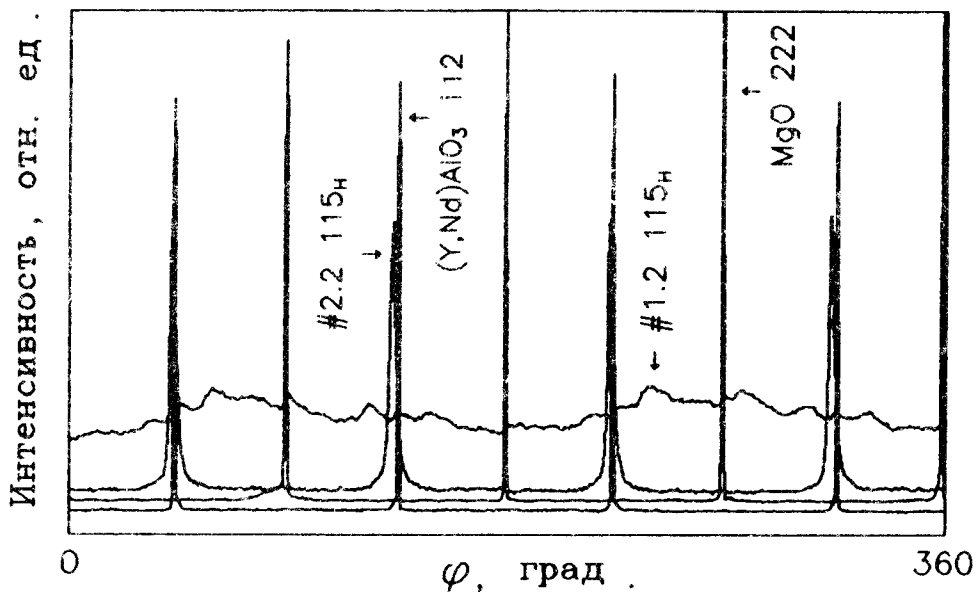


Рис.2. φ -сканы нетекстурных максимумов: 112 – подложки (Y,Nd)AlO₃, 222 – MgO и рефлекса 115 фазы 2212 для пленок #1,2 и #2.2. Видны высокая степень совершенства монокристаллических подложек, сильная а-ориентация пленки на подложке (Y,Nd)AlO₃ и полная разориентация в (а, в)-плоскости кристаллитов на подложке MgO

Контроль поверхности осуществлялся с помощью электронографа, а измеренная профилометром шероховатость не превышала значения $R_z = 10 \text{ \AA}$. Подложки имели размер $10 \times 15 \text{ мм}^2$, толщину 0,5 мм, параметры элементарной ячейки $a = 0,51788 \text{ нм}$, $b = 0,53277 \text{ нм}$, $c = 0,73690 \text{ нм}$. Отклонение от ориентации (001) не превышало 20.

Тонкие пленки состава 2212 были получены магнетронным распылением керамической мишени на постоянном токе в атмосфере Ar^+ . Мишень $\text{Bi}_2\text{Pb}_{0,5}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ получали твердофазным синтезом из окислов Bi, Pb, Cu и карбонатов Sr и Ca. Допирование свинцом осуществлялось в процессе синтеза поэтапно⁸. Окись свинца (в количестве 0,17 формульных единиц) добавлялась трижды, после каждого 30 час отжига и перетираания таблетки. Общая продолжительность отжига на воздухе при температуре 835°C составила 150 час. По рентгеновским данным мишень содержала 60% фазы 2223 и 40% – 2212.

Пленки были получены на установке ВУП-5М. Время напыления пленок составляло 1/2 час (толщина – 1200 \AA). Температура подложки в процессе напыления не превышала 80°C . Расстояние между подложкой и мишенью было 5 см. После напыления рентгено-аморфные пленки подвергали отжигу в воздушной атмосфере при температуре $820 - 870^\circ\text{C}$ в течение 0,5–1,5 час. Для сравнения результатов одновременно напылялись и отжигались в тех же условиях пленки на подложке из природного MgO (001).

Структура, фазовый состав и текстура пленок определялись методом рентгеноструктурного анализа в CuK_α -излучении. Сопротивление измерено стандартным четырехконтактным методом. Стехиометрия пленок после отжига

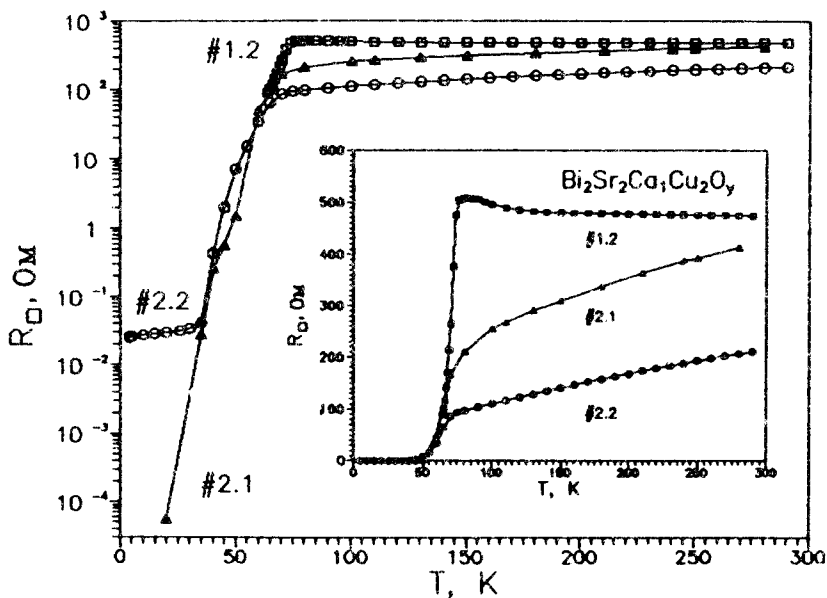


Рис.3. Температурная зависимость электросопротивления пленок BSCCO на подложке $(Y, Nd)AlO_3$ – кривые #2,1 и #2,2 и на MgO – кривая #1,2. Измерительный ток $j \approx 3A/cm^2$

определялась методом локального фазового анализа на микроскопе "JEOL".

4. На рис.1 приведены дифрактограммы пленок на подложках $(Y, Nd)AlO_3$ (#2,2) и MgO (#1,2). Пленка #1,2 оказалась двухфазной (2212+2201, средний состав – $Bi_2Sr_{1,4}Ca_{0,7}Cu_{2,08}O_y$), а пленка #2,2 – однофазной ($Bi_2Sr_{1,4}Ca_{1,07}Cu_{1,88}O_y$). Пленки сильно текстурированы в направлении оси с. Постоянные решетки в направлении оси с отличаются: $c = 30,705 \text{ \AA}$ для пленки #1,2 на MgO и $c = 30,56 \text{ \AA}$ для пленки #2,2 на $(Y, Nd)AlO_3$.

Для определения разориентации кристаллитов в плоскости (a,b) был снят φ -скан рефлекса 115 фазы 2212 (см. рис.2. Пленка наклонялась к оси гониометра на угол $\chi = 58,1^\circ$, $2\theta = 27,54^\circ$). Для пленки #2,2 четыре острых максимума свидетельствуют о высокой степени ориентации кристаллитов в (a,b)-плоскости (разориентация осей не превосходит $1,2^\circ$). Их одинаковая интенсивность означает существование только одной группы а-ориентированных кристаллитов. Соосность направлений a и b пленки и подложки $(Y, Nd)AlO_3$ видна по совпадению φ -сканов пленочного 115₂₂₁₂ и подложечного 112 ($\chi = 45^\circ$, $2\theta = 34,292^\circ$) рефлексов. Как видно из φ -скана рефлекса 222 ($\chi = 54,7^\circ$, $2\theta = 62,4^\circ$), подложка из MgO была достаточно совершенна. Тем не менее, пленка #1,2 на MgO имеет хаотическую ориентацию кристаллитов в плоскости (a,b) – ее φ -скан не имеет выраженных максимумов.

5. Резистивный переход для всех пленок начинается при низких температурах ($T_{R_{onset}} \approx 75 \text{ K}$, см. рис.3. Пленка #2,1 имела ту же стехиометрию, что и #2,2, но отличалась температурой отжига). Это обусловлено тем, что для получения пленки #1,2 использовался неполированный скол природного MgO , а для пленок #2,1 и #2,2 – режимы отжига еще далеки от оптимальных. Тем не менее, пленки на подложке из $(Y, Nd)AlO_3$ более низкоомны и имеют

металлический ход сопротивления.

Пленка #2,2 (самая низкоомная в нормальном состоянии) на переходе уменьшает свое сопротивление в 2500 раз и начинает "шуметь" в низких температурах на уровне 0,3–0,5 мкОм·см. Сопротивление пленки #2,1, в нормальном состоянии большее чем у #2,2, при $T = 20$ К становится меньше $6,62 \cdot 10^{-10}$ мкОм·см. С этой точностью можно говорить об установлении в пленке #2,1 бездиссипативного сверхпроводящего состояния.

6. Получены однофазные сверхпроводящие пленки $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ на монокристаллической подложке $(\text{Y}, \text{Nd})\text{AlO}_3$. Пленки можно классифицировать как эпитаксиальные, так как они с-ориентированы и имеют ярко выраженную текстуру в базовой плоскости.

Авторы благодарны А.В.Зиновуку за измерение электросопротивления.

-
1. J.C.Bednorz and K.A.Muller, Z. Phys. B **64**, 189 (1986).
 2. C.W.Chu, P.H.Hor, R.L.Menz, et al., Phys. Rev. Lett. **58**, 405 (1987).
 3. M.Kanai, T.Kawai, M.Kawai, and S.Kawai, Jap. J. Appl. Phys. **27**, L1293 (1988).
 4. T.Yoshitake, T.Satoh, Y.Kuro, and H.Igarashi, Jap. J. Appl. Phys. **27**, L1262 (1988).
 5. B.Vengalis and A.Flodström, Supercond. Sciand Tech. **5**, 27 (1992).
 6. А.М.Гришин, Г.В.Гусаков, А.Б.Мухин и др., СФХТ **5**, 2298 (1992).
 7. Ichiro Tsukada, Kunimitsu Uchinokura, Jap. J. Appl. Phys. **30**, L1468 (1991).
 8. А.М.Гришин, С.С.Звада, В.Н.Коренивский и др., СФХТ **3**, 1509 (1990).