

# Влияние катионного состава на сверхпроводящие и микроструктурные свойства тонких пленок YBaCuO

© Н.В. Востоков, С.В. Гапонов, Б.А. Грибков, Ю.Н. Дроздов, Д.В. Мастеров,  
В.Л. Миронов, Ю.Н. Ноздрин, Е.Е. Пестов

Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: masterov@ipm.sci-nnov.ru

(Поступила в Редакцию 9 апреля 2003 г.)

Проведены систематические исследования особенностей морфологии поверхности и сверхпроводящих свойств эпитаксиальных пленок YBaCuO, полученных из мишеней различного катионного состава методом магнетронного распыления. Показано, что морфология поверхности пленок, а также их структурные и сверхпроводящие свойства существенно меняются при небольших изменениях условий роста и относительно малых вариациях катионного состава конденсата, что позволяет эффективно управлять параметрами YBCO-пленок. Установлено, что в  $90^\circ$  off-axis-конфигурации магнетронной системы напыления возможна реализация условий роста, при которых выращиваемые пленки не содержат преципитатов CuO и имеют хорошие сверхпроводящие свойства ( $T_c \geq 88$  K,  $j_c(77$  K)  $\geq 4 \cdot 10^6$  A/cm<sup>2</sup>).

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и технологий РФ в рамках ФЦНТП „Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития науки и техники“ (тема „Экспериментальные и теоретические исследования по созданию физических основ новой элементной базы сверхпроводниковой электроники“) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 02-02-16764).

Известно, что сверхпроводящие свойства эпитаксиальных пленок YBa<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7- $\delta$</sub>  (YBCO), такие как температура сверхпроводящего перехода, критический ток, СВЧ-сопротивление, а также микроструктура и поверхностная морфология пленок определяются их катионным составом. Установлено также, что независимо от метода получения YBCO-пленок (лазерное, магнетронное, электронно-лучевое напыление, металлоорганический синтез) оптимум их сверхпроводящих свойств достигается не в области стехиометрического состава. Так, в ряде работ [1–4] показано, что пленки с наиболее выраженными сверхпроводящими свойствами (температура нуля сопротивления  $T_{c0} > 90$  K, плотность критического тока  $j_c > 2$  MA/cm<sup>2</sup> при 77 K, поверхностное СВЧ-сопротивление  $R_s < 1.0$  m $\Omega$  при 77 K и 10 GHz) получают при сильном (до 100% и более) обогащении конденсата медью и иттрием в процессе роста. Однако образующиеся при этом частицы вторичной фазы CuO с типичными размерами 0.5  $\mu$ m и поверхностной плотностью  $10^8$  cm<sup>-2</sup> создают существенные проблемы при создании приборов на основе многослойных структур и контактов Джозефсона. Пленки, получаемые в области стехиометрии (1–2–3), являются более гладкими и не содержат частиц вторичных фаз YBCO, но имеют, как правило, худшие сверхпроводящие свойства ( $T_{c0} < 88$  K,  $j_c < 2$  MA/cm<sup>2</sup>,  $R_s > 2.0$  m $\Omega$ ). В конкретной ситуации для оптимизации сверхпроводящих и (или) структурных параметров пленок необходимо варьировать их катионный (интегральный) состав в широких пределах. В настоящей работе приводятся результаты исследований влияния катионного состава на сверхпроводящие и микроструктурные свойства тонких пленок YBCO, полученных методом магнетронного напыления.

## 1. Методика эксперимента

Пленки YBCO выращивались в магнетронной напылительной системе  $90^\circ$  off-axis-конфигурации [5]. Использовались дисковые мишени Y<sub>1</sub>Ba<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7</sub> стехиометрического состава 1–2–3 (марка КИБ-1, завод „Гиредмет“) и мишени составов 1–2–2.5, 1–2–3.3, 1–2.25–3 и 1–2.6–3, изготовленные в ИФМ РАН. Диаметр мишеней составлял 40–60 mm, диаметр зоны эрозии 25 mm.

Пленки YBCO толщиной 50–70 nm выращивались на подложках NdGaO<sub>3</sub> при следующих условиях: давление рабочей смеси (Ar:O<sub>2</sub> в соотношении 1:1) составляло 20 Pa; напряжение на мишени  $\sim 150$  V; ток разряда 400 mA. Температура роста  $T_d$  варьировалась в интервале 690–760°. Нагрев подложек осуществлялся резистивным нагревателем с применением In–Ga-эвтектики. После напыления рабочая камера заполнялась кислородом до давления 1 atm и образец охлаждался до комнатной температуры в течение  $\sim 1$  h.

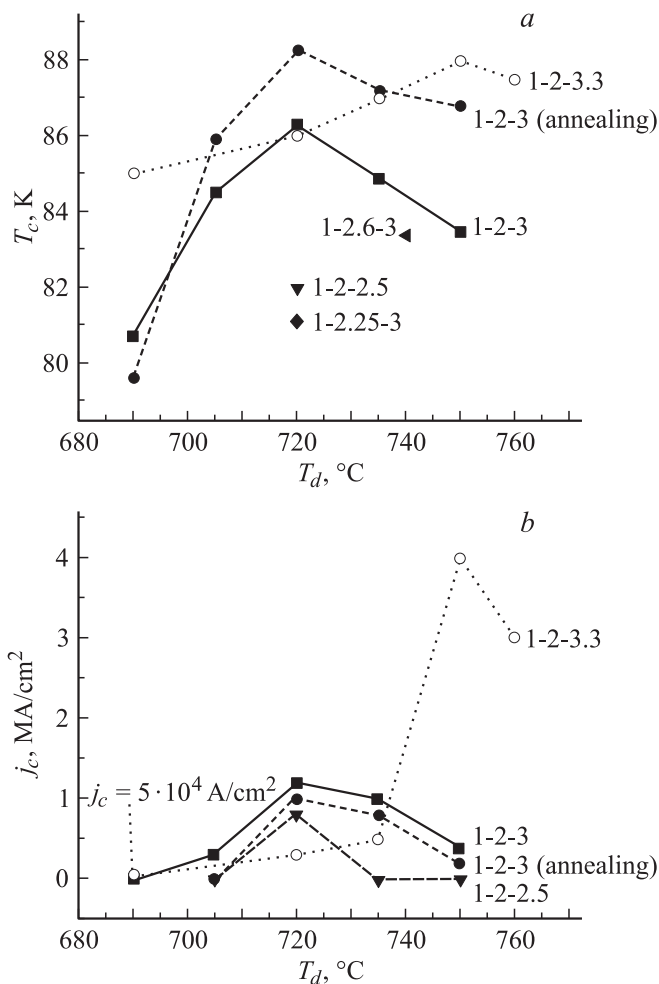
Температура сверхпроводящего перехода определялась бесконтактным методом с помощью ближнепольного СВЧ-микроскопа по изменению интенсивности отклика на третьей гармонике в интервале температур 4.2–92.0 K [6]. Чувствительность данного метода составляла  $10^{-14}$  W · Hz<sup>-1</sup>, пространственное разрешение  $\sim 50$   $\mu$ m [7]. Критический ток (ток пиннинга) вычислялся на основе модели Бина по измеренной остаточной намагниченности пленок [8] в расчете на эффективную толщину 1–2–3-фазы YBCO, определяемую по данным рентгеноструктурного анализа.

Морфология поверхности и локальные электрические свойства пленок исследовались методами сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) на комплексе зондовых

микроскопов „Solver“ (компания НТ-МДТ, г. Зеленоград). Микроструктура пленок исследовалась методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4.

## 2. Результаты и обсуждение

Реализованная нами  $90^\circ$  off-axis-система напыления на основе планарного магнетрона позволяет в значительной степени исключить трудноконтролируемые факторы, вызывающие отклонения состава конденсата от исходного состава мишени (такие как диффузионные изменения в объеме мишени и воздействие вторичных электронов на растущую пленку). Поэтому имеется возможность управлять составом конденсата на поверхности роста путем изменения катионного состава используемых мишеней и условий роста, прежде всего температуры осаждения  $T_d$ . На рис. 1 представлены зависимости критической температуры и тока пиннинга (при 77 К) эпитаксиальных пленок YBCO различного катионного состава от температуры осаждения. Видно,



**Рис. 1.** Зависимости критической температуры (a) и тока пиннинга (b) пленок YBCO различного катионного состава, полученных в системе  $90^\circ$  off-axis, от температуры осаждения.

что оптимум сверхпроводящих свойств пленок YBCO стехиометрического (1–2–3) состава лежит в узком ( $\sim 10^\circ\text{C}$ ) диапазоне ростовых температур вблизи  $720^\circ\text{C}$ .

2.1. Пленки стехиометрического состава (1–2–3). В работе [9] показано, что свойства пленок YBCO существенно меняются в процессе низкотемпературного ( $T_{\text{ann}} < 200^\circ\text{C}$ ) вакуумного отжига. Согласно результатам наших исследований, в результате послеростового вакуумного отжига ( $T_{\text{ann}} \sim 200^\circ\text{C}$ , длительность 20–30 min) температура сверхпроводящего перехода пленок состава 1–2–3 повышается на 1–3 К (рис. 1, a). При этом величина тока пиннинга снижается на 20–40% от исходного значения (рис. 1, b). Эти особенности изменения свойств пленок связаны, по-видимому, с тем, что на заключительной стадии роста (при охлаждении в среде кислорода) формируется „перекисленное“ состояние YBCO-кристаллитов, в котором концентрация дырок проводимости в плоскостях Cu–O неоптимальна. В процессе последующего отжига пленка теряет часть кислорода, что приводит к оптимизации концентрации носителей в плоскостях Cu–O. Изменение содержания кислорода в пленке в ходе низкотемпературного отжига диагностировалось нами по увеличению параметра решетки  $c$ , величина которого связана с концентрацией  $p$  дырок проводимости в плоскости Cu–O (в расчете на один атом Cu) эмпирическими соотношениями [10,11]

$$p = 0.187 - 0.21\delta,$$

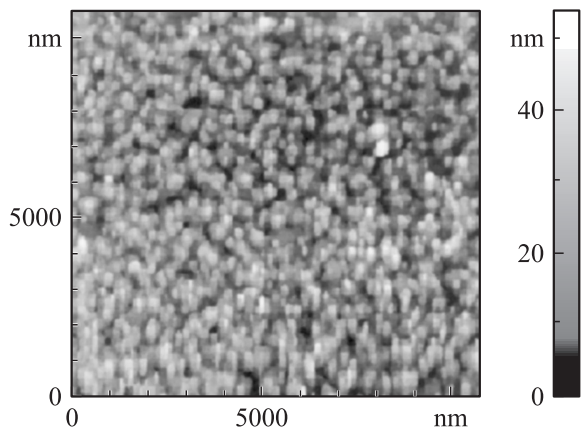
$$c = 1.2771 - 0.01557(7 - \delta).$$

Изменение концентрации кислорода в кристаллитах YBCO-фазы и в межкристаллитных границах пленки протекает неодинаково. В результате критическая температура YBCO-матрицы и ток пиннинга пленки, определяемый в первую очередь межкристаллитными (слабыми) связями, по-разному реагируют на процессы отжига (рис. 1).

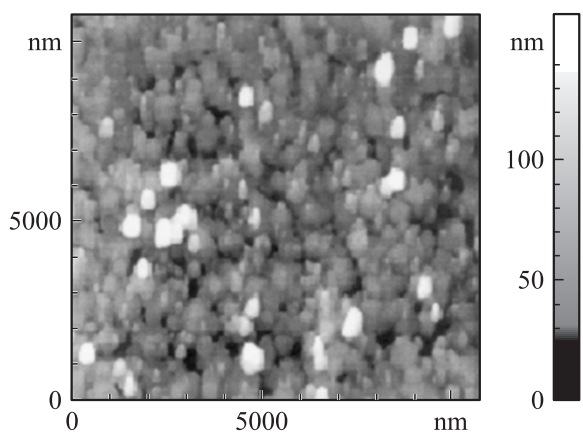
Исследования методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) показали, что пленки, получаемые в  $90^\circ$  off-axis-системе распылением стехиометрической мишени при оптимальной температуре роста, имеют однородную поверхность, образованную микроблоками YBCO (АСМ-изображение поверхности пленки представлено на рис. 2).

Средняя шероховатость пленки на участке поверхности  $10 \times 10 \mu\text{m}$ , определяемая по АСМ-профилю, составляет менее 20 nm. Шероховатость пленок, полученных из мишени 1–2–3, возрастает с увеличением температуры осаждения  $T_d$ . На рис. 3 представлено АСМ-изображение поверхности пленки YBCO, полученной при  $T_d = 750^\circ\text{C}$ .

Как видно из рис. 1 и 3, ухудшение сверхпроводящих свойств пленок при повышении  $T_d$  сопровождается развитием рельефа поверхности, связанным, в частности, с наличием отдельных выростов (outgrowths) — YBCO-кристаллитов. При этом основные структурные



**Рис. 2.** АСМ-изображение поверхности пленки состава 1–2–3, полученной в системе  $90^\circ$  off-axis при оптимальной температуре роста ( $720^\circ\text{C}$ ).



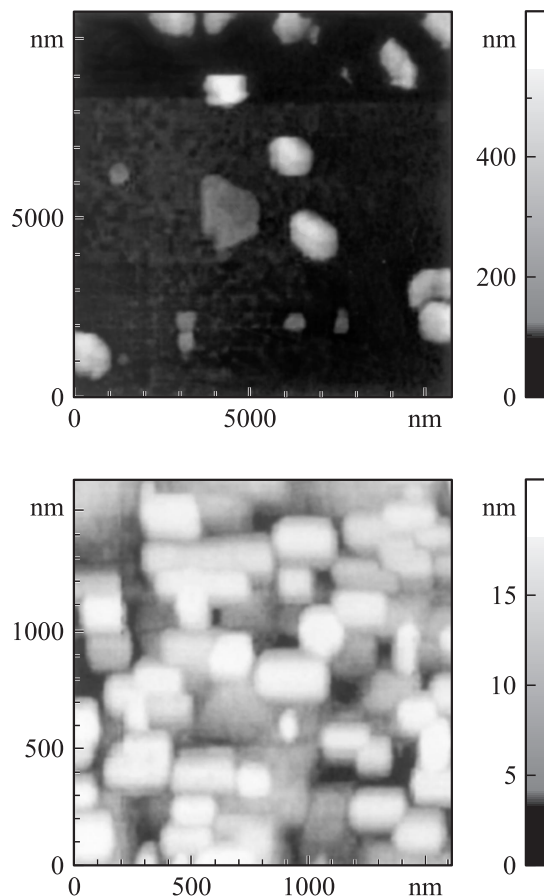
**Рис. 3.** АСМ-изображение поверхности пленки состава 1–2–3, полученной в системе  $90^\circ$  off-axis при температуре роста  $750^\circ\text{C}$ .

характеристики пленок — полуширина кривой качания (FWHM(005)YBCO) и параметр решетки  $c$  — практически не изменяются. Важной особенностью пленок, полученных в системе  $90^\circ$  off-axis из мишеней стехиометрического состава, является отсутствие на их поверхности частиц вторичных фаз. Пленки практически монофазны и имеют следующие сверхпроводящие параметры:  $T_{c0} > 86\text{ K}$  и  $j_c$  до  $1.2 \cdot 10^6\text{ A/cm}^2$  при  $77\text{ K}$ . Таким образом, результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что в  $90^\circ$  off-axis-пленках воспроизводится катионный состав исходной мишени 1–2–3.

Для сравнения на рис. 4 приведено АСМ-изображение пленки YBCO, полученной в инвертированной цилиндрической магнетронной распылительной системе (ICMS). Как показано в работах [12–14], пленки, получаемые в ICVS-системе, обогащены медью и иттрием вследствие процессов диффузионного массопереноса в объеме мишени, селективного реиспарения и десорбции YBCO-компонентов с подложки и окружающих

элементов конструкции. На поверхности данных пленок образуются преципитаты CuO, имеющие полусферическую форму с типичными латеральными размерами  $0.5\text{--}1.0\text{ }\mu\text{m}$  и высотой до  $400\text{--}600\text{ nm}$  [13]. Подобная морфология пленок, получаемых в ICMS-системе, наблюдалась в широком интервале температур осаждения ( $600\text{--}750^\circ\text{C}$ ). В областях между преципитатами наблюдается характерная блочная структура со средней шероховатостью  $\sim 15\text{ nm}$ .

Были проведены исследования локальных электрических свойств пленок методами сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). В эксперименте изучались пространственное распределение туннельного тока между зондом и образцом и локальные вольт-амперные характеристики туннельного контакта в различных точках поверхности пленки. Как показали СТМ-измерения, области пленки между частицами CuO обладают металлическим типом проводимости, как это и должно быть для 1–2–3-фазы YBCO при температурах выше критической. Вольт-амперные характеристики, измеренные с помощью СТМ на поверхности частиц CuO, имели вид, типичный для контакта металл–широкозонный полупроводник.



**Рис. 4.** АСМ-изображения поверхности пленки YBCO, полученной в инвертированной цилиндрической магнетронной системе напыления из стехиометрической 1–2–3-мишени.

В ряде работ [4,15,16] показано, что одним из важных факторов, определяющих сверхпроводящие свойства пленок, является катионное разупорядочение (КР) в элементарной ячейке YBCO. Как правило, оно заключается в образовании вакансий атомов меди в цепочках CuO и взаимном замещении атомов Y и Ba, которые искажают кристаллическую решетку. В результате КР концентрация носителей в пленках YBCO отличается от оптимальной, что приводит к ухудшению их сверхпроводящих свойств. Очевидно, что процессы КР зависят в первую очередь от катионного состава конденсата на поверхности роста. В случае ICMS-системы напыления определяющим параметром является отношение концентраций Cu/Ba. В данной системе напыления при высоких температурах осаждения (выше 720°C) происходит интенсивное реиспарение атомов Ba, что приводит к изменению катионного состава пленки YBCO и образованию частиц вторичной фазы CuO. Области пленки вблизи этих частиц, образованные в результате диффузионного обеднения медью в ходе роста пленки, имеют измененные свойства (искаженный рельеф и пониженную туннельную проводимость) [13]. Вследствие КР (образования вакансий атомов меди) эти области обладают пониженными сверхпроводящими характеристиками. В пленках, полученных при высоких температурах осаждения (более 740°C), относительный объем неоднородностей в виде частиц CuO, окруженных такими областями, превышает порог протекания тока, что приводит к резкому ухудшению сверхпроводящих свойств. Кроме того, частицы CuO вносят заметный вклад в резистивные потери в СВЧ-диапазоне [17] и, следовательно, снижают параметры СВЧ-устройств. С целью изучения влияния катионного состава на свойства пленок YBCO проведены эксперименты по напылению серии образцов в 90° off-axis-системе из мишеней нестехиометрического состава трех типов: обедненных по меди (1–2–2.5), обогащенных барием (1–2.25–3 и 1–2.6–3), обогащенных медью (1–2–3.3).

2.2. Пленки с пониженным катионным отношением Cu/Ba. Проведенные исследования показали, что пленки YBCO, полученные из мишеней составов 1–2–2.5, 1–2.25–3, 1–2.6–3, т.е. с пониженным относительно стехиометрического отношением Cu/Ba, имеют низкие сверхпроводящие характеристики (рис. 1). При этом понижение (относительно стехиометрии 1–2–3) концентрации атомов меди более радикально ухудшает сверхпроводящие свойства пленок, чем повышение концентрации атомов Ba. В частности, в пленках, полученных из мишеней состава 1–2–2.5, не обнаруживалось каких-либо сверхпроводящих фаз вплоть до температуры 4.2 К. Исследования нелинейных свойств пленок с обогащением по Ba (состав мишеней 1–2.25–3, 1–2.6–3), проведенные в интервале температур 4.2–92 К, показали, что данные пленки имеют низкие значения критической температуры (~ 82 К) и сильно неоднородный (по  $T_c$ ) фазовый состав. На наш взгляд, плохие сверхпроводящие свойства пленок (или

полное отсутствие сверхпроводимости) связаны с КР в элементарной ячейке YBCO. Как следует из рентгеноструктурных исследований, пленки составов 1–2–2.5, 1–2.25–3, 1–2.6–3, полученные при  $T_d \geq 720^\circ\text{C}$ , имеют нормальные структурные параметры, в частности параметр решетки  $c \leq 1.17$  nm. По-видимому, в используемой 90° off-axis-системе напыления не происходит реиспарения атомов Ba с ростовой поверхности, так что соотношение концентраций Cu/Ba в растущей пленке остается неоптимальным (ниже стехиометрического). Как следствие, избыток бария приводит к замещению атомов Y атомами Ba, а интегральный дефицит меди — к формированию катионных вакансий в цепочках Cu–O.

2.3. Пленки с повышенным катионным отношением Cu/Ba. Морфология поверхности и электрические свойства пленок, полученных из обогащенных медью мишеней (1–2–3.3), существенно зависят от температуры осаждения. Как видно из рис. 1, оптимальная для данного состава температура осаждения составляет 750°C. Рентгеноструктурный анализ показал, что данные пленки имеют хорошие микроструктурные параметры. Полученные при оптимальной температуре роста пленки имеют  $T_{c0} = 88–90$  К. Пленки характеризуются высоким значением критического тока  $j_c \geq 4 \cdot 10^6$  A/cm<sup>2</sup> при 77 К (в расчете на эффективную толщину *c*-ориентированной фазы YBCO). На рис. 5 приведено АСМ-изображение пленки YBCO состава 1–2–3.3, имеющей наиболее высокие сверхпроводящие характеристики.

Пленка имеет развитый рельеф поверхности. На АСМ-изображении пленки условно можно выделить два слоя. Нижний слой представляет собой соединившиеся в результате коалесценции кристаллиты. Верхний слой состоит из отдельных микроблоков, реальная высота которых, определяемая по АСМ-профилям, составляет 50–70 nm. Проведенные СТМ-исследования показали, что данная пленка обладает высокой однородностью локальных электрических свойств. Локальные

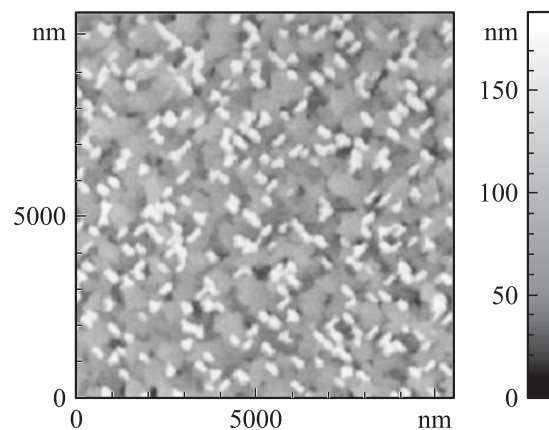
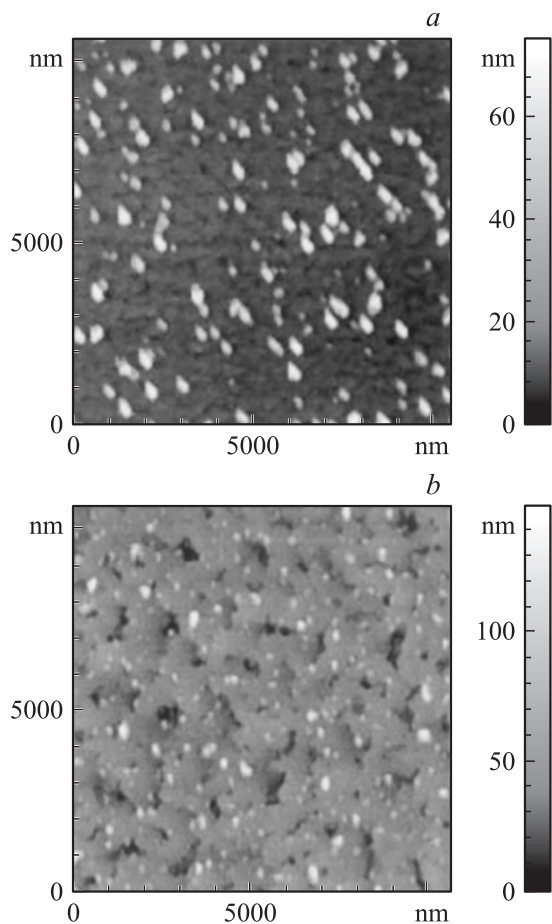


Рис. 5. АСМ-изображение поверхности пленки состава 1–2–3.3, полученной в системе 90° off-axis при температуре роста 750°C.



**Рис. 6.** АСМ-изображения пленок состава 1–2–3.3, полученных в системе  $90^\circ$  off-axis при температурах роста  $690$  (a) и  $720^\circ\text{C}$  (b).

вольт-амперные характеристики, измеренные с помощью СТМ, на различных участках пленки соответствовали металлическому типу проводимости. На поверхности пленки не было обнаружено присутствия каких-либо диэлектрических включений. По-видимому, несмотря на использование нестехиометрических (Cu-обогащенных) мишеней, в данном случае реализуются такие условия микрокинетики роста (температура роста, скорость осаждения, давление рабочей смеси), при которых образование медьсодержащих частиц подавлено. Рентгеноструктурный анализ показал наличие в пленках эпитаксиальных включений  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (угол брэгговского отражения  $2\theta = 33.8^\circ$ ), которые, видимо, распределяются в толще пленки [18].

Пленки состава 1–2–3.3, выращенные при более низких температурах, имеют морфологию поверхности (рис. 6), сходную с морфологией пленок, получаемых из стехиометрических мишеней в ICMS-системе (рис. 4). Однако пленки, полученные в  $90^\circ$  off-axis-системе, являются более гладкими. На рис. 6, a приведено АСМ-изображение пленки, выращенной при  $T_d = 690^\circ\text{C}$ . На поверхности хорошо видны частицы высотой по-

рядка  $60\text{ nm}$  с характерными латеральными размерами  $500\text{ nm}$ , являющиеся, по-видимому, медьсодержащими преципитатами. Шероховатость поверхности на участках, не содержащих частиц вторичных фаз, находится в пределах  $5\text{ nm}$ . При этом пленка имеет температуру сверхпроводящего перехода  $T_{c0} = 85\text{ K}$  и невысокий ток пиннинга  $j_c = 5 \cdot 10^4\text{ A/cm}^2$  (предел чувствительности магнитных измерений).

Таким образом, проведенные исследования показывают, что при напылении пленок из мишеней состава 1–2–3.3 при температурах осаждения  $\sim 750^\circ\text{C}$  и выше происходит преимущественное реиспарение атомов меди с ростовой поверхности. Повышенная концентрация атомов меди в исходном составе конденсата подавляет процессы КР и тем самым способствует улучшению сверхпроводящих свойств пленок. В результате пленки, выращенные в интервале температур  $T_d = 690\text{--}760^\circ\text{C}$  из мишеней состава 1–2–3.3 (рис. 1), имеют критическую температуру не ниже  $85\text{ K}$ .

Таким образом, в настоящей работе проведены систематические исследования особенностей роста, морфологии поверхности, микроструктуры и электрических свойств эпитаксиальных пленок  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ , полученных методом магнетронного распыления из мишеней различного состава.

Установлено, что температура сверхпроводящего перехода пленок YBCO, полученных в системе  $90^\circ$  off-axis, крайне чувствительна к содержанию атомов меди в потоке распыленного вещества. При использовании стехиометрических мишеней (состава 1–2–3) оптимум сверхпроводящих свойств пленок лежит в узком ( $\sim 10^\circ\text{C}$ ) диапазоне температур осаждения. Превышение стехиометрического значения содержания меди на  $10^\circ$  (состав мишени 1–2–3.3) расширяет диапазон ростовых температур  $T_d$ , в котором пленки имеют достаточно хорошие сверхпроводящие свойства ( $T_{c0} > 85\text{ K}$ ). Пленки, получаемые при использовании Cu-обогащенных мишеней, имеют сильно развитую морфологию поверхности, но и более высокие сверхпроводящие транспортные характеристики по сравнению с пленками из стехиометрических мишеней. Уменьшение процентного содержания меди (состав мишени 1–2–2.5) приводит к тому, что в интервале  $T_d = 705\text{--}750^\circ\text{C}$  в пленках практически отсутствуют сверхпроводящие фазы вплоть до  $T = 4.2\text{ K}$ . Пленки с обогащением по Ba (состав мишеней 1–2.25–3, 1–2.6–3) имеют плохие сверхпроводящие свойства и, как показали исследования нелинейных свойств, сильно неоднородный (по  $T_c$ ) фазовый состав. Установлено, что в  $90^\circ$  off-axis-конфигурации магнетронной системы напыления возможна реализация условий роста, при которых пленки YBCO не содержат частиц CuO и имеют достаточно хорошие сверхпроводящие свойства:  $T_{c0}$  до  $90\text{ K}$  и  $j_c$  более  $4\text{ MA/cm}^2$  при  $77\text{ K}$ .

Низкотемпературный вакуумный отжиг ( $T_{\text{ann}} \sim 200^\circ\text{C}$ ) пленок YBCO, полученных в системе  $90^\circ$  off-axis из стехиометрических мишеней, повышает

критическую температуру пленок на 1–3 К, но снижает значения тока пиннинга на 20–40%. Являясь обратимым, такой отжиг может использоваться для достижения максимально возможной (для данной пленки) температуры сверхпроводящего перехода.

Таким образом, морфология поверхности пленок, а также их структурные и сверхпроводящие свойства существенно меняются при небольших изменениях условий роста и относительно малых вариациях катионного состава конденсата, что позволяет эффективно управлять параметрами пленок YBCO. Реализованные режимы роста пленок YBCO позволяют оптимизировать морфологию их поверхности (в частности, получать пленки, не содержащие на поверхности частиц CuO), что является крайне важным условием при создании многослойных структур и формировании структур со сложной топологией методами фотолитографии. Напротив, в тех случаях, когда не требуется тонкой размерной обработки образцов, возможна значительная оптимизация сверхпроводящих свойств пленок (критической температуры и тока пиннинга), которая необходима для достижения предельных рабочих параметров приборов на основе YBCO.

Авторы выражают благодарность С.А. Чурину и Н.А. Коротковой за помощь при проведении исследований.

## Список литературы

- [1] B. Schaulte, M. Maul, P. Haussler, H. Adrian. *Appl. Phys. Lett.* **62**, 6, 633 (1993).
- [2] J. Hudner, O. Thomas, E. Mossang, P. Chaudoet, F. Weiss, D. Boursier, J.P. Senateur, M. Östling, A. Gaskov. *J. Appl. Phys.* **74**, 7, 4631 (1993).
- [3] N.G. Chew, J.A. Edwards, R.G. Humphreys, J.S. Satchel, S.W. Goodyear, B. Dew, N.J. Exon. *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **5**, 2, 1167 (1995).
- [4] W. Hattori, T. Yoshitake, S. Tahara. *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **11**, 1, 3205 (2001).
- [5] А.К. Воробьев, Н.В. Востоков, С.В. Гапонов, Ю.П. Дроздов, Е.Б. Клуенков, Ю.Н. Ноздрин. *Письма в ЖТФ* **27**, 5, 50 (2001).
- [6] Е.Е. Pestov, Yu.N. Nozdrin, V.V. Kurin. *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **11**, 1, 131 (2001).
- [7] Е.Е. Pestov, V.V. Kurin, Yu.N. Nozdrin, A.A. Andronov, A.M. Cucolo, R. Monaco, M. Boffa. 8<sup>th</sup> Int. Superconductive Electronics Conf. (ISEC'01). Extended Abstracts. Osaka, Japan. (2001). P. 499.
- [8] Yu.N. Nozdrin, A.S. Mel'nikov, I.D. Tokman, P.P. Vysheslavtsev, A.Yu. Aladyshkin, E.B. Kluev, A.K. Vorobyev. *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **9**, 2, 1602 (1999).
- [9] Ю.Н. Дроздов, С.А. Павлов, А.Е. Парафин. *Письма в ЖТФ* **24**, 1, 55 (1998).
- [10] J.R. Tallon, C. Bernhard, H. Shaked, R.L. Hitterman. *Phys. Rev. B* **51**, 18, 12911 (1995).
- [11] M. Ohkudo, T. Kachi, T. Hioki, J. Kawamoto. *Appl. Phys. Lett.* **55**, 9, 899 (1989).

- [12] Yu.N. Drozdov, S.V. Gaponov, S.A. Gusev, E.B. Kluev, Yu.N. Nozdrin, V.V. Talanov, B.A. Volodin, A.K. Vorobyev. *Supercond. Sci. Technol.* **9**, A166 (1996).
- [13] A.K. Vorobiev, Yu.N. Drozdov, S.A. Gusev, V.L. Mironov, N.V. Vostokov, E.B. Kluev, S.V. Gaponov, V.V. Talanov. *Supercond. Sci. Technol.* **12**, 908 (1999).
- [14] M.N. Drozdov, S.V. Gaponov, S.A. Gusev, E.B. Kluev, V.I. Luchin, D.V. Masterov, S.K. Saykov, A.K. Vorobiev. *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **9**, 2, 2371 (1999).
- [15] V. Matijasevic, P. Rosental, K. Shinohara, A.F. Marshall, R.H. Hammond, M.R. Beasley. *J. Mater. Res.* **6**, 4, 682 (1991).
- [16] J.L. MacManus-Driscoll, J.L. Alonso, P.C. Wang, T.H. Geballe, J.C. Bravman. *Physica C* **232**, 288 (1994).
- [17] J.Z. Liu, Y.J. Tian, L. Li, P. Guo, Z.H. Zao, S.F. Xu, H.B. Lu, Y.L. Zhou, Z.H. Chen, D.F. Cui, G.Z. Yang, P.C. Zhang, C. Bai. *J. Appl. Phys.* **77**, 3, 1165 (1995).
- [18] T.I. Selinder, U. Helmerson, Z. Han, J.-E. Sundgren, H. Sjöström, L.R. Wallenberg. *Physica C* **202**, 69 (1992).