

УДК 537.311.33

©1995

ПРИЧИНЫ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛИТОВ,  
ОРИЕНТИРОВАННЫХ ОСЬЮ  $c$  ПАРАЛЛЕЛЬНО  
ПЛОСКОСТИ ПОДЛОЖКИ, В ПЛЕНКАХ  
 $YBa_2Cu_3O_{7-x}$

Ю.А.Бойков, З.Г.Иванов, Е.Олсон,<sup>1</sup> В.А.Данилов,  
Т.Клаесон,<sup>1</sup> М.Шеглов, Д.Эртс<sup>2</sup>

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург  
(Поступила в Редакцию 16 сентября 1994 г.)

Исследованы структура и электрические свойства пленок  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ , выращенных на подложках  $NdGaO_3$ . Зарождению ориентированных по оси  $a$  зерен в пленках способствуют отклонения в составе фазы, адсорбированной на поверхности формируемого слоя, и низкая подвижность частиц, ее составляющих. Объемную долю ориентированных по оси  $a$  частиц в пленках  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ , выращенных на  $NdGaO_3$ , удается резко уменьшить при использовании вичинальных подложек и антидиффузионных прослоек  $SrTiO_3$ .

Для большинства возможных применений высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) в микроэлектронике требуются тонкие слои с низким поверхностным сопротивлением и высокой плотностью критического тока. В наибольшей степени указанным требованиям удовлетворяют эпитаксиально выращенные пленки на монокристаллических подложках. В поликристаллических слоях на границах кристаллитов происходит нарушение периодичности в расположении атомов, формирующих кристаллическую решетку, что вследствие малости длины когерентности в ВТСП ( $\xi \sim 5 \text{ \AA}$  в направлении вдоль оси  $c$  в  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  (YBCO)), существенным образом сказывается на их сверхпроводящих свойствах. Границы кристаллитов в пленках являются эффективными диффузионными каналами, что способствует формированию межкристаллитных прослоек с нарушенной стехиометрией (в YBCO, в первую очередь, по кислороду); кроме того, наличие межкристаллитных границ оказывает непосредственное влияние на уровень упругих напряжений в пленке. Указанные факторы обуславливают формирование слабых связей у границ кристаллитов в пленках YBCO.

Одной из существенных проблем при выращивании эпитаксиальных ориентированных по  $c$ -оси пленок YBCO, в которых направление  $[001]$  YBCO ортогонально плоскости подложки, является формирование ориентированных по  $a$ -оси зерен (направление  $[001]$  YBCO параллельно плоскости подложки).

<sup>1</sup> Chalmers Technical University, S-41296, Goteborg, Sweden.

<sup>2</sup> University of Latvia, LV 1098, Riga, Latvia.

Высокая плотность ориентированных по оси  $a$ -оси частиц характерна для пленок YBCO, сформированных на подложках NdCaO<sub>3</sub> (NGO) [1]. Среди диэлектрических материалов со структурой перовскита, используемых в качестве подложек для выращивания пленок ВТСП, галлат неодима обеспечивает наименьшее рассогласование в параметрах кристаллических решеток при сопряжении (001) или (110) NGO с (001) YBCO ( $\sim 0.3\%$ ).

NGO перспективен для использования в устройствах микроволновой техники благодаря низким значениям диэлектрической проницаемости ( $\epsilon = 20$  [2]) и тангенса угла диэлектрических потерь ( $\text{tg } \delta = 3 \cdot 10^{-4}$  при 77 К [3]). Галлат неодима в отличие от других алюминатов и галлатов «редких земель» не имеет фазовых превращений в температурном интервале 50–1100 К и может быть получен свободным от двойников [4].

Тонкие эпитаксиальные слои YBCO могут быть выращены как на (001), так и на (110) NGO, и сам галлат неодима растет эпитаксиально на (001) YBCO [5].

Данные работ [2,6] показывают, однако, что при температурах порядка 800 °С может происходить химическое взаимодействие между YBCO и NGO.

К настоящему времени нет однозначного мнения о механизме формирования ориентированных по  $a$ -оси частиц в эпитаксиальных пленках YBCO. В [1] сделан вывод об ответственности упругих напряжений за формирование ориентированных по  $a$ -оси зерен в YBCO пленках при толщинах 3000–4000 Å. Согласно данным работы [7], характер эпитаксиального сопряжения пленки YBCO с подложкой и плотность ориентированных по  $a$ -оси частиц зависят от степени пересыщения паровой фазы. Включения второй фазы (в частности, CuO) могут выступать в качестве центров, способствующих зарождению ориентированных по  $a$ -оси частиц, как следует из данных по электронно-микроскопическому исследованию участков пленки YBCO, прилегающих к кристаллитам, ориентированным осью  $c$  параллельно плоскости подложки [8].

## 1. Эксперимент

Пленки YBCO толщиной 2400 Å приготавливались методом лазерного испарения. Одним из основных достоинств лазерного испарения является хорошее соответствие между составом мишени и составом конденсированной фазы на поверхности подложки (при условии умеренных температур конденсации  $T_s$ ). Причины незначительного отклонения состава конденсата от состава исходного материала при лазерном испарении обсуждены в [9]. Исходные мишени стехиометрического состава испарялись в атмосфере кислорода ( $P = 1$  mbar) под действием излучения эксимерного лазера (KrF,  $\lambda = 248$  nm,  $\tau = 30$  ns). Плотность лазерного излучения на поверхности мишени равнялась 1.5 J/cm<sup>2</sup>. Толщина YBCO пленки возрастала в среднем на 4 Å после воздействия десяти лазерных импульсов на исходную мишень. Четко ориентированные (110) NGO и вицинальные (угол  $\beta$  между направлением [110] NGO и нормалью к поверхности составлял 2°) пластины использовались в качестве подложек. Галлатнеодимовые подложки име-

ли размер  $5 \times 5$  nm и крепились на разогреваемом блоке с помощью серебряной пасты. Стандартная процедура использовалась для очистки подложек перед их помещением в напылительную установку: последовательная обработка в трихлорэтилене, ацетоне, спирте с использованием ультразвуковой ванны. На поверхности некоторых подложек (до формирования пленки YBCO) выращивался эпитаксиально буферный слой  $\text{SrTiO}_3$  (STO) толщиной  $100 \text{ \AA}$  со следующей ориентацией:  $(100) [010] \text{ STO} \parallel (110) [001] \text{ NGO}$ . Слой STO наносился методом лазерного распыления и служил для предотвращения возможного химического взаимодействия между YBCO и NGO при использованных в работе температурах конденсации  $T_s = 720\text{--}800^\circ\text{C}$ . Исследование температурной зависимости удельного сопротивления  $\rho$  и плотности критического тока  $J_c$  проводилось на мостиках, сформированных из выращенных пленок YBCO, с использованием ионного травления. Ширина и длина мостиков равнялись соответственно 4 и  $25 \mu\text{m}$ . Структура и морфология поверхности пленок исследовались с использованием дифрактометров Philips-PW1710, Siemens-D500, сканирующего электронного микроскопа CamScan-S4-80DV и просвечивающего электронного микроскопа Jeol-2000FX. Рентгеновское исследование пленок YBCO, сформированных на вицинальных подложках NGO, проводилось после соответствующей установки образцов в подложкодержателе.

## 2. Результаты

Пленки YBCO, сформированные на  $(110)$  NGO, являлись преимущественно ориентированными по оси  $c$  (рис. 1,а). Ось  $c$  в пленках YBCO, выращенных на поверхности вицинальных подложек, была параллельна  $[110]$  NGO, т.е. была отклонена на угол в  $2^\circ$  от нормали к плоскости подложки. Ориентированные по оси  $a$  зерна присутствовали во всех пленках YBCO, выращенных на подложках  $(110)$  NGO при  $T = 720\text{--}800^\circ\text{C}$  (рис. 1,а,2,а). Относительный объем ориентированных по  $a$ -оси зерен ( $\omega$ ) в пленках YBCO оценивался путем сравнения интенсивности  $(200)$  и  $(006)$  рефлексов на дифрактограммах, полученных в режиме  $\theta - 2\theta$   $\{\omega = I(200)/I(006)\}$ . Абсолютная величина  $\omega$  для пленок на вицинальных подложках была на 20–30% меньше, чем для пленок YBCO, сформированных в идентичных условиях на подложках  $(110)$  NGO. Доля ориентированных по  $a$ -оси зерен в пленке возрастала при понижении  $T_s$  в интервале от  $770$  до  $720^\circ\text{C}$  и оставалась практически неизменной при  $T_s = 770\text{--}800^\circ\text{C}$ .

Для определения ориентации YBCO пленок в плоскости подложки были использованы рентгеновские данные по изменению интенсивности  $(113)$  YBCO и  $(333)$  NGO рефлексов при вращении пленки относительно нормали к ее поверхности (сканирование по углу  $\phi$ ). Было установлено, что в плоскости подложки имеет место четко выраженная ориентация  $[010]$  YBCO  $\parallel [001]$  NGO на обоих типах подложек и  $[010]$  YBCO  $\parallel [010]$  STO  $\parallel [001]$  NGO на подложках с буферным слоем STO.

На свободной поверхности сформированных пленок YBCO отсутствовали включения каких-либо фаз, отличных от YBCO. Имелись лишь макрочастицы, образовавшиеся в результате распыления исходной мишени в виде кластеров (см. рис. 2). Электронно-микроскопическое исследование поперечных срезов (рис. 3) показало,

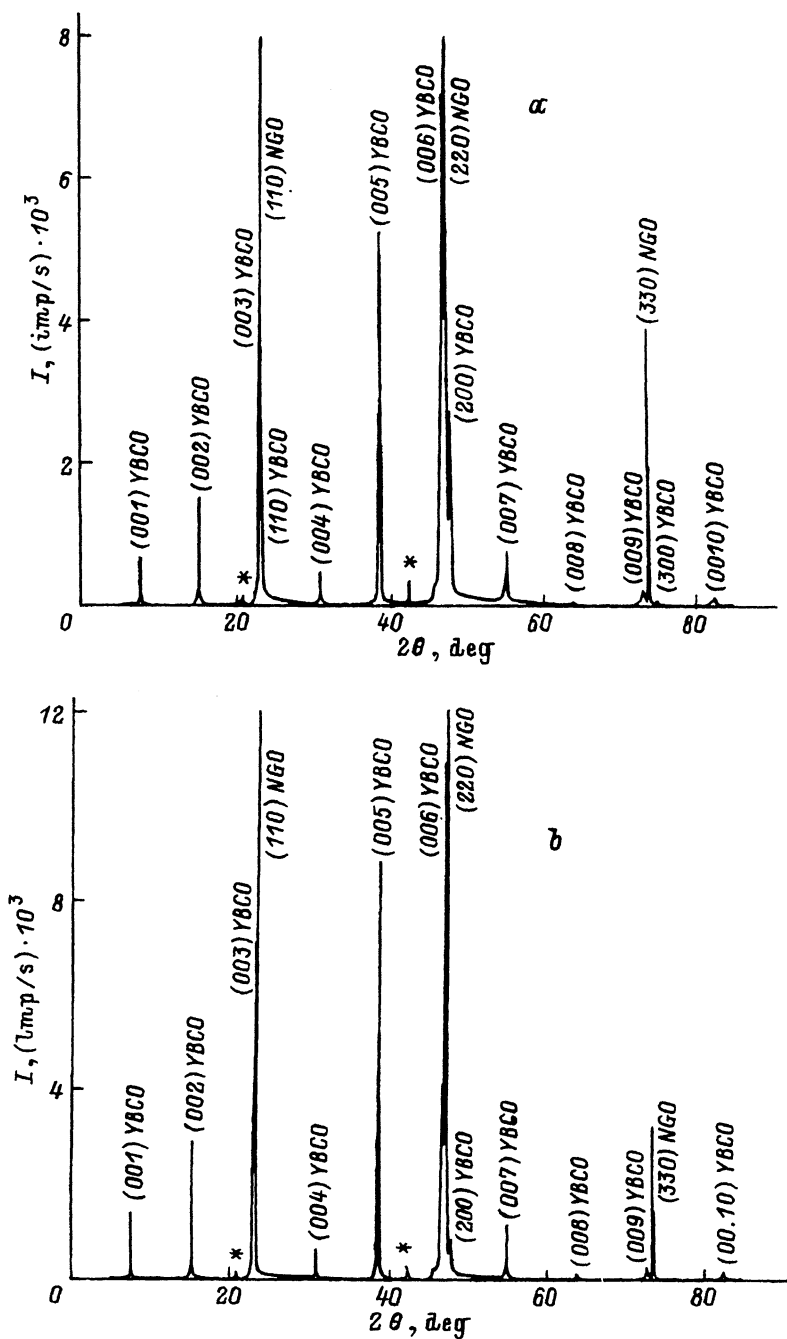


Рис. 1. Дифрактограммы, полученные в режиме  $\theta - 2\theta$ , для пленок YBCO, выращенных на (110)NGO (a), STO/(110)NGO (b) и на поверхности вицинальных подложек NGO с буферным слоем STO (c).

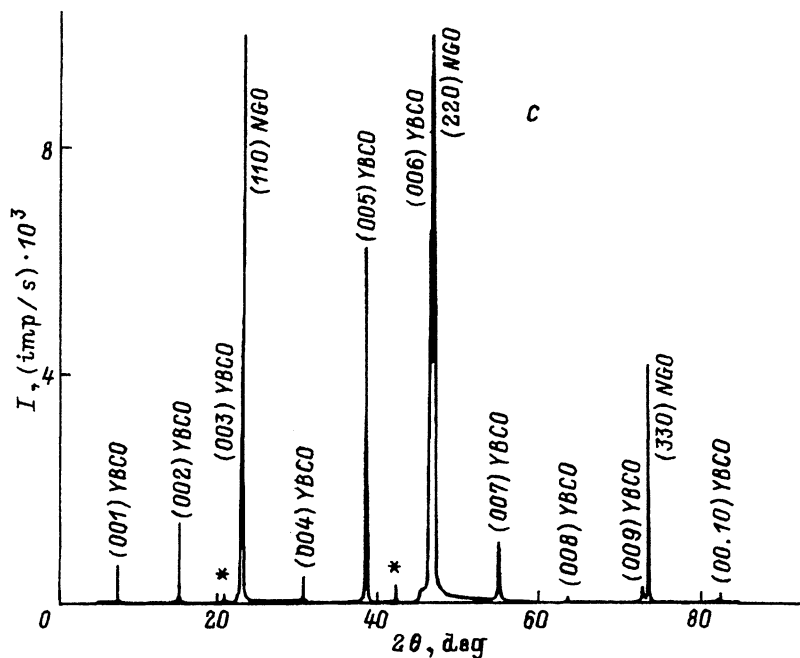


Рис. 1 (продолжение).

что объем YBCO пленок около ориентированных по оси  $a$  частиц был свободен от преципитатов  $\text{CuO}$ , обнаруженных в [8]. Зарождение ориентированных по оси  $a$  частиц происходило, как правило, при толщинах 600–1000 Å (рис. 3). Среди YBCO пленок, выращенных на (110) NGO подложках, наивысшую температуру сверхпроводящего перехода  $T_c$  имели слои, сформированные при  $T_s = 750\text{--}785^\circ\text{C}$ .

Резкое снижение абсолютных значений  $\omega$  наблюдалось в том случае, когда в качестве подложек для YBCO пленок использовались пластины NGO с буферным слоем STO (рис. 1, б, 2, б).

Рефлексы, полученные от пленок YBCO, выращенных на вицинальных подложках с буферным слоем STO, являлись наиболее узкими. Полуширина (005) YBCO рефлекса, определенная на половине его максимума из кривых вращения, полученных с помощью рентгеновского спектрометра, в котором пластина (111) Si использовалась в качестве монохроматора и анализатора, имела значения  $5'$  и  $2'$  для пленок, выращенных на STO/(110) NGO и вицинальных подложках с буферным слоем соответственно. Дифракция под скользящим углом ( $20'\text{--}40'$ ) была использована для оценки разориентации кристаллических блоков в плоскости подложки, полуширина рефлексов в этом случае имела значения  $65'\text{--}70'$ .

Использование NGO подложек с буферным слоем приводило к повышению температуры сверхпроводящего перехода и к возрастанию плотности критического тока в пленках YBCO, причем наивысшими значениями  $T_c$  и  $J_c$  обладали слои, выращенные на вицинальных подложках (см. таблицу).

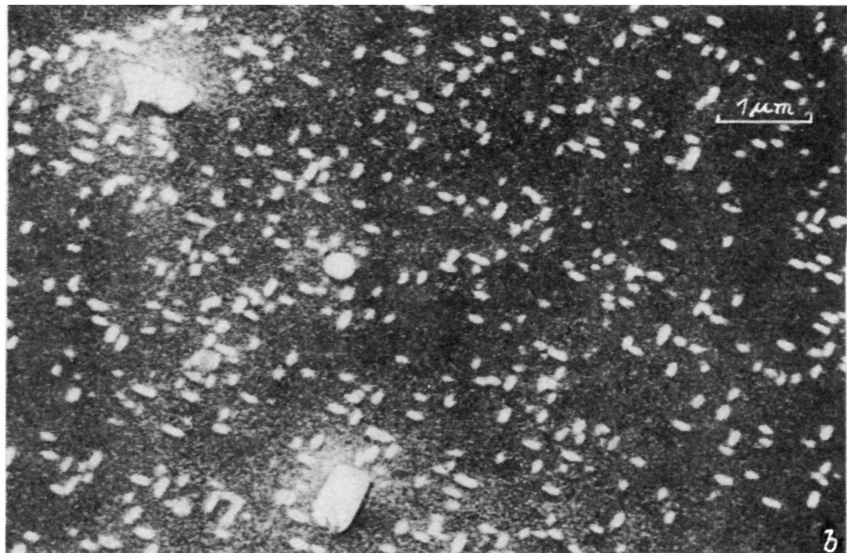
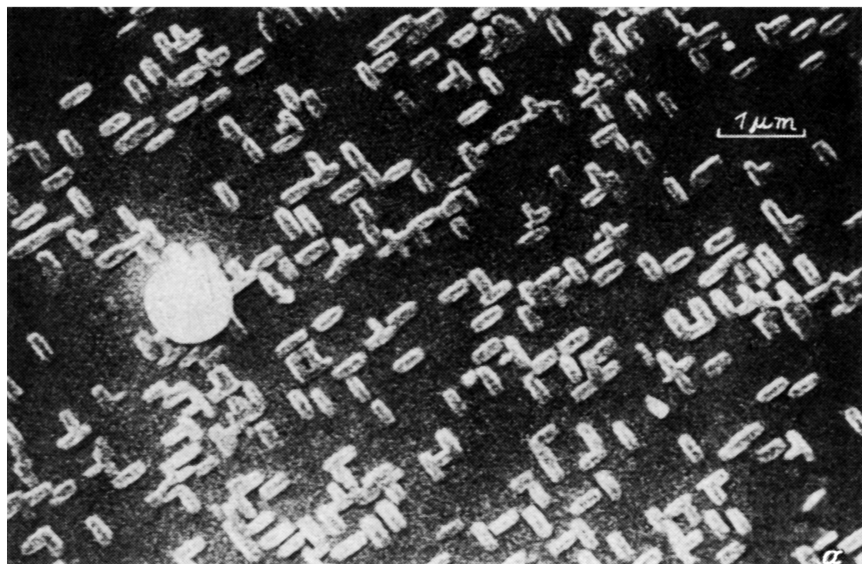


Рис. 2. Морфология поверхности пленок YBCO.  
*a, b, c* на этом рисунке соответствуют случаям *a, b, c* на рис. 1.

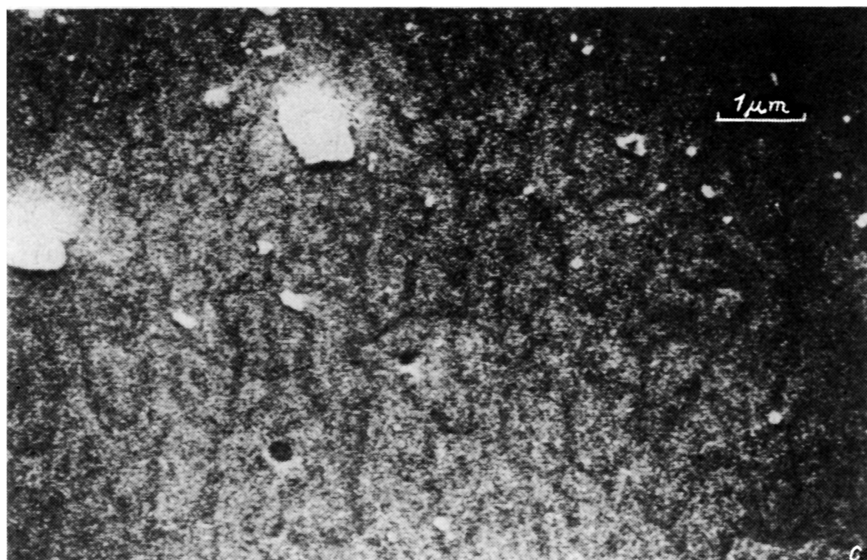


Рис. 2 (продолжение).

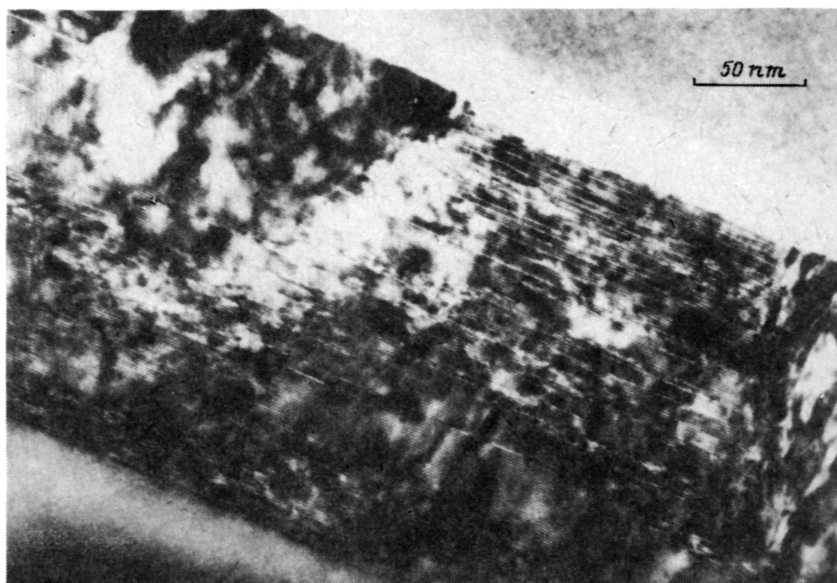


Рис. 3. Электронно-микроскопический снимок поперечного сечения пленки YBCO, выращенной на подложке (110) NGO.

Параметры пленок YBCO, выращенных на различных подложках NGO

Тип подложки	$T_s$ , °C	$T_c$ , K	$J_c$ , A/cm <sup>2</sup> (77 K)	Параметр $c$ , Å	$\rho$ (300 K)/ $\rho$ (100 K)	$\omega = I(200)/I(006)$
(110) NGO	760	88.4	$2.5 \cdot 10^{-6}$	11.671	2.2	0.37
(110) NGO с буферным слоем STO	760	89.5	$3.5 \cdot 10^{-6}$	11.677	2.6	0.07
Вициальная подложка NGO с буферным слоем STO	760	91.0	$5.0 \cdot 10^{-6}$	11.679	2.8	0.00



### 3. Обсуждение полученных результатов

Кристаллическая структура и параметры пленок определяются в значительной степени процессом зародышеобразования и условиями последующего роста. В случае многокомпонентных материалов скорость роста пленки, плотность дефектов в ее объеме и морфология свободной поверхности зависят от наличия в соответствующих пропорциях атомов различных компонент у ступеней роста, что в свою очередь определяется способом формирования паровой фазы и подвижностью адсорбированных частиц. Адаптомы химических элементов, из которых формируется пленка заданного материала, обладают различным временем жизни  $\tau_i$  и различной подвижностью на поверхности подложки или растущей пленки ( $\tau_i \sim \nu_i^{-1} \exp\{E_{ai}/kT_c\}$ , где  $\nu_i$  — частота колебания адатома  $i$ -го сорта,  $E_{ai}$  — энергия активации десорбции). Коэффициент поверхностной диффузии адатома  $D_i$  зависит от  $\nu_i$  и энергии активации поверхностной диффузии  $E_{di}$ ,  $D_i \sim C_k \nu_i \exp\{-E_{di}/kT_c\}$ ,  $C_k$  зависит от типа подложки и симметрии кристаллической решетки конденсируемого материала. Адсорбированный на поверхности формируемой пленки слой наряду с адатомами может включать молекулы и более сложные образования, состоящие из нескольких атомов.

При качественном рассмотрении особенностей зародышеобразования в случае многокомпонентных материалов, и в частности YBCO, можно допустить, что адсорбированный слой на поверхности подложки состоит из адатомов. Движущей силой процесса зародышеобразования является понижение свободной энергии системы паровая фаза-адсорбированный слой-подложка. При условии химической стабильности между конденсируемым материалом и подложкой в рамках классической теории зародышеобразования [10] изменение свободной энергии Гиббса  $\Delta G$  при формировании зародыша может быть представлено в виде

$$\Delta G = (dG_v + \mu_n/\Omega_n)V + \gamma_1 S_1 + (\gamma_2 - \gamma_3 + E_1)S_2, \quad (1)$$

где

$$dG_v = \sum_i \frac{c_i kT}{\Omega_i} \ln(1 + \zeta_i), \quad \mu_n = \left( \frac{dG}{dN_n} \right) \Big|_{V, T = \text{const}},$$

$V$  — объем зародыша,  $\gamma_1$  — удельная свободная энергия поверхности зародыша,  $S_1$  — площадь свободной поверхности зародыша,  $\gamma_2$  — удельная свободная энергия границы раздела зародыш-подложка,  $\gamma_3$  — удельная свободная энергия поверхности подложки,  $E_1$  — энергия упругих напряжений, возникающих вследствие различий в кристаллографических параметрах подложки и материала зародыша,  $\Omega_i$  — атомный объем  $i$ -го компонента,  $\Omega_n$  — молярный объем YBCO,  $N_n$  — число молекул YBCO,  $\zeta_i$  — пересыщение паровой фазы по  $i$ -му компоненту у поверхности подложки,  $k$  — постоянная Больцмана,  $c_i$  — постоянная, зависящая от относительного объема  $i$ -го компонента в молекуле YBCO.

Ориентация зародышей при формировании пленки из материала со слоистой кристаллической структурой определяется в значительной

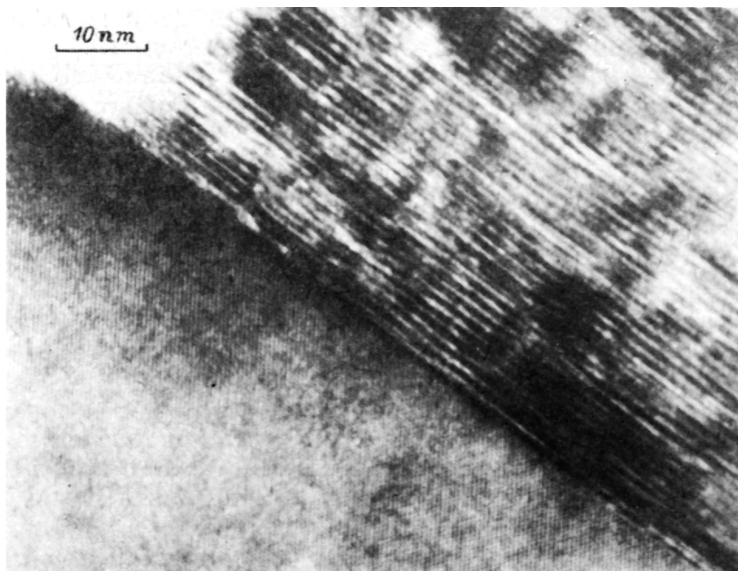
степени анизотропией свободной энергии свободной поверхности материала пленки, анизотропией его упругих постоянных, а также различием в параметрах решеток между пленкой и подложкой.

К настоящему времени данные по  $\gamma_1$  для различных кристаллографических плоскостей YBCO в литературе отсутствуют. Ряд экспериментальных результатов, в частности рост четко ориентированных пленок YBCO на поверхности поликристаллических, произвольно ориентированных [11], вичинальных, выполненных из материалов с большой разницей в параметрах кристаллических решеток [12] и аморфных подложек [13], указывает на то, что плоскости (001) YBCO являются плоскостями с наименьшей удельной поверхностной свободной энергией. Именно наличие кристаллографической плоскости, обеспечивающей минимальную величину  $\gamma_1$ , определяет преимущественную ориентацию стабильных зародышей и способствует формированию четко ориентированных по оси *c* пленок YBCO на поверхности подложек, имеющих малые различия в параметрах кристаллических решеток.

До сих пор в литературе приводятся лишь усредненные по направлению величины упругих констант для YBCO [13]. Наиболее резко анизотропия упругих постоянных может проявляться в том случае, когда на поверхности выращиваемой пленки YBCO присутствуют включения других фаз. Эквивалентные напряжения, приложенные вдоль оси *c* и вдоль направления, лежащего в плоскости *ab*, вызывают различные деформации (YBCO легче деформируется вдоль направления [001], чем вдоль [100] или [010]), и им соответствуют различные абсолютные величины энергии упругой деформации. Указанные обстоятельства способствуют зарождению на поверхности пленок YBCO ориентированных по оси *a* зерен («rip-holes») в тех местах, где сформировались прослойки из материала второй фазы.

Абсолютные значения  $\gamma_1$  в реальных кристаллах зависят от плотности дефектов структуры в приповерхностном слое зародыша или формируемой пленки. Высокая плотность дефектов структуры, незавершенность элементарных ячеек в случае YBCO должны уменьшать различия в величинах свободной энергии поверхности, соответствующих плоскостям (001) и (100), и ослаблять таким образом механизм, способствующий формированию ориентированных по оси *c* пленок. Согласно [14], из требования электрической нейтральности следует, что при формировании ориентированных по оси *c* пленок YBCO у ступеней роста должно происходить мгновенное формирование элементарных ячеек. Для мгновенного формирования элементарных ячеек с совершенной структурой необходимо обеспечить соответствующий состав сконденсированной фазы у ступеней роста и высокую подвижность частиц, ее составляющих.

Подвижность адсорбированных частиц, как следует из приведенного выражения для  $D_i$ , экспоненциально зависит от температуры конденсации. Повышение  $T_s$  приводит к возрастанию подвижности адсорбированных частиц в том случае, когда отсутствует селективное реиспарение атомов отдельных компонент и не происходит активного взаимодействия YBCO с материалом подложки. Взаимодействие с подложкой и реиспарение вызывают увеличение плотности дефектов на поверхности формируемой пленки, что может приводить к снижению подвижности адсорбированных частиц вследствие изменения  $E_{di}$ .



**Рис. 4.** Электронно-микроскопический снимок поперечного сечения пленки YBCO, выращенной на поверхности вицинальной подложки NGO.

Ориентированные по оси  $a$  зерна на исследованном участке отсутствуют. Стрелкой показана характерная ступень на поверхности подложки.

$E_{di}$  также зависит от давления кислорода в ростовой камере в процессе распыления исходной мишени YBCO, от энергии конденсируемых частиц и ряда других параметров.

Из данных, приведенных на рис. 3, 4, следует, что граница раздела YBCO-NGO является чистой, т.е. не содержит микровключений других фаз, формирование которых могло бы быть следствием химического взаимодействия между конденсатом и подложкой. В то же время рефлексы (001) YBCO на дифрактограммах от пленок на подложках (110) NGO имеют искажения со стороны малых углов (рис. 5). Учитывая, что абсолютные значения  $\theta$  и полуширина указанных рефлексов оставались практически неизменными после термообработки в атмосфере кислорода ( $P_0 = 1 \text{ atm}$ ,  $t = 10 \text{ min}$ ,  $T = 700 \text{ }^\circ\text{C}$ ), данный факт может быть интерпретирован как проявление нарушения стехиометрии в катионной подрешетке. Указанное нарушение стехиометрии в слое сверхпроводника может быть следствием активного диффузионного переноса между YBCO и NGO.

Зарождение ориентированных по оси  $a$  зерен происходило при толщинах формируемого слоя YBCO 600–900 Å (рис. 3). Среди основных факторов, способствующих возрастанию концентрации дефектов в приповерхностном слое формируемой пленки YBCO по мере увеличения ее толщины, можно указать следующие: а) отклонение состава паровой фазы от состава исходной мишени; б) селективное реиспарение отдельных компонент; в) диффузионный обмен между подложкой и конденсатом. Именно «накопление» дефектов в приповерхностном слое формируемой пленки по мере увеличения ее толщины обуславливает нарушение эпитаксиального роста и появление ориентированных по  $a$ -оси зерен.

Объемная доля ориентированных по  $a$ -оси частиц в пленках YBCO, сформированных на подложках (110) NGO с буферным слоем STO, была существенно меньше, чем в пленках, выращенных на соответствующих подложках без буферного слоя (рис. 1, а, 2, а).

Использование слоя STO позволяет снизить диффузионный обмен между пленкой и подложкой и уменьшить таким образом плотность дефектов структуры на поверхности формируемого слоя. Наиболее активно диффундируют из YBCO в подложку ионы бария [15, 16].

Отличительной особенностью вицинальных подложек является высокая плотность ступеней на их свободной поверхности, которые выступают в качестве центров зародышеобразования при формировании пленки. Характерные ступени на поверхности вицинальной подложки NGO четко видны на рис. 4. Использование вицинальных подложек позволяет ослабить влияние реиспарения на состав адсорбированной фазы на поверхности формируемой пленки вследствие уменьшения постоянной времени, характеризующей захват адсорбированных частиц стабильными зародышами и ступенями роста. Пленки YBCO, выращенные на поверхности вицинальных подложек (100) STO/(110) NGO, были практически свободны от ориентированных по оси  $a$  частиц (рис. 1, с, 2, с).

Как следует из данных рис. 5, рефлексы на дифрактограммах для пленок YBCO, сформированных на вицинальных подложках с буферным слоем, симметричны и имеют наименьшую ширину. Параметр  $c$  имел значения  $11.679 \text{ \AA}$ , (00.10) YBCO рефлекс был использован для расчета абсолютной величины параметра  $c$  в исследованных пленках, соответствующие данные приведены в таблице. Формированию однородных по содержанию кислорода пленок YBCO на вицинальных подложках способствуют высокие по сравнению с пленками на подложках (110) NGO значения коэффициента диффузии в направлении, перпендикулярном плоскости подложки,  $D_{\perp} = D_1 \sin^2 \beta + D_2 \cos^2 \beta$ , где  $D_1, D_2$  — коэффициенты диффузии кислорода вдоль и поперек плоскостей (001) YBCO соответственно.

Стехиометричность состава и совершенство структуры YBCO пленок, выращенных на вицинальных подложках с буферным слоем STO, обуславливает высокие значения  $T_c$  и  $J_c$ , а также низкие значения  $\rho$  и малую ширину сверхпроводящего перехода (рис. 6). Из результатов, приведенных в таблице, видна четкая корреляция между увеличением объемной доли ориентированных по оси  $a$  частиц в пленках YBCO и деградацией  $T_c$  и  $J_c$ . Для пленок YBCO с высокой плотностью ориентированных по оси  $a$  зерен характерны низкие значения параметра  $c$  и слабая температурная зависимость удельного сопротивления (см. таблицу).

Проведенное исследование позволяет сделать вывод о том, что необходимыми условиями формирования строго ориентированных по оси  $c$  пленок YBCO являются заданный (близкий к стехиометрическому) состав, адсорбированной на поверхности формируемого слоя фазы, и высокая подвижность частиц, ее составляющих. Появлению ориентированных по оси  $a$  частиц в пленках YBCO, сформированных на NGO, может способствовать диффузия бария из YBCO в подложку и ионов отдельных компонент из подложки в слой сверхпроводника. Тонкий буферный слой STO позволяет существенно снизить диффузи-

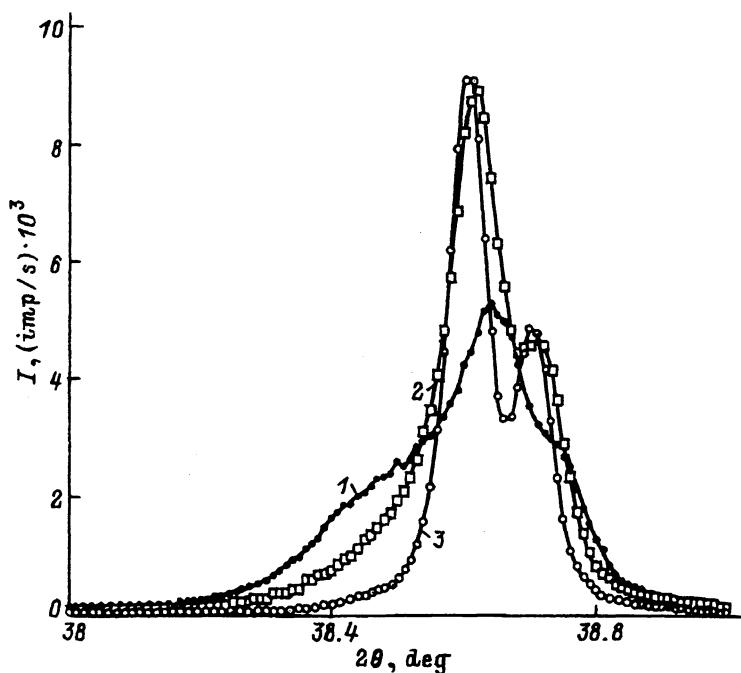


Рис. 5. (005) рефлекс для пленок YBCO. Дифрактограммы снимались в режиме  $\theta - 2\theta$ . Кривые 1,2,3 соответствуют a,b,c на рис. 1.

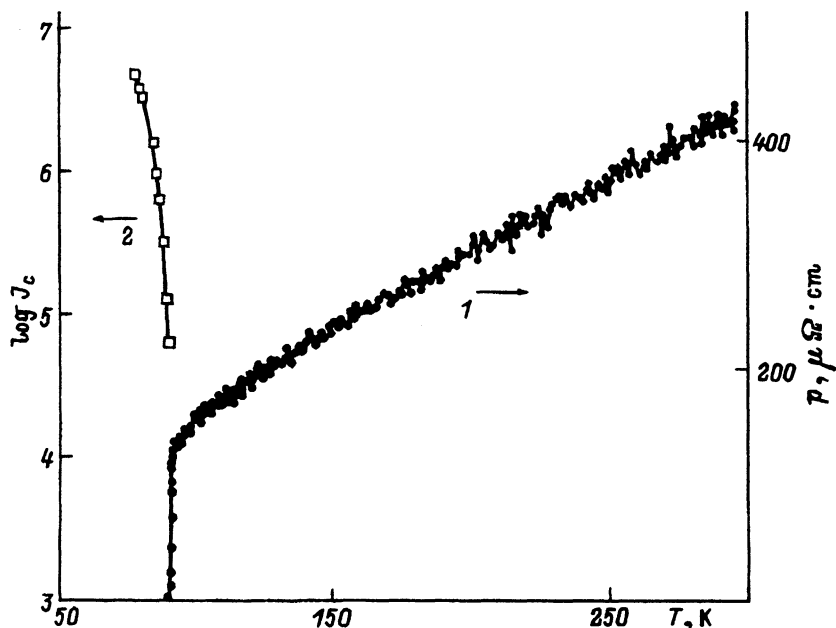


Рис. 6. Изменение с температурой удельного сопротивления  $\rho$  (1) и плотности критического тока  $J_c$  (2) для пленки YBCO, выращенной на вицинальной подложке NGO с буферным слоем STO.

онный обмен между YBCO пленкой и подложкой NGO. Формированию однородных по составу, включая кислород, пленок YBCO способствует использование вицинальных подложек. На поверхности вицинальных подложек NGO с буферным слоем STO могут быть выращены YBCO пленки, свободные от ориентированных по оси  $a$  частиц, с высокой температурой сверхпроводящего перехода  $\sim 91$  K и плотностью критического тока  $\sim 5 \cdot 10^6$  A/cm<sup>2</sup> при 77 K.

Данная работа была выполнена в рамках российско-шведского научного сотрудничества в области высокотемпературной сверхпроводимости. Финансовая поддержка для проведения исследований была получена из Государственной программы «Высокотемпературная сверхпроводимость», проекты № 93191 и 92043.

#### Список литературы

- [1] Hawley M.E., Raistrick I.D., Houlton R.J., Garzon F.H., Piza M. // *Ultramicroscopy* 42-44, Elsevier Science Publishers B.V. 1992. P. 705-712.
- [2] Philips J.M., Siegal M.P., van Dover R.B., Tiefel T.H., Marshall J.H., Brandle C.D., Berkstresser G., Strauss A.J., Fahey R.E., Sengupta S., Cassanho A., Janssen H.P. // *J. Mat. Res.* 1992. V. 7. N 10. P. 2650.
- [3] Yong K.H., Negrette C.V. // *Jap. Appl. Phys.* 1991. V. 30. P. L706.
- [4] O'Brayn J.M., Gallagher P.K., Berkstresser G.W., Brandle C.D. // *J. Mat. Res.* 1990. V. 5. N 1. P. 183-189.
- [5] Boikov Yu.A., Brorsson G., Claeson T., Ivanov Z.G. // *Appl. Phys. Lett.* 1991. V. 59. P. 2606.
- [6] Philips J.M., Siegal M.P., Perry C.L., Marshall J.H. // *IEEE. Trans. Magn.* 1991. V. 27. P. 1006.
- [7] Chandrasekhar N., Achutharaman V.S., Agraval V., Goldman A.M. // *Phys. Rev. B.* 1992. V. 46. N 13. P. 8565-8572.
- [8] Ramesh R., Inam A., Hwang D.M., Sands T.D., Chang C.C., Hart D.L. // *Appl. Phys. Lett.* 1991. V. 58. P. 1557.
- [9] Singh R.K., Holland O.W., Narayan J. // *J. Appl. Phys.* 1990. V. 68. N 1. P. 233-247.
- [10] Doherty R.D. // *Physical Metallurgy* /Ed. R.W. Cahn and P. Haasen Amsterdam: North Holland, 1983. P. 933.
- [11] Norton D.P., Lowndes D.H., Budai J.D., Christen D.K., Jones E.C., Lay K.W., Tkaczyk J.E. // *Appl. Phys. Lett.* 1990. V. 57. N 11. P. 1164.
- [12] Moeckly B.H., Russek S.E., Lathrop D.K., Buhrman R.A., Norton M.G., Carter C.B. // *Appl. Phys. Lett.* 1990. V. 57. N 27. P. 2951-2953.
- [13] Boikov Yu.A., Ivanov Z.G., Olsson E., Alargo S.A., Brorsson G., Claeson T. // *J. Appl. Phys.* 1992. V. 72. P. 199.
- [14] Ledbetter H., Lei M. // *J. Mat. Res.* 1991. V. 6. N 11. P. 2253-2255.
- [15] Streiffer S.K., Lairson B.M., Eom C.B., Clemens B.M., Geballe T.H., Bravman J.C. // *Phys. Rev. B.* 1991. V. 43. P. 13007.
- [16] Tietz L.A., Carter C.B., Lathrop D.K., Russek S.E., Buhrman R.A. // *J. Mat. Res.* 1989. V. 4. N 5. P. 1072-1081.