

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ СООТНОШЕНИЯ ПЛЕНОК Y-Ba-Cu-O С ПОДЛОЖКАМИ (1012) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

В.П.Мартовицкий, В.В. Родин, В.Ф. Врацких\*

*Установлено, что пленки Y-Ba-Cu-O растут эпитаксиально на сапфире с ориентацией осей приблизительно параллельно  $\langle 100 \rangle$  Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в его псевдокубической установке.*

Для использования в микроэлектронике пленок Y-Ba-Cu-O, необходимо, чтобы они обладали высокими значениями критических токов и устойчивостью к деградации на таких технологически важных подложках, как кремний и сапфир. Эти характеристики наблюдаются у эпитаксиальных пленок стехиометрического состава с осью с, перпендикулярной ростовой поверхности. Пленки высокого качества были получены на подложках SrTiO<sub>3</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub>, LaGaO<sub>3</sub>, KTaO<sub>3</sub> /1-4/. Рост таких пленок на Si и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> затруднен повышенной взаимной диффузией компонентов, а также образованием промежуточных фаз на границе раздела /5, 6/. Поэтому требуемые характеристики пленок на этих подложках получаются либо при наличии буферного слоя /7/, либо при снижении температуры и времени напыления. В последнем случае ориентированная кристаллизация возможна только при повышенной диффузии адсорбированных атомов на растущей поверхности, например, при бомбардировке высокоэнергетичными частицами в методе импульсного лазерного испарения. С помощью неодимового лазера получены пленки на сапфире с T<sub>0</sub> = 89 К и плотностью критического тока 10<sup>6</sup> А/см<sup>2</sup> при 77 К /8/, которые и были изучены в настоящей работе.

Исследования проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2,0 по методике, описанной в работе /9/. Ориентации осей пленки и подложки в плоскости срастания определялись по максимумам интенсивности асимметричных рефлексов, отражающие плоскости которых образуют различные углы φ с ростовой поверхностью. При вращении структуры вокруг горизонтально расположенной нормали к плоскости роста заметная интенсивность асимметричных рефлексов наблюдается только при положениях отражающих плоскостей, близких к вертикальному. С целью повышения точности определения угловых положений максимумов гониометрическая головка для исследования текстурированных образцов была оснащена дополнительным лимбом, позволяющим производить фиксированные повороты структуры через каждые 10 угловых минут. Кроме того, все щели дифрактометра были сужены до 0,5 мм по вертикали и выставлены на одном уровне.

Сапфир можно описывать как структурной, так и морфологической элементарными ячейками /10/. Структурная решетка кристалла в гексагональной установке характеризуется параметрами a<sub>H</sub> = 4,748 Å, c<sub>H</sub> = 12,957 Å, c : a = 2,728, в ромбоэдрической установке — a<sub>R</sub> = 5,129 Å; α<sub>R</sub> = 55,28°. Для морфологической элементарной ячейки в гексагональной установке c : a = 1,364 (вдвое меньше значение периода идентичности вдоль оси с по сравнению со структурной ячейкой) и угол ромбоэдра α<sub>T</sub> = 85,7°. Для наших целей удобнее описание сапфира в морфологической ромбоэдрической установке, так как близость угла морфологического ромбоэдра к 90 градусам позволяет рассматривать структуру сапфира в виде слегка искаженного куба. Поскольку структурный ромбоэдр развернут на 180° вокруг оси с по отношению к морфологическому /10/, то одна и та же плоскость будет иметь различные индексы, например, плоскости (1012) в структурной установке соответствует (1011) в морфологической.

На рис. 1а приведена гномостереографическая проекция (1011) сапфира в морфологической гексагональной установке /10/. В ромбоэдрических индексах та же ориентация кристалла является проекцией вдоль нормали к плоскости (100) (рис. 1б). Матрица перехода от гексагональных индексов плоскостей к ромбоэдрическим /11/ имеет вид:

\* Институт теплофизики СО АН СССР.

$$\begin{vmatrix} h \\ k \\ l \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} 2/3 & 1/3 & 1/3 \\ -1/3 & 1/3 & 1/3 \\ -1/3 & -2/3 & 1/3 \end{vmatrix} \begin{vmatrix} H \\ K \\ L \end{vmatrix},$$

где  $(hkl)$  — индексы плоскости в ромбоэдрической установке,  $(HK.L)$  — индексы той же плоскости в гексагональной установке.

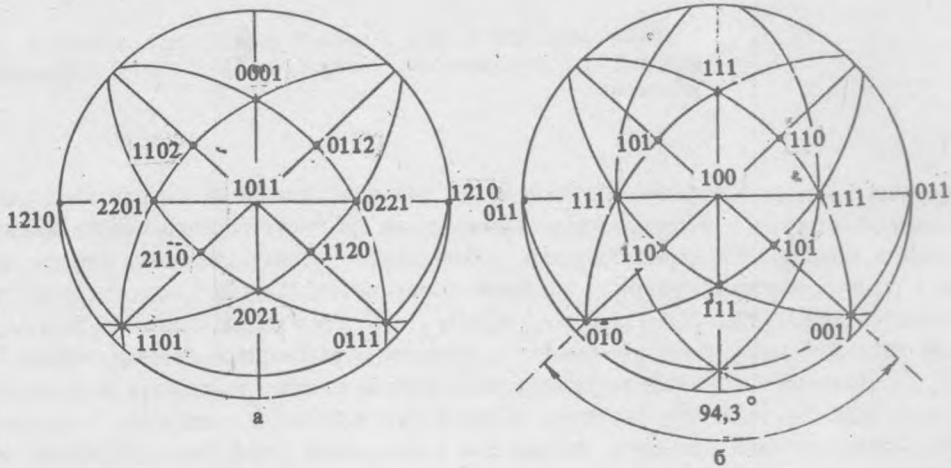


Рис. 1. Гномостереографические проекции сапфира вдоль одного и того же направления: а)  $[1011]$  в морфологической гексагональной и б)  $[100]$  в морфологической ромбоэдрической установках.

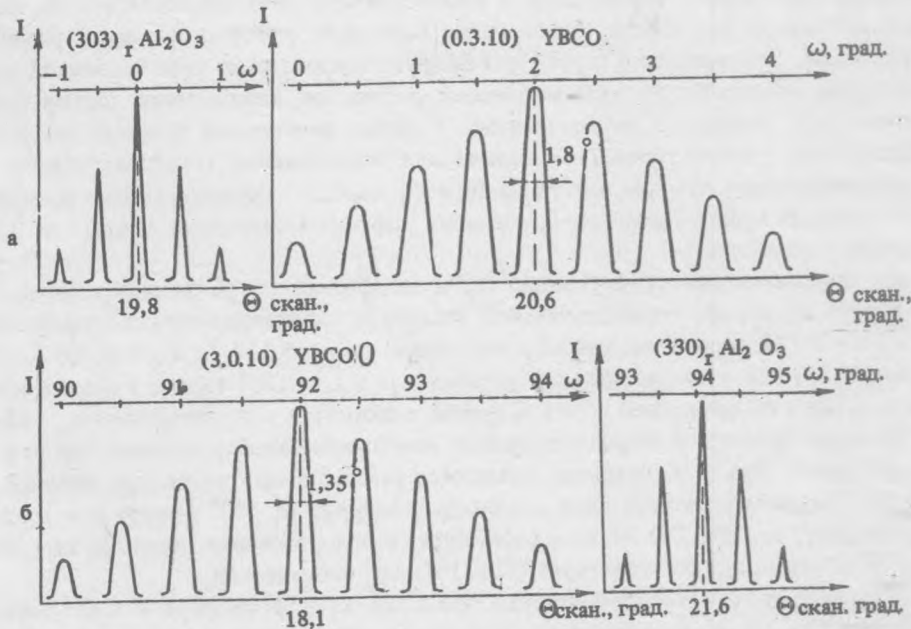


Рис. 2. а) Кривые качания рефлексов  $(303)_r \text{Al}_2\text{O}_3$  подложки и  $(0.3.10)$  пленки при вращении структуры вокруг нормали к ростовой поверхности. За нулевое значение  $\omega$  принято положение максимума интенсивности пика подложки. б) Кривые качания  $(330)_r \text{Al}_2\text{O}_3$  и  $(3.0.10)$  YBaCuO после поворота структуры приблизительно на 90 градусов против часовой стрелки.

Таким образом, индексу плоскости (1012) в структурной гексагональной установке сапфира соответствует ориентация (100) в морфологических ромбоэдрических (псевдокубических) координатах. В последнем случае значительно упрощается анализ угловых соотношений между зонами кристалла, содержащими плоскость (100). Например, угол между нормальными к координатным плоскостям (010) и (001) является дополнением до  $180^\circ$  угла морфологического ромбоэдра и равен  $94,3^\circ$ .

На рис. 2а приведены интенсивности кривых качания рефлексов  $(303)_r$  и  $(0.3.10)$   $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  в зависимости от угла вращения  $\omega$  структуры вокруг нормали к ростовой поверхности. За нулевое значение принято положение максимума пика подложки. Аналогичным образом были получены кривые качания рефлексов  $(330)_r$  подложки и  $(3.0.10)$  пленки после поворота структуры примерно на  $90^\circ$  против часовой стрелки (рис. 2б). Ни при каких других промежуточных угловых положениях заметной интенсивности асимметричных рефлексов  $(0.3.10)$  и  $(3.0.10)$  не наблюдается. То есть имеется единственное эпитаксиальное соотношение с-ориентированных пленок с подложками (100)  $Al_2O_3$  в плоскости срастания: оси а и в приблизительно параллельны  $\langle 001 \rangle$  сапфира в морфологической ромбоэдрической установке. Отметим, что из-за двойникования в каждом из направлений наблюдаются пары рефлексов  $YBaCuO$   $(0.3.10)$  и  $(3.0.10)$ . Для структурной гексагональной элементарной ячейки при росте на  $\langle 1012 \rangle$   $Al_2O_3$  оси пленки в плоскости срастания ориентированы приблизительно вдоль  $[1102]$  и  $[0112]$ .

Угловое расстояние между зонами  $[010]$  и  $[001]$  сапфира равно  $94,2^\circ$  (рис. 2) и соответствует вычисленному теоретически значению в пределах ошибки измерения (рис. 1б). Угол между осями пленки в плоскости срастания равен 90 градусам. Угловое несоответствие в ориентации осей пленки и подложки в 4,3 градуса распределяется приблизительно поровну в каждом направлении. Период идентичности сапфира вдоль  $\langle 100 \rangle$  равен 3,49 Å, что существенно меньше значений параметров пленки ( $a \approx 3,82$  Å;  $b \approx 3,89$  Å). Таким образом, по величинам несоответствия в параметрах решетки и углах система  $Al_2O_3 - YBa_2Cu_3O_{7-x}$  относится к типу со слабым взаимодействием между пленкой и подложкой  $1/2$ . Поэтому наличие разориентации  $1,7^\circ$  в одном из блоков подложки от точного положения плоскости (100) приводит к уширению кривой качания пленки от  $1,35^\circ$  до  $1,85^\circ$  (рис. 2а), а перпендикулярное падение потока частиц на ростовую поверхность отклоняет ось текстуры пленки на  $0,7^\circ$  в направлении потока (рис. 2б).

Таким образом, в настоящей работе показано, что эпитаксиальные пленки Y-Ba-Cu-O с осью с, перпендикулярной поверхности подложки, ориентированы в плоскости срастания приблизительно параллельно осям  $\langle 100 \rangle$  в псевдокубической установке сапфира. Слабое взаимодействие между пленкой и подложкой объясняет легкость возникновения различных текстурных аномалий.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Kapitulin A. Physica, C153-C155, 520 (1988).
2. Terashima T. et al. Jpn. Appl. Phys., 27, L91 (1988).
3. Sandstrom R. L. et al. Appl. Phys. Lett., 53, 1874 (1988).
4. Feenstra R. et al. Appl. Phys. Lett., 54, 1063 (1989).
5. Nakajima H. et al. Appl. Phys. Lett., 53, 1437 (1988).
6. Komatsu T. et al. Jpn. J. Appl. Phys., 27, L1025 (1988).
7. Myoren H. et al. Jpn. J. Appl. Phys., 27, L1068 (1988).
8. Варламов Ю. Д. и др. Письма в ЖТФ, 14, 2068 (1988).
9. Мартовицкий В. П., Родин В. В., Филиппов Е. В. Препринт ФИАН № 168, М., 1989.
10. Рубин и сапфир. М., Наука, 1974, с. 236.
11. Келли А., Гровс Г. Кристаллография и дефекты в кристаллах. М., Мир, 1974, с. 496.
12. Иевлев В. М., Трусков Л. И., Холмянский В. А. Структурные превращения в тонких пленках. М., Металлургия, 1988, с. 326.

Поступила в редакцию 6 декабря 1989 г.