

Краткие сообщения

11;12

Неэпитаксиальное выращивание оксидных пленок

© А.В. Зубец, А.И. Стогний, В.В. Федотова, Е.Ф. Шаповалова

Институт физики твердого тела и полупроводников АН Белоруссии,
220072 Минск, Белоруссия

(Поступило в Редакцию 18 декабря 1995г.)

Одной из общих проблем получения кристаллических пленочных структур является подбор подложки. Подложка является активным элементом системы, образуя механическую и химическую связи с формируемой структурой, участвуя в диффузионном массообмене, что во многом определяет рельеф и дефектность пленки. Среди предъявляемых к ней требований в число основных входит прочность соединения с пленкой при одновременном сохранении выраженной фазовой границы. В некоторых случаях ввиду интенсивного взаимодействия пленки с подложкой используют наращивание буферного слоя [1]. Этот слой, однако, в свою очередь должен представлять собой пленку хорошего качества и обеспечивать требования, предъявляемые к подложкам. Обычно он имеет сложный состав.

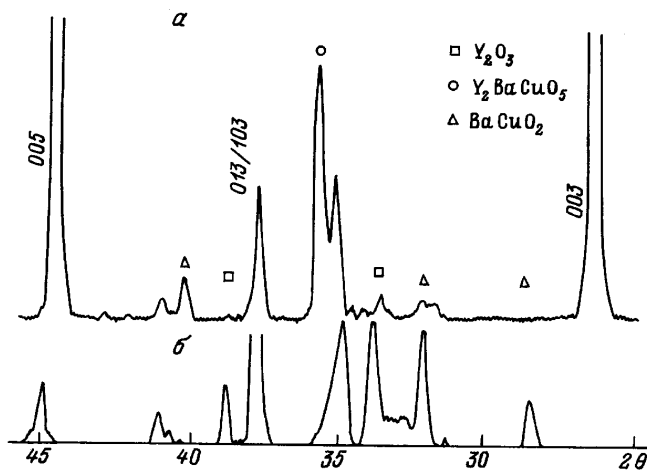
В настоящей работе предлагается иной подход к технологии изготовления оксидных поликристаллических пленок и покрытий — неэпитаксиальное выращивание [2]. Суть его заключается в том, что на подложку наносится слой одного из компонентов исходной реакционной системы, образующей пленку требуемого состава. Это — компонент, на основе кристаллической решетки которого формируется конечный продукт взаимодействия. В контакт с ним приводится либо смесь недостающих компонентов, либо их соединение и осуществляется химическая реакция. Преимущество такого способа выращивания пленок заключается в относительной независимости от материала подложки, возможности получения однородной пленки большой площади, воспроизводимости, технологической доступности. К недостаткам следует отнести вероятное образование по толщине пленки слоев других фаз, существующих в многокомпонентной системе, необходимость высокотемпературного обжига.

Указанным способом получены пленки $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ на подложках монокристаллического галлий-гадолиниевого граната $Ga_3Gd_5O_{12}$ (ГГГ) и монокристаллических пленках железо-иттриевого граната $Y_3Fe_5O_{12}$ (ЖИГ) с ориентацией в плоскостях [111], [110]. На подложки с помощью ионно-лучевого напыления в атмосфере кислорода по методике, описанной в [3], наносился слой Y_2O_3 толщиной

до 0.5 мкм. Далее образцы приводились в контакт с прессованным порошком соединения $BaCuO_2$, предварительно синтезированного из $BaCO_3$ и CuO , прижимное давление составляло около 50 Г/см^2 [4]. Затем они подвергались термообработке на воздухе в течение различного времени (5–120 мин) в температурном диапазоне $900\text{--}1000^\circ\text{C}$ в условиях быстрого нагрева и охлаждения вместе с печью либо помещались в уже нагретую печь и после обжига закаливались. Полученные образцы исследовались с помощью рентгенофазового анализа в CoK_α -излучении, а также с помощью оптического микроскопа.

Результаты и обсуждение

В системе $Y_2O_3\text{--}BaO\text{--}CuO$ существует ряд эвтектик, самая низкоплавкая из которых имеет температуру 890°C [5]. Это значит, что в исследованном интервале температур реакция протекает в присутствии жидкой фазы. Пленки $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, полученные при температурах $980, 1000^\circ\text{C}$, в отличие от синтезированных при более низких температурах были текстурированы по оси c (см. рисунок, а). Видимо, большее количество образующейся при бо-



Рентгенограммы пленок $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, полученных при температурах 980 (а) и 950°C (б).

лее высокой температуре жидкой фазы способствует направленной кристаллизации продукта реакции. Зависимость структуры пленки от содержания жидкой фазы прослеживается и при изменении положения подложки в процессе синтеза — "пленкой вверх" либо "пленкой вниз". Во втором случае текстурированность пленки уменьшается. В интервале температур 900–980°С наблюдается слабая зависимость скорости взаимодействия от времени. Это, очевидно, связано с протеканием реакции в основном в твердой фазе. Попытки получения пленки на всю толщину слоя Y_2O_3 показали, что при температурах более 980°С подложки ГГГ не являются инертными по отношению к расплаву и растворяются в нем, образуя соединения $Y_{1-x}(Ga, Gd)_xBa_2Cu_3O_{7-x}$. Это следует и непосредственно из экспериментов по взаимодействию подложки с $BaCuO_2$. Нужно отметить, что пленка на подложке ЖИГ при данных условиях играет роль буфера, так как присутствующее в ней железо входит в состав фазы $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ в меньшем количестве, чем катионы подложки. Обнаружено также, что скорость взаимодействия выше и текстурированность больше у образцов, помещенных в нагретую печь. Вероятно, в результате медленного нагрева происходят кристаллизация слоя Y_2O_3 и снижение его реакционной активности.

При температурах обжига 900, 950°С наряду с рентгеновскими рефлексами фаз YBa_2CuO_5 и $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ на рентгенограммах проявляются также рефлексы фазы Y_2O_3 . При более высоких температурах наблюдаются лишь две первые фазы (см. рисунок, а, б). Небольшая толщина нанесенного слоя Y_2O_3 , прозрачная подложка позволили получить прозрачные пленки $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ с пропусканием не менее 50%.

Аналогичные эксперименты по получению пленок $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ на подложках [011] при тех же условиях не дали положительного результата. Оказалось, что в указанном интервале температур кремний активно вступает в реакцию с Y_2O_3 на всю глубину напыленного слоя быстрее, чем образуется пленка.

Список литературы

- [1] Goerke F. *Physica C*. 1995. Vol. 245. P. 15–24.
- [2] Shields T.S., Abell L.S. // *Physica C*. 1994. Vol. 235–240. P. 391–392.
- [3] Гесь А.П., Зубец А.В., Стогний А.И. и др. // *Письма в ЖЭТФ*. 1990. Т. 16. Вып. 21. С. 65–69.
- [4] Flor G., Scavini M., Anselmi-Tamburini U., Spinolo G. // *Sol. St. Ionics*. 1990. Vol. 43. P. 77–83.
- [5] Oswalage T., Keefe K. // *J. Mater. Res*. 1988. Vol. 3. N 6. P. 1279–1291.