

УДК 539.23,621.793.18

ОСОБЕННОСТИ РОСТА ТОНКИХ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК ОКСИДА МАГНИЯ НА САПФИРЕ

© 2019 г. В. А. Лузанов*

Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
Российская Федерация, 141190, Фрязино, Московской обл., пл. Введенского, 1

*E-mail: valery@luzanov.ru

Поступила в редакцию 07.09.2018 г.

После доработки 07.09.2018 г.

Принята к публикации 10.10.2018 г.

Эпитаксиальные пленки (111) MgO на сапфире с ориентацией (0001) выращены методом высокочастотного магнетронного реактивного распыления. Проведенный рентгеноструктурный анализ полученных пленок в сочетании с послойным плазменным травлением показал наличие тонкого переходного слоя с параметрами решетки, соответствующими кубической структуре MgO с признаками ромбоэдрической деформации.

DOI: 10.1134/S0033849419070118

Благодаря своим уникальным физическим свойствам высококачественные пленки оксида магния представляют большой интерес. Они широко используются в качестве буферных слоев и подложек для сверхпроводящих покрытий [1], для структур на основе широкозонных полупроводников [2], в устройствах спинтроники [3]. Для осаждения монокристаллических пленок MgO используется множество методов: магнетронное распыление [4], импульсное лазерное осаждение [5], электронно-лучевое испарение [6], молекулярное-лучевая эпитаксия [7]. Следует отметить, что кристаллическая решетка MgO имеет кубическую симметрию с параметром $a = 0.4211$ нм, в то время как сапфир принадлежит к тригональной (ромбоэдрической) сингонии с параметрами решетки $a = 0.476$ нм, $c = 1.299$ нм. В связи с этим существуют неблагоприятные эпитаксиальные или ориентационные соотношения между пленкой MgO и подложкой сапфира в плоскости (0001). Однако в ряде работ [4, 5, 7] указывалось на возможность роста эпитаксиальных пленок MgO с ориентацией (111) на плоскости сапфира (0001). При этом приводились различные данные взаимной ориентации пленки и подложки. В работах [4, 9] сообщалось о том, что направление [110] MgO параллельно направлению $[10\bar{1}0]$ Al₂O₃, в работах [5] приводилось следующее соотношение: $[110] \text{MgO} \parallel [11\bar{2}0] \text{Al}_2\text{O}_3$. Также предлагались схемы возможного согласования кристаллических решеток при эпитаксии MgO на сапфире. Так, в [5] предполагалось, что согласование межузловых расстояний пленка-подложка идет в соотношении

4 : 5, в [4] утверждалось о наличии тонкого переходного слоя MgO со структурой вюрцита, в [9] наблюдалось образование MgAl₂O₄ на границе раздела MgO/Al₂O₃.

В данной работе для осаждения пленок оксида магния применяли метод высокочастотного магнетронного реактивного распыления магниевой мишени в кислороде. Использование постоянного тока в качестве инициатора плазмы оказалось в данном случае невозможным из-за покрытия поверхности мишени оксидом и резким уменьшением скорости распыления. Поскольку оксид магния является ионным кристаллом со структурой типа NaCl, эпитаксиальный рост возможен при достаточно низкой температуре порядка $0.1 T_m$ [7], где T_m – температура плавления. Температура плавления MgO составляет около 3000°C, поэтому подложку перед напылением нагревали до 300°C. Полученные пленки толщиной около 30 нм исследовали методом рентгеноструктурного анализа на автоматизированном двухкристальном дифрактометре ДРОН-3, работающем по схеме Брегга–Брентано. Были использованы кварцевый монохроматор и излучение $\text{CuK}\alpha_1$. На рис. 1 приведена рентгеновская дифрактограмма для отражения (111) пленки MgO. Как видно из рисунка, полученная кривая имеет два явных максимума в углах 36.1° и 37° и, очевидно, является суперпозицией двух дифракционных пиков. Далее, с использованием алгоритма Левенберга–Марквардта, кривая была разложена на две гауссовы кривые. С помощью метода Шеррера по полуширинам полученных кривых определили размеры областей

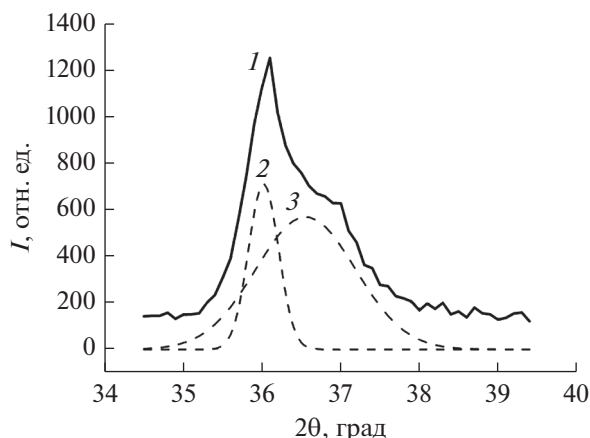


Рис. 1. Профиль дифракционной линии (111) от пленки MgO на (0001) Al₂O₃ (сплошная кривая) и аппроксимация двумя гауссовыми кривыми (штриховая).

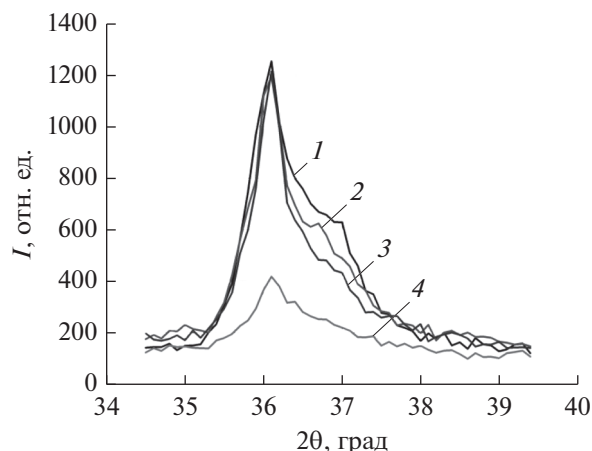


Рис. 2. Дифракционная линия (111) от пленки MgO на (0001) Al₂O₃: исходная пленка (1) и после травления в течение 10 (2), 20 (3), и 60 мин (4).

когерентного рассеяния (ОКР). Для малоуглового пика ($2\theta = 36^\circ$) размер ОКР составляет 18 нм, для пика, расположенного на 36.6° , – 6 нм.

Для выяснения распределения этих фаз по толщине пленки было проведено послойное плазменное травление в аргоне с последующей съемкой дифрактограммы. Травление пленки MgO проводилось при давлении 0.15 Па и плотности мощности 0.5 Вт/см². Энергия ионов аргона составляла 500 эВ. Результат приведен на рис. 2. Как видно, после каждого этапа стравливания уменьшалась интенсивность только большеугового пика. Малоугловой пик до определенного момента оставался неизменным. Это позволяет сделать вывод, что большеуговой пик соответствует структуре приповерхностной части пленки. Положение его наиболее близко к значению для отражения (111) объемного MgO. Положение малоуглового пика значительно отличается от такового для объемного MgO. Далее было определено положение дифракционного максимума для плоскости (113). Оно оказалось равным 74.25° .

Сопоставляя межплоскостные расстояния для плоскостей (111) и (113) можно сделать вывод, что в начальных слоях пленки имеет место ромбоэдрическая деформация кубической структуры MgO с параметрами $a = 0.419$ нм, $\alpha = 89^\circ$. Поскольку сумма размеров областей когерентного рассеяния для каждого слоя пленки примерно соответствует общей толщине пленки, можно предположить, что релаксация напряжений, вызванных несоответствием параметров решетки MgO и Al₂O₃, происходит в районе 6 нм.

Таким образом, сочетание рентгеноструктурного анализа с послойным плазменным травлением

позволило определить пространственное распределение структурных особенностей пленки MgO на сапфире и выявить наличие тонкого переходного слоя с признаками ромбоэдрической деформации.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 19-07-00432, 18-29-19047 и 17-07-01498).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kotelyansky I.M., Kravchenko V.B., Luzanov V.A., Sobolev A.T. // Bull. Materials Sci. 1991. V. 14. № 2. P. 479.
2. Chen Y., Ko H., Hong S., Yao T. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. № 5. P. 559.
3. Butler W.H., Zhang X.-G., Schulthess T.C., MacLaren J.M. // Phys. Rev. 2001. V. 63. № 5. P. 054416.
4. Martínez-Boubeta C., Botana A.S., Pardo V. // Phys. Rev. 2012. V. 86. № 4. P. 041407(R).
5. Stampe P.A., Bullock M., Tucker W.P., Kenned R.J. // J. Phys. D: Appl. Phys. 1999. V. 32. P. 1778.
6. Talvacchio J., Wagner G.R., Pohl H.C. // Physica C: Superconductivity and its Applications. 1989. V. 162–164. Part 1. P. 659.
7. Yadavalli S., Yang M.H., Flynn C.P. // Phys. Rev. 1990. V. 41. P. 7961(R).
8. Chow A.F., Rou S.H., Lichtenwalner D.J. et al. // MRS Proc. 1992. V. 268. P. 253.
9. Li D.X., Pirouz P., Heue A.H. // Philosophical Magazine A. 1992. V. 65. № 2. P. 403.