

06;12

## Получение гетероэпитаксиальных структур ZnO/GaN/ $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> высокого совершенства методом химического транспорта

© Б.М. Атаев, И.К. Камилов, В.В. Лундин,  
В.В. Мамедов, А.К. Омаев, Ш.-М.О. Шахшаев

Институт физики Дагестанского НЦ РАН, Махачкала  
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург  
E-mail: caucasus@datacom.ru

Поступило в Редакцию 2 июня 2000 г.

Сообщаются первые результаты по получению гетероэпитаксиальных структур (ГЭС) (0001)ZnO/(0001)GaN/(0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом химических транспортных реакций (ХТР) в проточном реакторе пониженного давления (ПРПД). Изучена морфология поверхности и проведен анализ рентгенодифракционных измерений, показавших высокое структурное совершенство слоев оксида цинка — разориентация блоков в базисной плоскости не превышала 21'. Спектр фотолюминесценции обладал превалирующим излучением в экситонной области.

В последнее время ведутся интенсивные исследования структур на базе нитридов третьей группы, связанные прежде всего с созданием эффективных источников света, в том числе и стимулированного, в коротковолновой части видимого излучения. Большие надежды возлагаются также на оксид цинка как на материал, обладающий эффективной экситонной люминесценцией в ближней УФ области с энергией связи 60 meV, позволяющей получать стимулированное излучение при высоких температурах. Проблема как в первом, так и во втором случае заключается в отсутствии бездефектных монокристаллов существенных размеров и ГЭС высокого совершенства — в связи с отсутствием подходящих подложек. Как правило, в обоих случаях ГЭС получают на подложках из сапфира, хотя несоответствие постоянных кристаллических решеток существенно: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $a = 4.754$  Е,  $c = 12.99$  Е), GaN ( $a = 3.189$  Е,  $c = 5.185$  Е) и ZnO ( $a = 3.250$  Е,  $c = 5.213$  Е). Заметим также, что, согласно [1], на подложках сапфира базисной ориентации обычным способом методом ХТР получить слои оксида цинка с од-

ной ориентацией (0001) оказалось затруднительным. Несоответствие решеток в такой системе достигает 38%. Очевидно, что использование подложек с меньшим кристаллографическим несоответствием приведет к значительному улучшению качества слоев, особенно в переходной области их формирования, и что существенно близкое взаимное сопряжение кристаллических решеток ZnO и GaN может быть использовано для получения ГЭС высокого совершенства как ZnO на GaN, так и наоборот. В этом сочетании имеется и ряд других преимуществ, в том числе незначительное расхождение в коэффициентах термического расширения, близость структуры зон и др. Хотя перспективность ГЭС ZnO/GaN очевидна, имеется мало работ по росту ZnO на поверхности GaN [2,3] и совсем отсутствуют сообщения об их получении в ПРПД методом ХТР.

В данной работе мы сообщаем первые результаты по выращиванию эпитаксиальных слоев (0001)ZnO высокого совершенства на поверхности структур (0001)GaN/(0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом ХТР в ПРПД. При этом кристаллографическое несоответствие системы ZnO/GaN не превышает 1.8%. Были изучены структурное совершенство и особенности фотолюминесценции этих ГЭС.

Эпитаксиальный рост (0001)GaN на (0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводился методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЕ) с использованием технологии низкотемпературных буферных слоев [4]. Толщина слоев GaN на сапфире составляла 2–3  $\mu$ m. Полученная структура переносилась в ПРПД без предварительных процедур чистки или полировки поверхности. Слои ZnO были получены в потоке водорода 1 л/ч и при температуре подложек 620°C. Подробное описание ПРПД и способа оптимизации температурных и газодинамических режимов дано в [5]. Толщина слоев ZnO составляла 3–5  $\mu$ m.

На рис. 1 приведена морфология поверхности слоев (0001)ZnO, полученная при увеличении  $\times 560$  с помощью микроскопа МИИ-4, где отчетливо видны правильные шестигранники, характерные для плоскости *c*. Подобная морфология поверхности характерна для слоев, полученных при температурах подложек *T* менее 610°C. С увеличением температуры подложек наблюдалось уменьшение размеров фигур роста и при *T* > 620°C исчезал наблюдаемый при данном увеличении рельеф, поверхность слоев становилась зеркально-гладкой.

Рентгенодифракционные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-2 с использованием CuK $\alpha$ -излучения, монохроматизиро-

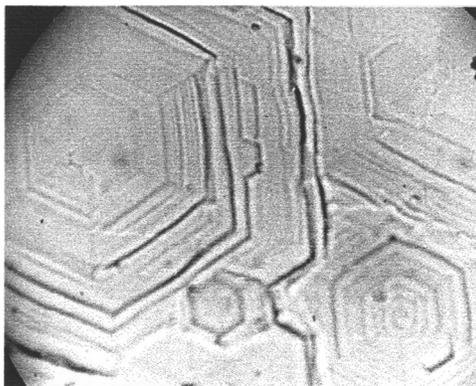


Рис. 1. Микроморфология поверхности роста ГЭС (0001)ZnO/(0001)GaN/ / (0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $h = 3 \mu\text{m}$ ,  $T = 610^\circ\text{C}$ );  $\times 560$ .

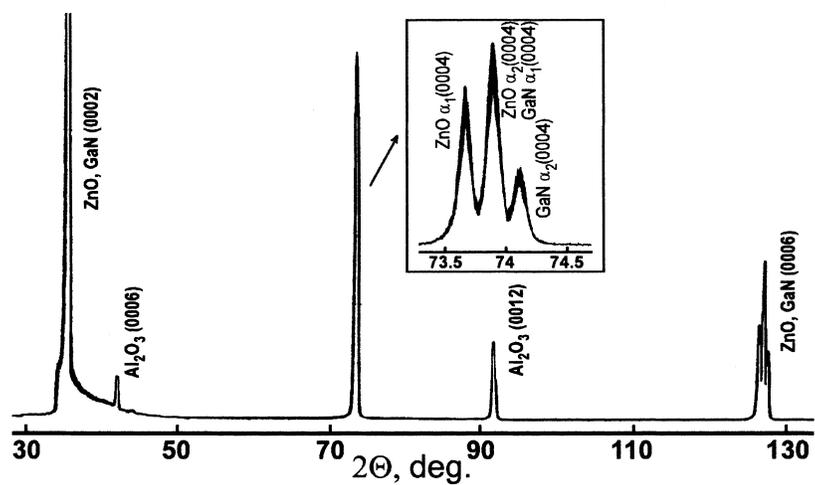
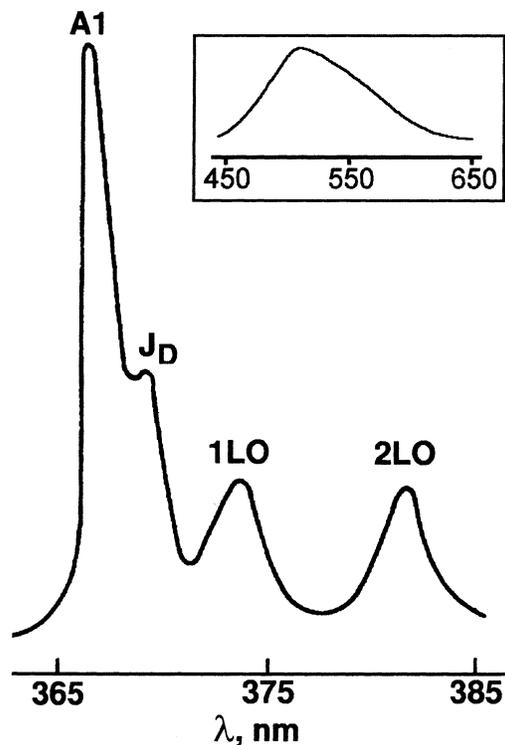


Рис. 2. Дифрактограмма ГЭС (0001)ZnO/(0001)GaN/(0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

ванного с помощью кристалла пирографита. На рис. 2 представлена дифрактограмма ZnO. Дифрактограмма показывает наличие (000 $l$ ) ориентации без рефлексов, характерных для других ориентаций. Следует заметить, что пики (0002)ZnO и GaN на дифрактограммах не разрешались из-за близости кристаллических структур этих материалов. На вставке вверху проиллюстрирована возможность разрешения пиков (0004)ZnO и (0004)GaN, однако при больших разрешениях появляются пики, связанные с тонкой структурой линии CuK $_{\alpha}$ . Изучение кривых качания вокруг пика (0002) показало, что разориентация блоков в  $c$ -плоскости не превышает 21'. Наличие только ряда отражений (000 $l$ ) на дифрактограмме не позволяет еще делать окончательный вывод о степени совершенства, поскольку в использованном методе фокусировки отражения появляются только от блоков, параллельных поверхности пленки. Поэтому слои ZnO дополнительно изучались на электронографе ЭМР-100. На основании совместных исследований делался вывод о высоком структурном совершенстве слоев (0001)ZnO на поверхности (0001)GaN. Мы считаем это прежде всего следствием довольно высокого сопряжения кристаллических решеток ZnO и GaN.

Специальный интерес представляло исследование ультрафиолетовой фотолюминесценции (УФЛ) слоев ZnO, поскольку анализ особенностей тонкой структуры экситонных спектров дает дополнительную информацию о совершенстве кристаллической структуры (см., например, [6]). Изучались спектры экситонной люминесценции при 77 К, полученные непосредственным погружением ГЭС в жидкий азот. На рис. 3 приведен характерный спектр, полученный на стандартной установке с использованием монохроматора SPM-2. Следует отметить, что образцы отличались существенно большей интенсивностью (более 30 раз) люминесценции в УФ области по сравнению с зеленой полосой (вставка на рис. 3). Спектр люминесценции в экситонной области характерен для качественных пленок ZnO и обладает превалирующим излучением в линию свободного экситона A1 и менее интенсивным излучением пика связанного экситона J<sub>d</sub> (подобные спектры идентифицированы в [7]). Отношение интенсивностей фоновых повторений 1LO/2LO и их полуширины также свидетельствует о высоком совершенстве структуры по крайней мере приповерхностной части слоев ZnO (коэффициент поглощения в области возбуждения и регистрации спектров УФЛ  $\sim 10^4 \text{ cm}^{-1}$ ). О совершенстве переходной области подобных ГЭС сообщалось также в [2].



**Рис. 3.** Спектр фотолюминесценции слоев ZnO, полученных на (0001)GaN/(0001) $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, при 77 К.

Таким образом, использование GaN в качестве буферных слоев для последующего выращивания пленок оксида цинка базисной ориентации на сапфире позволяет существенно улучшить как кристаллическое совершенство, так и люминесцентные характеристики (а это реальный путь к созданию УФ лазера на базе этих слоев), и это прежде всего связано с существенным уменьшением кристаллографического несоответствия. Дальнейший прогресс мы связываем с оптимизацией технологических параметров получения как буферного слоя нитрида галлия, так и самих слоев оксида цинка для их конкретного использова-

ния. О результатах работы в этом направлении, а также о наблюдении стимулированного излучения и его характеристиках мы сообщим в ближайшее время.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 98-02-16141.

## Список литературы

- [1] Семилетов С.А., Кузнецов Г.Ф., Багамадова А.М. и др. // Кристаллография. 1978. Т. 23. В. 2. С. 357–361.
- [2] Hong S.-K., Ko H.-J., Chen Y., Yao T. // J. Cryst. Growth. 2000. V. 209. P. 537–541.
- [3] Vispute R.D., Talyansky V., Choopun S. et al. // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 73. P. 348.
- [4] Lundin W.V., Pushnyi B.V., Usikov A.S., Gaevski M.E., Baidakova M.E., Sakharov A.V. // Instr. Phys. Conf. Ser. 1997. V. 155. P. 319.
- [5] Абдуев А.Х., Атаев Б.М., Багамадова А.М. // Изв. АН СССР. Неорган. материалы, 1987. № 11. С. 1928.
- [6] Ataev B.M., Bagamadova A.M., Mamedov V.V. // Thin Solid Films. 1996. V. 283. P. 5–7.
- [7] Абдуев А.Х., Адюков А.Д., Атаев Б.М. и др. // Опт. и спектр. 1981. Т. 50. В. 6. С. 1137.