

05;06;12

Получение кубического GaN молекулярно-пучковой эпитаксией на подложках пористого GaAs

© В.В. Мамутин, В.П. Улин, В.В. Третьяков,
С.В. Иванов, С.Г. Конников, П.С. Копьев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 4 сентября 1998 г.

Показана возможность получения слоев GaN методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота высокочастотным ЭЦР разрядом на пористых монокристаллических подложках GaAs с ориентацией (100) и (111). Полученные нелегированные эпитаксиальные слои имели *n*-тип проводимости с концентрацией носителей $\sim 10^{18}$. По данным сканирующей электронной микроскопии и катодолуминесценции при толщинах $\sim 2000 \text{ \AA}$ независимо от ориентации подложки получены сплошные слои кубической модификации GaN.

Как известно, метастабильная кубическая (β -GaN) фаза по ряду электрофизических и люминесцентных параметров имеет преимущества перед стабильной гексагональной модификацией (α -GaN), в частности меньшую эффективную массу и большую подвижность носителей заряда при большей эффективности ионизации акцепторных примесей [1]. Вместе с тем эпитаксиальное выращивание достаточно совершенного β -GaN до сих пор представляет собой нерешенную задачу. Основными проблемами при этом являются обеспечение однофазности пленок и снижение уровня их дефектности (плотности прорастающих в слой дислокаций несоответствия и дефектов упаковки). Одним из возможных направлений решения этой задачи является применение "мягких"

подложек, способных принимать на себя упругие деформации, возникающие в гетероструктуре в процессе ее формирования и последующего охлаждения, и обеспечивать сток для дислокаций несоответствия. В этом отношении весьма перспективным для получения β -GaN представляется использование пористых подложек [2], полученных из монокристаллов A^3B^5 . В настоящей работе нами изучалась возможность получения GaN на пористых подложках GaAs методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ).

Подложки n -GaAs (концентрация носителей $> 10^{18}$) (100) и (111) A и B ориентаций обрабатывались в водном растворе HF (3М). Анодное смещение напряжением 8–14 В подавалось на ячейку в импульсном режиме с частотой ~ 2 Hz. Плотности тока в максимуме составляли ~ 0.6 – 1 А/см². Поры, образующиеся при обработке GaAs в HF, не имеют форму прямолинейных каналов треугольного сечения с резко выраженной анизотропией распространения в направлениях $\langle 111 \rangle$. Причем наиболее крупные (110–130 нм) и протяженные поры развиваются по всем возможным направлениям $\langle 111 \rangle V$, пересекающим поверхность подложки данной ориентации (рис. 1а). Более мелкие поры (60–80 нм), идущие в направлении $\langle 111 \rangle A$, имеют большую плотность и обладают более однородным распределением по объему. Поверхностная плотность таких пор достигает $\sim 10^9$ см⁻². С введением пор связаны увеличение степени микрошероховатости поверхности подложки и соответственно увеличение плотности существующих на ней элементарных ступеней. Это, по нашему мнению, должно способствовать формированию вне пор сплошной эпитаксиальной пленки β -GaN уже на самых ранних стадиях эпитаксиального роста и препятствовать появлению спонтанных зародышей гексагональной фазы.

Выращивание GaN проводилось на отечественной установке МПЭ ЭП-1203 с использованием плазменного источника азота ASTEX (USA) с электронным циклотронным резонансом (ЭЦР) [3]. Морфология и кристаллическое качество пленок во время роста контролировались с помощью дифракции быстрых электронов (ДБЭ).

Для откачки ростовой камеры и источника использовался турбомолекулярный насос Turbovac 560 с эффективной производительностью, определяемой геометрией ростовой камеры, не более 350 л/с. Источник устанавливался на одном из стандартных фланцев установки МПЭ.

Слои GaN выращивались на подложках GaAs (111) *A* и *B* и (100) ориентаций в температурном диапазоне 550–560°C, чтобы избежать термического разложения GaAs. Каждый процесс выращивания начинался с обезгаживания и удаления из пористого слоя продуктов взаимодействия GaAs с электролитом. Начиная с 400°C наблюдались очищение поверхности и слет окислов по изменению картины дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Затем в течение 10–15 min в потоке активированного азота проводилась нитридизация подложки. После этого выращивался слой GaN при температурах 550°C и при минимальных скоростях роста. Далее исследовались процессы роста при различных температурах и скоростях роста в диапазоне 0.01–0.5 E/s. Для подложек GaAs (100) и (111) в ходе эпитаксии наблюдалась картина дифракции ДБЭ, соответствующая кубическому GaN.

Электрофизические свойства слоев исследовались с помощью вольт-емкостных (C/V) измерений. Полученные нелегированные слои имели n -тип проводимости с концентрациями электронов $\sim 10^{18} \text{ cm}^{-3}$.

Толщина, морфология и структура поперечного сечения слоев (слоев) исследовались на сканирующем электронном микроскопе CamScan с разрешением $\sim 100 \text{ E}$. Электронно-микроскопические исследования пленок (рис. 1, *b* и *c*) показали, что при толщинах $\sim 2000 \text{ \AA}$ на пористых подложках наблюдается образование сплошного слоя с характерной для GaN ростовой морфологией в условиях избытка Ga, исходя из наличия капель Ga на поверхности пленок. Люминесцентные свойства слоев исследовались с помощью катодолюминесценции (КЛ).

Спектры КЛ были получены при температуре вблизи жидкого азота при энергии электронного пучка 10 и 5 keV, токе зонда $\sim 5\text{--}10 \text{ nA}$. Для записи спектров использовался решеточный монохроматор с дисперсией $\sim 2 \text{ nm/mm}^2$ с системой регистрации счета фотонов.

В спектрах КЛ от пленок, полученных на массивных подложках GaAs (311), было выделено три полосы (рис. 2, *a*): 1) коротковолновая полоса, которая обычно приписывается экситону, связанному на нейтральном доноре (DBE) в α -GaN с энергией в максимуме $E_{\text{max}} \sim 3.36 \text{ eV}$ и полушириной (FWHM) $\sim 120 \text{ meV}$; 2) дефектная "желтая" полоса ($E_{\text{max}} \sim 2.2 \text{ eV}$, FWHM $\sim 250 \text{ meV}$), и 3) полоса с $E_{\text{max}} \sim 2.65 \text{ eV}$, FWHM $\sim 200 \text{ meV}$. Последняя линия по литературным данным связана с донорно-акцепторной рекомбинацией [4] при нарушенной стехиометрии $[\text{Ga}]/[\text{N}] > 1$ [5]. По нашим наблюдениям, эта полоса часто присутствует в спектрах пленок, полученных на GaAs, при высоких температурах

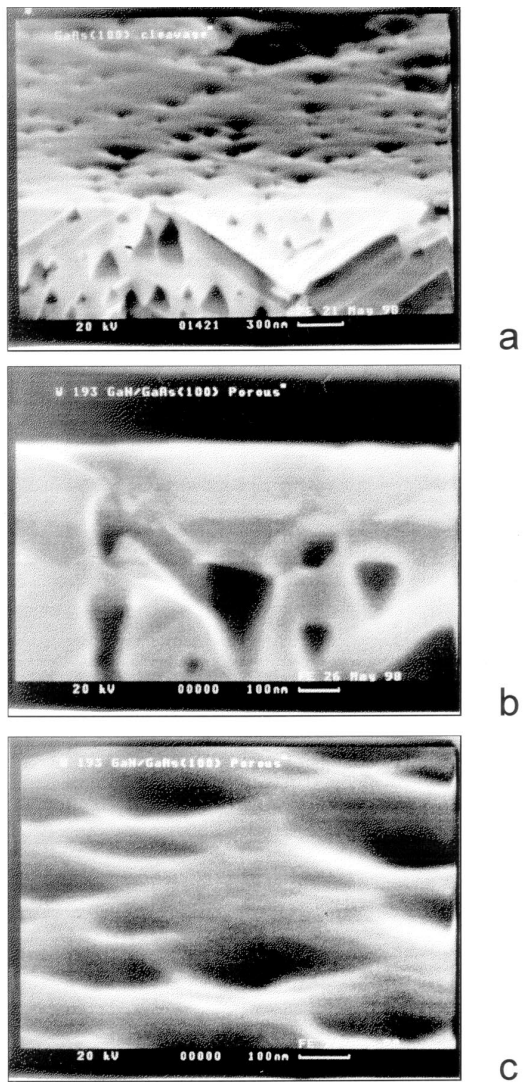


Рис. 1. *a* — изображение скола и морфологии пористой подложки GaAs (100), *b* — изображение скола полученного слоя на пористом GaAs (100), *c* — морфология слоя GaN на (100) GaAs.

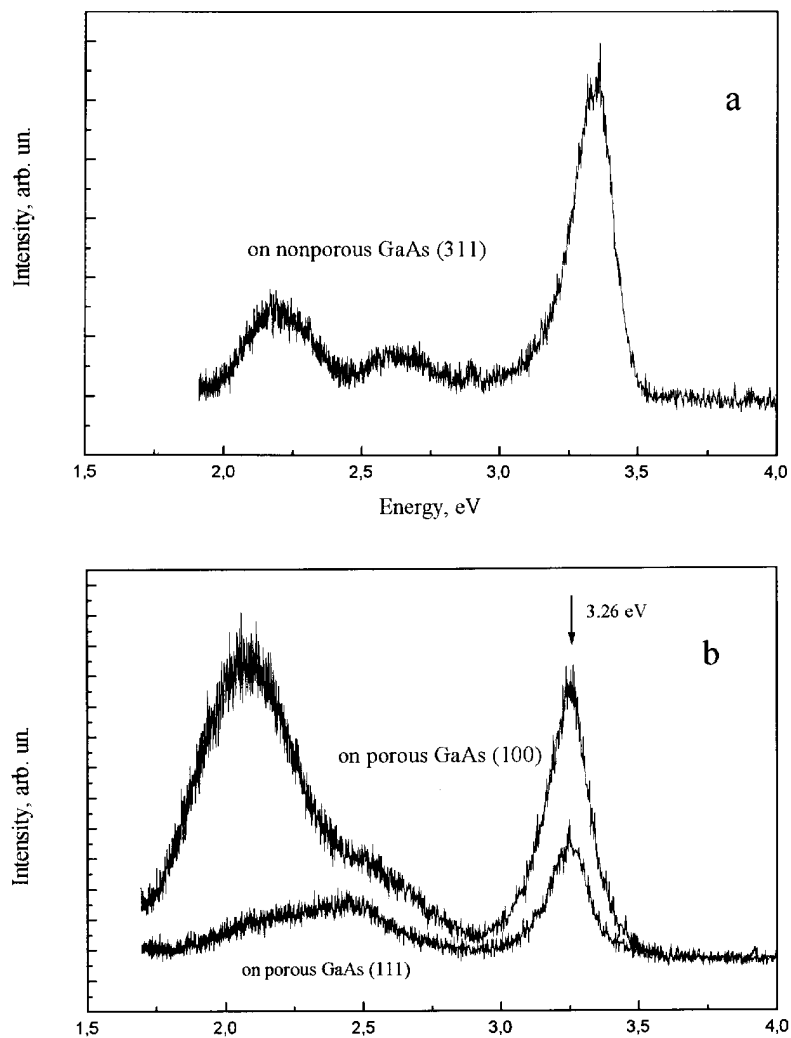


Рис. 2. *a* — спектр катодолуминесценции от пленки GaN, полученной на массивной подложке GaAs (311). Энергия электронного пучка 5 keV, ток ~ 10 nA, температура образца ~ 140 К. *b* — спектры катодолуминесценции от пленок GaN, полученных на пористых подложках GaAs ориентаций (100) и (111). Измерения проведены в тех же условиях.

(> 620°C), вне зависимости от прочих условий выращивания, и на наш взгляд, может возникать вследствие легирования пленок GaN мышьяком [6].

В пленках на подложках пористого GaAs с ориентацией (100) и (111) наблюдалась краевая люминесценция (рис. 2, *b*) с энергией в максимуме $E_{\max} \sim 3.26$ eV при полуширине (FWHM) ~ 180 meV. Эту линию можно определить как DBE в β -GaN [7]. Из соотношения интенсивностей линии DBE для пленок GaN, полученных на пористых подложках с ориентациями (111) и (100), можно сделать вывод о более высоком кристаллическом совершенстве пленок, полученных на подложке (100). Кроме того, в спектрах КЛ присутствовала полоса излучения сложной формы с энергией вблизи середины запрещенной зоны GaN. Разложение на элементарные составляющие дефектной полосы позволило выделить полосу ($E_{\max} \sim 2.07$ – 2.17 eV, FWHM ~ 250 meV) и полосу ($E_{\max} \sim 2.5$ eV, FWHM ~ 420 meV). Первая по цвету излучения, может быть названа "красной" полосой, является аналогом желтой полосы в α -GaN, вторая с $E_{\max} \sim 2.5$ eV связана с донорно-акцепторной рекомбинацией.

Из результатов анализа спектров следует, что на подложках пористого GaAs (100) и (111) были получены эпитаксиальные пленки кубической (β) модификации GaN, тогда как на непористых подложках формируются преимущественно α -GaN на (111 GaAs) и двухфазный GaN на (100) GaAs [8].

В данной работе впервые демонстрируется возможность использования пористых монокристаллов GaAs с ориентацией (100) и (111) в качестве "мягкой" подложки для получения эпитаксиальных гетероструктур с материалами, значительно различающимися по величинам постоянной решетки и коэффициенту термического расширения. Полученные пленки имели n -тип проводимости с концентрацией электронов $\sim 10^{18}$. По данным сканирующей электронной микроскопии и катодолуминесценции при толщинах ~ 2000 Å независимо от ориентации подложки был получен сплошной слой кубического GaN.

Работа частично была поддержана программой "Физика наноструктур".

Список литературы

- [1] *Lin M.E., Xue G., Zhou G.L., Greene J.E., Morkoc H.* // Appl. Phys. Lett. 1993. V. 63. P. 932.
- [2] *Luryi S., Suhir E.* // Appl. Phys. Lett. 1986. V. 49. P. 140.
- [3] *Мамутин В.В., Жмерик В.Н., Шубина Т.В., Торопов А.А., Лебедев А.В., Векшин В.А., Иванов С.В., Копьев П.С.* // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24. С. 30.
- [4] *Salvador A., Kim W., Aktas Ö., Botchkarev A., Fan Z., Morkoc H.* // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 69. P. 2692.
- [5] *Dingle R., Shell D.D., Stokowski S.E., Piggens M.* // Phys. Rev. B 4. 1971. P. 1211.
- [6] *Metcalfe R.D., Wickenden D., Clark W.C.* // J. Lumin. 1978. V. 16. P. 405.
- [7] *Menniger J., Jahr U., Brandt O., Yang H., Ploog K.* // Phys. Rev. 1996. V. 53. P. 1881.
- [8] *Antipov V.G., Zubrilov A.S., Merkulov A.V., Nikishin S.A., Sitnikova A.A., Stepanov M.V., Troshkov S.I., Ulin V.P., Faleev N.N.* // Semiconductors. 1995. V. 29. P. 946.