

06

Двойное перекрестное эпитаксиальное разращивание неполярных эпитаксиальных слоев нитрида галлия

© В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, М.М. Рожавская, А.Е. Николаев,
А.В. Сахаров, С.И. Трошков, М.А. Синицын, Д.В. Давыдов,
М.М. Кулагина, П.Н. Брунков, А.Ф. Цацульников

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

Санкт-Петербург

E-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 14 ноября 2011 г.

Проведено формирование эпитаксиальных структур GaN методом латерального эпитаксиального разращивания, при котором GaN выращивается в полосковых окнах на частично маскированном исходном слое GaN. Установлено, что, помимо традиционной ориентации полосков поперек оси с GaN, данный процесс возможен при ориентации полосков под углом 45° к оси c . В этом случае возможно проведение двух процессов латерального разращивания во взаимно перпендикулярных направлениях, что существенно снижает относительную площадь несовершенного материала, формирующегося над окнами в маске.

Последние два десятилетия ознаменовались стремительным прогрессом в области создания и промышленного освоения электронных и оптоэлектронных приборов на основе III-N полупроводников. Однако, несмотря на все их разнообразие, подавляющее большинство результатов достигнуто при выращивании эпитаксиальных структур в направлении (0001), что в основном вызвано причинами технологического характера. Отличительной чертой III-N структур, выращенных в этом направлении, является наличие мощных ($\sim 10^6$ V/cm вблизи гетероинтерфейсов) встроенных электрических полей, вызванных спонтанной поляризацией и пьезоэффектом. Для некоторых типов приборов (например, транзисторов с высокой подвижностью носителей) наличие этих полей является существенным преимуществом. Однако в общем случае возможность управления встроенными полями расширила бы степень свободы в управлении свойствами гетероструктур. Наиболее очевидным способом достижения этого является изменение кристаллографической

плоскости интерфейсов. В частности, если ось (0001) лежит в плоскости интерфейсов, то вызванные спонтанной поляризацией и пьезоэффектом поля в структуре отсутствуют. Последние 5–10 лет исследования выращивания неполярных и полуполярных III-N проводились многими научными группами, обзор этих работ можно найти, например, в [1]. Лучшие результаты при выращивании таких структур получаются с использованием соответственно ориентированных объемных подложек GaN [1–3]. К сожалению, крайне высокая цена, ограниченные площади и объемы производства таких подложек делают на сегодня данный подход неприменимым для производства светодиодов. Неполярные эпитаксиальные слои *a*-GaN могут быть выращены на доступных подложках *r*-Al₂O₃ (ориентация (10–12)), однако их качество оказывается слишком низко для приборных применений. Относительно хорошо освоенным методом повышения качества гетероэпитаксиальных слоев GaN является ELOG процесс (Epitaxial Lateral OverGrowth — эпитаксиальное латеральное разращивание), первоначально освоенный для *c*-GaN [4,5], позже реализованный и для *a*-GaN [6]. Ранее мы также публиковали результаты наших исследований в данном направлении [7–9].

ELOG процесс состоит в локальном выращивании материала в полосковых окнах на частично маскированном слое исходного материала (в данном случае — на эпитаксиальном слое GaN) с последующим латеральным разращиванием вплоть до смыкания селективно выращенного материала. При этом области над полосками маски оказываются значительно более совершенными, чем исходный планарный материал, однако непосредственно над полосковыми окнами маски материал остается несовершенным. Дальнейшее улучшение качества материала возможно при повторном применении ELOG процесса, при котором окна маски располагаются над совершенным материалом, выращенным над полосками маски при первом ELOG процессе [10]. Однако этот метод требует крайне точного совмещения при фотолитографии, что также нежелательно для массового производства относительно дешевых светодиодных структур. В данной публикации мы сообщаем о разработке нового метода формирования двойной ELOG структуры для *a*-GaN, не предъявляющего сколько-нибудь жестких требований к точности совмещения.

Эпитаксиальные структуры выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии на установках Epique VP-50 и AIX2000HT с использованием аммиака, триметилгаллия и триметилалюминия в качестве прекурсоров. Исходные планарные слои *a*-GaN выращивались на подложках *r*-Al₂O₃

с использованием буферного слоя AlN. Маска Si_3N_4 формировалась с использованием стандартных фотолитографических процедур и плазмохимического осаждения (PECVD). Ширина окон в маске составляла 3 или $5\ \mu\text{m}$, маскирующих полосков 5 или $7\ \mu\text{m}$. Как рост планарных слоев $a\text{-GaN}$, так и ELOG процесс производились в режимах, близких к описанным в [6,7]. Выращенные структуры исследовались методом растровой электронной микроскопии (РЭМ), атомно-силовой микроскопией (АСМ) и для структур с $p\text{-}n$ -переходами методом спектроскопии электролюминесценции (ЭЛ).

Обычно для проведения ELOG процесса на слоях $a\text{-GaN}$ полоски маски ориентируют перпендикулярно оси $[0001]$ слоя GaN [6–9]. При этом латеральный рост полосков GaN, сформированный в окнах маски, происходит в направлении $[0001]$ поперек края маски. Однако латеральный рост в таких структурах возможен и при иных ориентациях полосков. Об этом кратко сообщалось в [11], однако для ELOG процесса с целью получения сплошного сросшегося слоя эти ориентации, отличные от перпендикулярной к $[0001]$, не использовались. В данной работе мы детально изучали возможность формирования ELOG структуры на полосковой маске, ориентированной под углом 45° к оси $[0001]$. На рис. 1 показаны традиционные и использованные в данной работе ориентации полосков относительно кристаллографических осей GaN.

На рис. 2 показана РЭМ-фотография полоска, выращенного в окне, ориентированном под 45° к оси $[0001]$ GaN. Хорошо видна высокая анизотропия скоростей роста, не уступающая таковой для традиционной ориентации полосков, выращенных в аналогичных режимах [7–9], что позволило при более длительном росте достичь полного срастания полосков и планаризации полученной структуры. АСМ, спектроскопия фотолуминесценции, рамановская спектроскопия показали существенное улучшение материала в области над маской, аналогичное классической ориентации полосков, что будет описано в развернутой публикации. Однако при ориентации полосков под углом 45° к оси $[0001]$ открывается уникальная, обусловленная именно данной геометрией возможность дальнейшего улучшения качества материала.

Как видно из рис. 1, направления 2 и 2' полностью эквивалентны. Поэтому после проведения ELOG процесса с полосковой маской, ориентированной, например, вдоль направления 2 (рис. 1), можно провести второй ELOG процесс с полосками маски, ориентированными вдоль направления 2'. При этом прорастающие дислокации будут

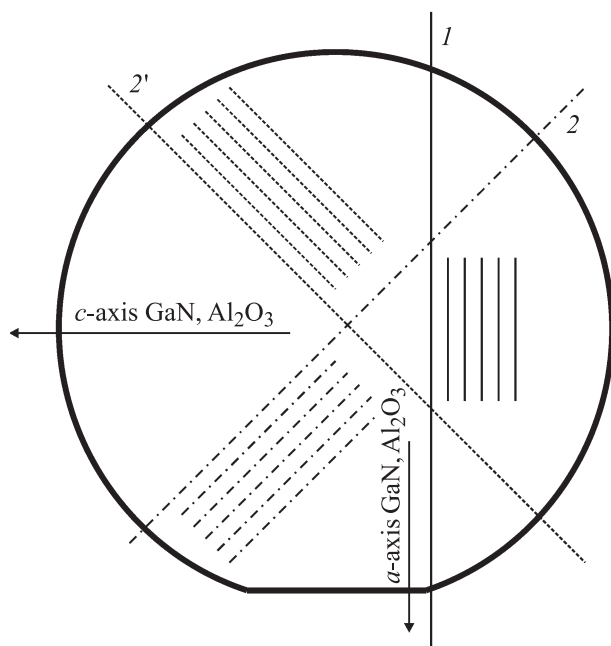


Рис. 1. Направления полосков для ELOG процесса на поверхности a -GaN при обычной ориентации (1) и под 45° к оси c -GaN (2, 2').

выходить на поверхность только в областях пересечения окон двух последовательных ELOG процессов. При ширине полосков маски $5\ \mu\text{m}$ и ширине окон $3\ \mu\text{m}$ доля дефектного материала на поверхности при одностадийном процессе составляет порядка 35–40% ($3/(5+3)$), а при двойном только 14%. Увеличение ширины полосков маски до $7\ \mu\text{m}$ уменьшит эти значения до 30 и 9% (одиночный и двойной процесс соответственно).

Вышеописанный процесс может быть назван „двойной перекрестный a -GaN ELOG“. Для его выполнения совмещение при фотолитографии не требуется, а невысокие требования к точности ориентации полосков позволяют проводить ее относительно базового среза подложки. Таким образом, предложенная технология совместима с массовым производством. Важно отметить, что если первый ELOG процесс проведен при

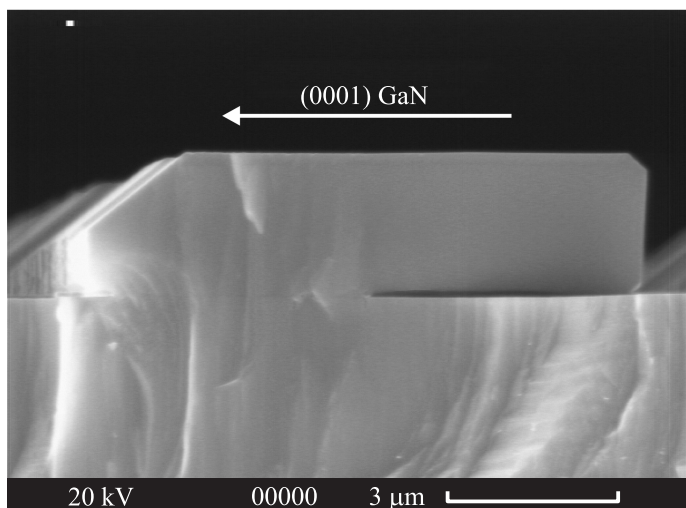


Рис. 2. РЭМ-фотография полоска GaN, селективно выращенного на поверхности *a*-GaN в полосковом окне, ориентированном под углом 45° к оси *c*-GaN. Стрелка показывает проекцию оси *c*-GaN на плоскость рисунка.

традиционной ориентации полосков, то проведение второго перекрестного ELOG процесса окажется невозможным, так как при ориентации полосков вдоль [0001] латерального разрастания не происходит [11].

На рис. 3 показаны РЭМ-фотографии эпитаксиальных структур, выращенных методом двойного перекрестного *a*-GaN ELOG процесса на установке AIX2000HT на двухдюймовой подложке. Наблюдается устойчивое срастание полосков как во время первого, так и во время второго ELOG процесса. АСМ-исследования показали, что в областях латерального разрастания таких структур шероховатость поверхности (RMS) составляет меньше 1 nm, что указывает на формирование совершенного материала. Это подтверждается также исследованиями фотолюминесценции и рамановской спектроскопии, о чем будет сообщено в развернутой публикации. Кроме того, из сравнения рис. 2 и 3 видно, что срастание происходит через „наполнение“ быстрорастущего края полоска на медленно растущий наклонный край. В обычный ELOG процессе (как на *c*-GaN, так и на *a*-GaN при ориентации полосков

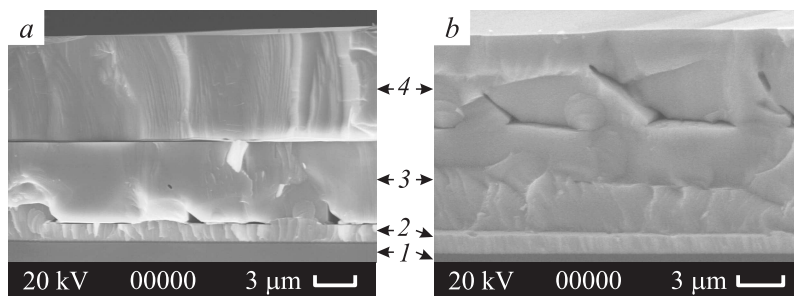


Рис. 3. РЭМ-фотографии двойной перекрестной *a*-GaN ELOG структуры, расколотой поперек полосок первого (*a*) и второго (*b*) ELOG слоев: 1 — подложка $r\text{-Al}_2\text{O}_3$; 2 — первый эпитаксиальный слой *a*-GaN; 3 — первый ELOG слой; 4 — второй ELOG слой.

поперек оси (0001)) срстаются вертикальные стенки, что приводит к формированию заросших щелей между полосками [7,8].

С использованием данной технологии были выращены светодиодные структуры зеленого диапазона (500–510 nm). Данные структуры имеют эффективность ЭЛ ниже, чем у выращенных в полярной плоскости (0001) по хорошо освоенной технологии, однако существенно выше, чем без использования ELOG процессов. Увеличение эффективности ЭЛ таких структур требует дальнейших исследований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 10-02-00821) и частично в рамках контракта с Samsung Electronics Co., Ltd, с использованием оборудования КП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“.

Список литературы

- [1] Paskova T. // Phys. Stat. Sol. (b). 2008. V. 245 (6). P. 1011–1025.
- [2] Okamoto K., Kashiwagi J., Tanaka T., Kubota M. // Appl. Phys. 2009. V. 94. P. 071105.
- [3] Ueno M., Yoshizumi Y., Enya Y., Kyono T., Adachi M., Takagi Sh., Tokuyama Sh., Sumitomo T., Sumiyoshi K., Saga N., Ikegami T., Katayama K., Nakamura T. // J. Crystal Growth. 2011. V. 315 (1). P. 258–262.
- [4] Hiramatsu K. // J. Phys.: Condens. Matter. 2001. V. 13. P. 6961–6975.

- [5] *Mukai T., Takekawa K., Nakamura S.* // Jpn. J. Appl. Phys. 1998. V. 37. P. L839–841.
- [6] *Chen Ch., Yang J., Wang H., Zhang J., Adivarhan V., Gaevski M., Kuokstis E., Gong Zh., Su M., Asif Khan M.* // Jpn. J. Appl. Phys. 2003. V. 42. P. L640–L642.
- [7] *Lundin W.V., Zavarin E.E., Nikolaev A.E., Sinitsyn M.A., Sakharov A.V., Sizov D.S., Talalaev R.A., Lobanova A.V., Tsatsulnikov A.F.* // 12th European Workshop on Metalorganic Vapour Phase Epitaxy. Bratislava, Slovakia, 3–6 June 2007. Booklet of Extended abstracts. P. 57–60.
- [8] *Заварин Е.Е., Лундин В.В., Сеницын М.А., Николаев А.Е., Сахаров А.В., Сизов Д.С., Кулагин М.М., Цацульников А.Ф.* // Тез. докл. 5-й Всерос. конференции „Нитриды галлия, индия и алюминия — структуры и приборы“. 31 января–2 февраля 2007 г. Москва. С. 22.
- [9] *Yakovlev E.V., Talalaev R.A., Kondratyev A.V., Segal A.S., Lobanova A.V., Lundin W.V., Zavarin E.E., Sinitsyn M.A., Tsasulnikov A.F., Nikolaev A.E.* // J. Crystal Growth. 2008. V. 310. P. 4862–4866.
- [10] *Benyoucef M., Kuball M., Beaumont B., Bousquet V.* // Appl. Phys. Lett. 2002. V. 81 (13). P. 2370.
- [11] *Craven M.D., Lim S.H., Wu F., Speck J.S., DenBaars S.P.* // Appl. Phys. Lett. 2002. V. 81 (7). P. 1201.