



УДК 53.087.04: 621.793.1: 546.1/681

DOI: 10.22184/NanoRus.2019.12.89.430.434

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОГО РОСТА ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ Ga(Al)N НА ТЕМПЛЕЙТАХ 3C-SiC/Si(111) С ON-AXIS- И 4° OFF-AXIS-РАЗОРИЕНТАЦИЕЙ INVESTIGATING MOLECULAR-BEAM GROWTH PROCESS OF HETEROEPITAXIAL Ga(Al)N LAYERS ON 3C-SiC/Si(111) VIRTUAL SUBSTRATES WITH ON-AXIS AND 4° OFF-AXIS ORIENTATION

ЦАРИК К. А.<sup>1</sup>

tsarik\_kostya@mail.ru

TSARIK K. A.<sup>1</sup>

tsarik\_kostya@mail.ru

ФЕДОТОВ С. Д.<sup>1,2</sup>

fedotov@epiel.ru

FEDOTOV S. D.<sup>1,2</sup>

fedotov@epiel.ru

СТАЦЕНКО В. Н.<sup>2</sup>STATSENKO V. N.<sup>2</sup>СОКОЛОВ Е. М.<sup>2</sup>SOKOLOV E. M.<sup>2</sup>ТЮРНЕВ Н. В.<sup>2</sup>TURNEV N. V.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский университет «МИЭТ»  
124498, г. Москва, г. Зеленоград, площадь Шокина, 1

<sup>2</sup>АО «Эпиэл»

г. Москва, г. Зеленоград

<sup>1</sup>National Research University of Electronic Technology  
1 Shokin Square, Zelenograd, Moscow, 124498, Russia

<sup>2</sup>Epil JSC

Zelenograd, Moscow

Представлены результаты изучения морфологии поверхности и структуры слоев Ga(Al)N, сформированных МЛЭ на темплейтах 3C-SiC/Si(111) on-axis- и 4° off-axis-разориентации. После формирования 560 нм GaN-слоя RMS поверхности составила ~7 нм на темплейтах on-axis и ~5 нм на 4° off-axis. На 3C-SiC/Si были получены монокристаллические слои GaN(0002) со значениями FWHM ( $\omega$ -геометрия) ~0,61–0,76° для on-axis и ~0,55–0,65° для 4° off-axis. Прогиб поверхности после формирования GaN-слоя увеличился до ~18 мкм на темплейтах on-axis и до ~12 мкм на 4° off-axis, геометрия прогиба указывала на наличие деформации растяжения.

**Ключевые слова:** молекулярно-лучевая эпитаксия; МЛЭ; нитрид галлия; GaN; карбид кремния; 3C-SiC.

The paper presents the results of surface morphology and crystalline structure for Ga(Al)N layers grown by MBE on 3C-SiC/Si(111) virtual substrates with on-axis and 4° off-axis orientation. RMS values increased up to ~7 nm for on-axis and to ~5 nm for 4° off-axis after 560 nm deposition of GaN. Monocrystalline GaN(0002) was verified by  $\omega$ -rocking curve measurement with FWHM about 0.61–0.76° for on-axis and about 0.55–0.65° for 4° off-axis. After GaN layer formation wafer bow ascended up to ~18  $\mu$ m for on-axis and ~12  $\mu$ m for 4° off-axis and tensile strain for all samples was confirmed.

**Keywords:** molecular-beam epitaxy; MBE; gallium nitride; GaN; silicon carbide; 3C-SiC.

Нитрид галлия (GaN) и связанные с ним соединения нитридов металлов III группы (Ga(Al)N, III-нитриды) выбраны в качестве новых материалов для следующего поколения силовой и СВЧ электроники. Данный выбор обусловлен уникальными характеристиками GaN-приборов, такими как высокое напряжение пробоя, термо- и радиостойкость, высокая скорость переключения и пониженное рассеяние мощности [1, 2]. Ввиду отсутствия доступных подложек объемного GaN привлекательность использования дешевых подложек Si большого диаметра ( $\geq 200$  мм) сложно переоценить. Наряду с доступностью Si как материала, преимуществом также является возможность интеграции Ga(Al)N/Si в надежную технологию кремниевых КМОП ИС. В целом использование структур Ga(Al)N/Si диаметром от 200 мм при производстве силовой или СВЧ электроники позволит составить конкуренцию, а затем и прийти

на смену аналогичным микроэлектронным изделиям на Si, причем не только по значениям рабочих характеристик приборов, но и вследствие их приемлемой себестоимости [3].

В гетероструктурах Ga(Al)N наблюдаются высокие механические напряжения, образованные значительным несоответствием параметров кристаллических решеток и термических коэффициентов теплового расширения (ТКЛР) между слоем и подложкой. Возникновение упругой деформации в слоях III-нитридов на Si остается основным барьером на пути к повсеместному распространению GaN-электроники [2]. Проводить газофазное формирование III-нитридов на Si значительно сложнее, чем на других подложках, таких как 6H-SiC или сапфир, по двум причинам: вследствие повреждения подложки триметилгаллием и аммиаком (NH<sub>3</sub>), а также по причине формирования трещин и ловушек в слоях III-нитридов

при их охлаждении. Помимо этого, слои Ga(Al)N на Si обладают высокой дефектностью, которая, наряду с трещинами в слое, также является следствием различных значений ТКЛР наращиваемых материалов и подложки [4]. Аналогичные проблемы, в свою очередь, сопровождают и процесс молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), так как при контакте испарившегося галлия и кремниевой поверхности образуется эвтектика Ga/Si, а сам процесс осаждения зачастую проводят в атмосфере  $\text{NH}_3$ . Для защиты поверхности Si, а также для инициации роста на подложке формируют начальный слой AlN, играющий ключевую роль в последующем гетероэпитаксиальном росте. Несколько недавних исследований показали, что наращивание начального буферного слоя AlN способно приводить к аннигиляции прорастающих дислокаций в GaN-слое [5] и к формированию напряжений сжатия [6], компенсирующих упругую деформацию растяжения кристаллической решетки в слоях III-нитридов на Si. В целях предотвращения растрескивания гетероэпитаксиальных слоев III-нитридов используют различные подходы к формированию буферных слоев: AlN/GaN-сверхрешетка, градиент AlGa<sub>x</sub>N, низкотемпературный рост AlN-буфера, а также их комбинации [7–9].

В последнее время возрос интерес к использованию буферного слоя кубического карбида кремния (3C-SiC) для осаждения III-нитридов на Si. Слой 3C-SiC эпитаксиально осаждают на проводящую или полупроводящую подложку Si большого диаметра (до 200 мм), формируя таким образом виртуальную подложку или темплейт для роста Ga(Al)N [10]. Классическим способом роста слоя карбида на Si является процесс газовой эпитаксии (ГФЭ) при атмосферном давлении, в котором SiC осаждают из смеси пропана и моносилана при температуре ~1300 °C [11]. Однако последние технологические разработки в данной области позволили снизить температуру роста 3C-SiC-слоя до менее чем 700 °C за счет использования процесса ГФЭ при пониженном давлении (менее 100 Торр) и смеси триметилсилана с дисиланом [11, 12]. МЛЭ равным образом позволяет получать слои 3C-SiC/Si высокого структурного качества при точном контроле содержания углерода в кремнии, но ввиду малой производительности данный метод используется в основном для производства лабораторных образцов гетероструктур [13]. Параметры решетки и ТКЛР 3C-SiC значительно ближе к III-нитридам, чем у кремния, что потенциально обеспечивает получение слоя GaN высокого качества с использованием упрощенной комбинации буферных слоев. Помимо этого, ряд недавних исследований показал, что структурное совершенство слоев гексагонального GaN на буферном слое 3C-SiC толщиной  $\geq 2,5$  мкм лучше, чем в случае его непосредственного осаждения на Si-подложках [14].

Описываемые в данной работе нитридные гетероструктуры были сформированы на поверхности темплейтов 3C-SiC/Si(111) двух типов: с отклонением ориентации подложки Si от плоскости (111) на 4° (off-axis) и без отклонения (on-axis). Исходные темплейты 3C-SiC/Si (пр-ва Advanced Epi Materials and Devices Ltd., Великобритания)  $\varnothing 50,8$  мм отличались высоким структурным качеством: среднеквадратичная шероховатость (RMS) поверхности буферного слоя 3C-SiC составляла порядка  $1,5 \pm 0,2$  нм, рентгеноструктурный анализ в  $\omega$ -2 $\theta$ -геометрии показал монокристалличность карбида с величиной ширины кривой качания (FWHM) менее 0,1° при толщине слоя  $300 \pm 10$  нм.

Гетероэпитаксия III-нитридов была проведена в нанотехнологическом комплексе «Нанофаб-100» (АО НТ-МДТ,

РФ), имеющем в своем составе специализированную установку МЛЭ, оборудованную нитридным модулем STE3N3 (ЗАО «Научное и технологическое оборудование», SemiTEq GmbH). Равномерность распределения температуры по площади рабочей поверхности темплейтов 3C-SiC/Si обеспечивалась за счет бесконтактного ИК-нагрева. В целях обеспечения условий сверхвысокой чистоты МЛЭ роста в атмосфере аммиака исходные подложки предварительно загружались в шлюзовую камеру, откачиваемую до  $10^{-7}$  Па, после чего производился отжиг не менее 1 ч. при 650 °C для удаления абсорбированной воды с поверхности темплейтов. Встроенный масс-спектрометр обеспечивал контроль выделения (дегазации) загрязняющих примесей в ростовой камере в режиме реального времени. Давление в ростовой камере нитридного модуля поддерживалось на уровне  $\sim 1,3 \cdot 10^{-8}$  Па.

Начальный слой AlN толщиной >200 нм был использован для инициации роста на поверхности 3C-SiC и защиты поверхности фаски подложки Si от химического воздействия Ga. Также начальный буферный слой AlN, широко применяемый в гетероэпитаксии III-нитридов на Si, обеспечивал компенсацию напряжений в последующих буферных слоях, а его шероховатость напрямую определяла шероховатость канального слоя GaN. В целях создания низкодефектного слоя GaN была сформирована аперидическая сверхрешетка от AlN к тройному раствору Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N (с четным числом слоев, порядка 20) толщиной ~200 нм. В сверхрешетке с каждым новым более толстым слоем Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N уменьшалась толщина следующего за ним слоя AlN. Толстый слой тройного раствора Al<sub>0,3</sub>Ga<sub>0,7</sub>N толщиной >200 нм выполнял функции разделения двух переходных слоев, компенсации межслоевых напряжений, а также уменьшения шероховатости и плотности ростовых дефектов последующих слоев III-нитридов. Второй, градиентный слой Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N ( $x \approx 0,3 \rightarrow 0,1$ ) толщиной ~70 нм был сформирован в целях улучшения качества поверхности и структуры канального слоя. Слой GaN был выращен при температуре ~930 °C при повышенном содержании азотной составляющей. Использование аммиачного источника позволило многократно повысить количество реакционноспособных атомов азота, в результате чего высокая температура роста (относительно МЛЭ в инертной атмосфере) должна была потенциально обеспечить низкую дефектность и шероховатость получаемых слоев Ga(Al)N. Циклограмма процесса формирования гетероструктуры представлена на рис. 1.

Исходные темплейты 3C-SiC/Si и выращенные слои Ga(Al)N были исследованы с помощью оптической микроскопии (DM8000 M, Leica Microsystems GmbH, Германия), АСМ (СЗМ Solver Pro, АО «НТ-МДТ», РФ), рентгеноструктурного анализа высокого разрешения (SmartLab, Rigaku Corp., Япония), спектроскопии Рамана (Centaur U HR с  $\lambda = 532$  нм, ООО «Нано Скан Технология», РФ) и оптической профилометрии (Wyko NT9300, Veeco Instruments Inc., США).

Результаты исследования морфологии поверхности полученных структур показали значительное различие в форме микрорельефа слоев Ga(Al)N на темплейтах 3C-SiC/Si с on-axis- и off-axis-разориентацией. Полученные оптические изображения продемонстрировали наличие мелких структурных дефектов, сложно различимых в микроскоп, однако присутствующих на всей поверхности подложек каждого типа, причем на образце on-axis плотность данных дефектов была на порядок выше, в то время как на поверхности образца off-axis были обнаружены характерные растрескивания слоя GaN (рис. 2).

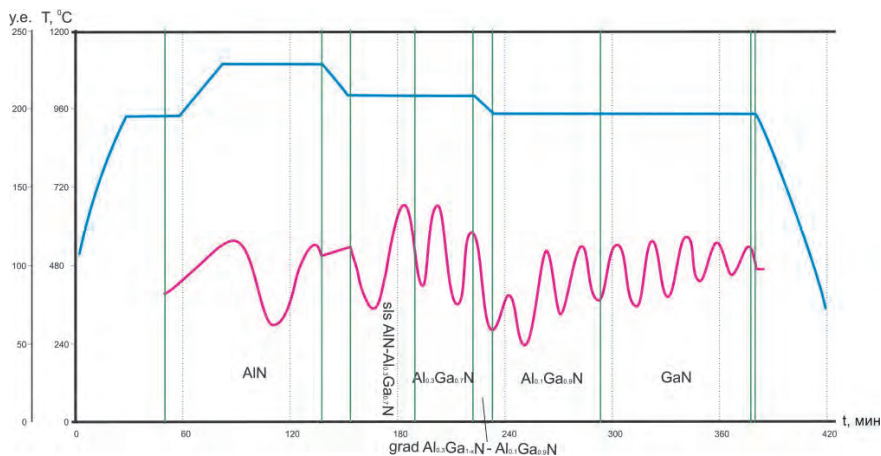


Рис. 1. Типичная циклограмма процесса МВЕ для роста гетероструктуры Ga(Al)N на темплейте 3C-SiC/Si. Синяя линия — температура рабочей поверхности подложки, красная линия — кривая отражения от поверхности растущего слоя

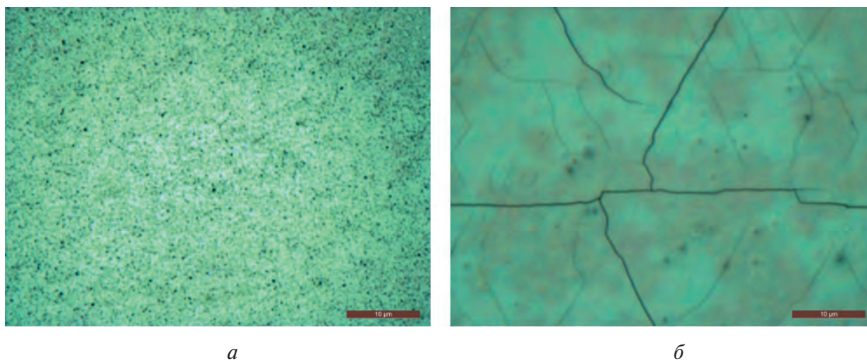


Рис. 2. Оптические микрофотографии (50×50 мкм) поверхности слоев Ga(Al)N, выращенных на темплейтах 3C-SiC/Si различного типа: а) on-axis, б) 4° off-axis

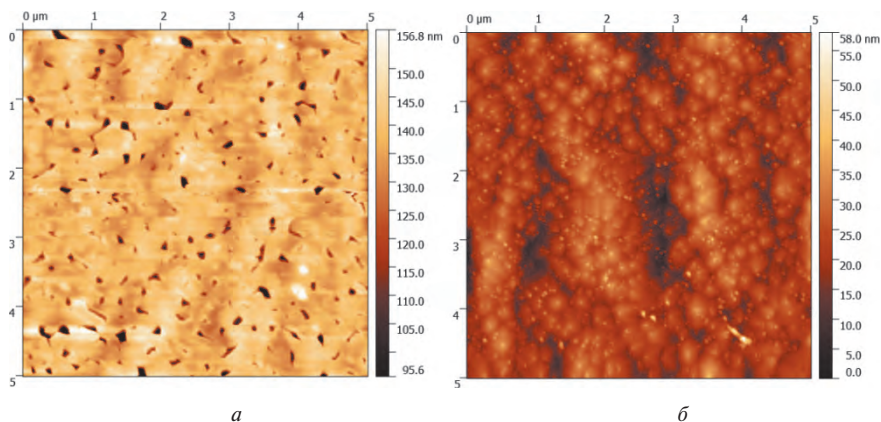


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности слоев Ga(Al)N, выращенных на темплейтах 3C-SiC/Si различного типа: а) on-axis, б) 4° off-axis

Тем не менее при пристальном изучении поверхности образцов методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) обнаружилось, что для структур off-axis поверхность представляла собой выступающие пики, а поверхность структур on-axis была насыщена порами в слое нитрида галлия (рис. 3). Выступы на поверхности образца off-axis были образованы углами кристаллитов размером до 500 нм, выступающими на поверхности и образующими локальные скопления. Поры на образце on-axis имели размеры 100–200 нм и пронизывали верхний слой предположительно на всю глубину слоя,

что, возможно, является следствием неоптимизированного процесса гетерогенной нуклеации начального слоя AlN на поверхности 3C-SiC. RMS поверхности образцов после осаждения 560 нм GaN составила ~7 нм для on-axis и ~5 нм для off-axis.

Для оценки величины напряжений в выращенных гетероструктурах было решено измерить величину прогиба данных пластин. Анализ поверхности проводился на оптическом профилометре Veeco Wyko NT9300 в режиме VSI с объективом 2.5X. Измерения проводились вдоль двух линий, проходящих через центр пластины параллельно базовому срезу и пересекая базовый срез. Измерения кривизны поверхности показали наличие деформации растяжения в структуре полученных слоев Ga(Al)N, что отразилось на геометрии измеренного прогиба (рис. 4). Величина прогиба исходных темплейтов увеличилась в несколько раз после осаждения начального слоя AlN и продолжала расти до значений ~18 мкм для on-axis и до ~13 мкм для off-axis-образцов после осаждения 560 нм слоя GaN. Изменение кривизны после формирования структуры Ga(Al)N в первую очередь обусловлено начальным изгибом пластины темплейта с напряженной пленкой 3C-SiC, образующей деформацию растяжения, а также градиентом температуры вдоль направления роста. Формирование начального слоя AlN при температуре выше 850 °C прогнозируемо увеличило прогиб пластины за счет сформированных напряжений растяжения. Нарастивание сверхрешетки AlN/AlGaN и тройного раствора AlGaN было направлено на уменьшение кривизны поверхности пластины за счет компенсационных деформаций сжатия. Тем не менее дислокации высокой плотности и другие структурные дефекты, обнаруженные в результате исследований морфологии поверхности, вероятно, аннигилировали эффект сложного буфера за счет релаксации заданных компенсационных напряжений в буферных слоях.

Во время процесса охлаждения сжимающее напряжение в слое GaN компенсируется термическим растягивающим напряжением, и поэтому кривизна выпуклой пластины может измениться и в сторону плоского состояния. Наличие упругих напряжений и их величина впоследствии были охарактеризованы с помощью комбинационного рассеяния света. Полученные пластины для темплейтов off-axis при комнатной температуре имеют меньший изгиб, а избавиться от трещин поможет корректировка толщин слоев гетероструктуры с учетом напряжений в них.



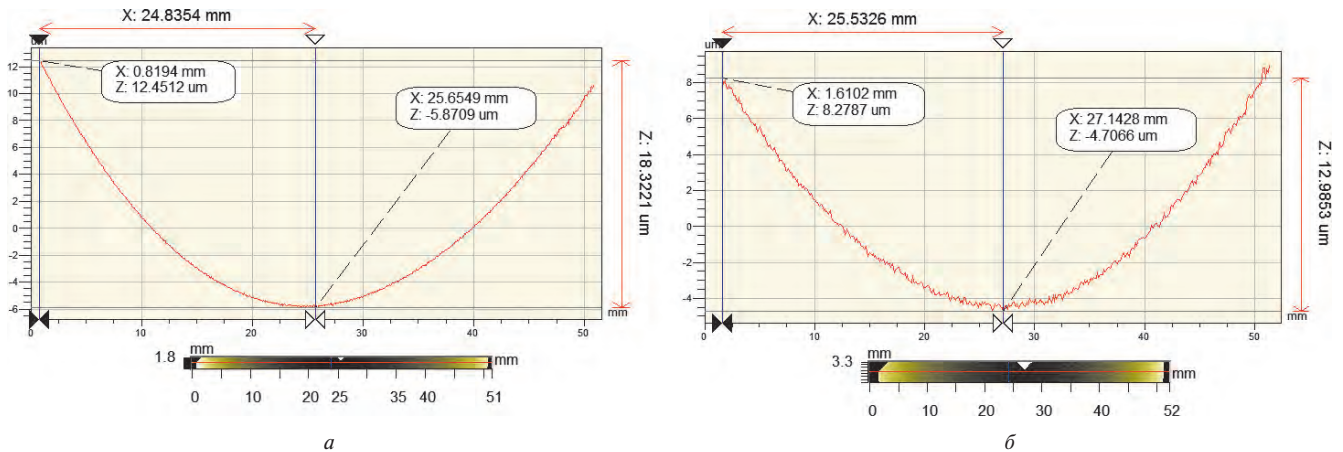


Рис. 4. Профили кривизны поверхности (прогиба) структур  $Ga(Al)N/3C-SiC/Si$  на подложках различного типа: а) on-axis (прогиб 18,32 мкм), б) 4° off-axis (прогиб 12,98 мкм)

Исследование полученных гетероструктур  $Ga(Al)N/3C-SiC/Si$  с помощью спектроскопии Рамана позволило подтвердить наличие деформаций растяжений, оказывающих влияние на прогиб пластин. Спектрограммы гетероэпитаксиальных слоев  $GaN$  и  $AlN$  на темплейтах  $3C-SiC/Si$  с on-axis- и off-axis-разориентацией демонстрировали наличие одинаковых по фоновым мод  $E_2$  с незначительной разницей по значению сдвига. Для слоев  $GaN$  на темплейтах  $3C-SiC/Si$  on-axis-ориентации наблюдались значения фоновой моды  $E_2$  в области  $561-562 \text{ см}^{-1}$ , для off-axis-ориентации в диапазоне  $563-565 \text{ см}^{-1}$ . Для слоев  $AlN$  на темплейтах  $3C-SiC/Si$  on-axis- и off-axis-ориентаций наблюдались значения  $E_2$   $650 \text{ см}^{-1}$ , что совпадает со значениями, полученными в работе [15], и характеризует начальный буферный слой  $AlN/3C-SiC$  как напряженный с характерной деформацией растяжения около 3,7 ГПа [16]. Характерная спектрограмма полученной структуры  $Ga(Al)N/3C-SiC/Si$  off-axis-ориентации в увеличенном масштабе приведена на рис. 5.

На рис. 6 приведены дифрактограммы образцов гетероструктур  $Ga(Al)N/3C-SiC/Si$ , измеренные в симметричной геометрии сканирования  $\theta-2\theta$ . В квадратных скобках для справки приведено положение дифракционного пика  $3C-SiC(111)$ . Как можно отметить,

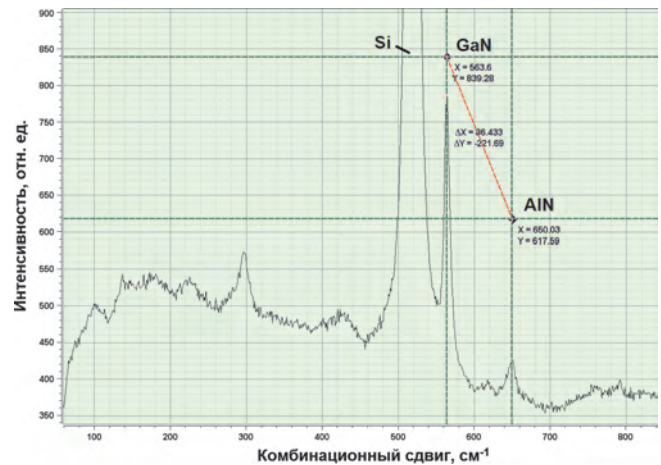


Рис. 5. Спектрограмма комбинационного рассеяния (Рамана) для образца гетероструктуры  $Ga(Al)N$  на темплейте  $3C-SiC/Si(111)$  off-axis-ориентации

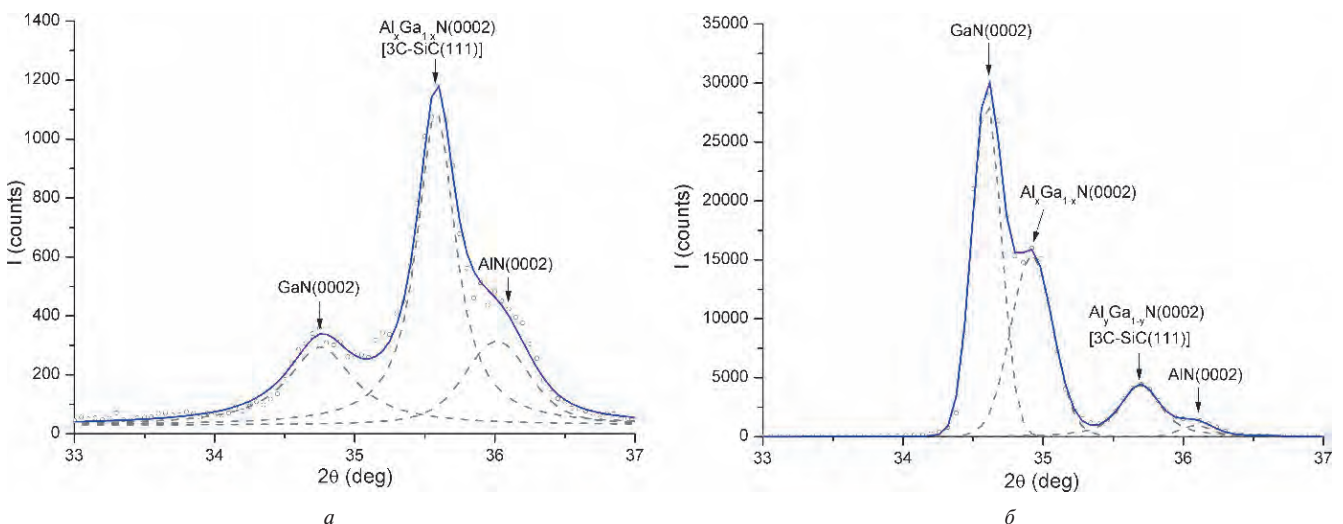


Рис. 6. Дифрактограммы, измеренные в геометрии сканирования  $\theta/2\theta$ , слоев  $Ga(Al)N$ , выращенных на темплейтах  $3C-SiC/Si$  различного типа: а) on-axis, б) 4° off-axis



дифракционные пики GaN(0002) и тройного раствора AlGaN(0002) смещены вправо для обоих типов структур, что говорит о наличии достаточно высоких механических напряжений в гетероэпитаксиальных слоях. Установлено, что на темплейтах 3C-SiC/Si были получены монокристаллические слои GaN(0002) со значениями FWHM ( $\omega$ -геометрия)  $\sim 0,61$ – $0,76^\circ$  для on-axis и  $0,55$ – $0,65^\circ$  для off-axis. Также обнаружено, что проведение сканирования со смещением геометрии ( $\theta + 3,8^\circ$ )/ $2\theta$  позволяет получить более интенсивное дифракционное отражение от основного слоя GaN(0002), из чего можно сделать предположение, что на темплейтах 3C-SiC/Si(111) с отклонением ориентации Si от плоскости (111) на  $4^\circ$  в начальный момент роста кристаллические зародыши AlN(0002) были ориентированы по нормали к ростовой поверхности.

В результате работы проведено исследование гетероэпитаксиального роста слоев Ga(Al)N на поверхности буферного слоя 3C-SiC/Si(111) двух типов: с отклонением ориентации подложки Si от плоскости (111) на  $4^\circ$  и без отклонения, причем толщина использованного буферного слоя 3C-SiC составляла около 300 нм. Изложены принципиальные отличия в гетероэпитаксиальном росте III-нитридов с использованием буферного 3C-SiC на Si с различной ориентацией: на образцах on-axis наблюдались поры, предположительно прорастающие сквозь слой от межфазной границы AlN/3C-SiC, характерные растрескивания слоя были обнаружены на поверхности образцов off-axis. При этом полученная малая интенсивность дифракционного отражения GaN(0002) в симметричной  $\theta$ - $2\theta$ -геометрии косвенно подтвердила основную проблему роста на on-axis-образцах — неоптимальные условия зародышеобразования начального слоя AlN. Возможно, дальнейшая разработка и оптимизация процесса гетероэпитаксиального молекулярно-лучевого роста III-нитридов на данных темплейтах 3C-SiC/Si(111) с различным рассогласованием кристаллической решетки кремния относительно оси (111) позволит в будущем получить структурно совершенные слои бездефектного GaN.

#### ЛИТЕРАТУРА

- Amano H., Baines Y., Beam E., Borga M. *et al.* *The 2018 GaN power electronics roadmap* // J. of Phys. D: Appl. Phys. 2018. Vol. 51. № 16. P. 1–48.
- Chen K., Häberlein O., Lidow A., Ch. lin Tsai *et al.* *GaN-on-Si Power Technology: Devices and Applications* // IEEE Transactions on electron devices. Vol. 64. № 3. P. 779–795.
- Lee B. *Automotive power device market amps up* // Nanochip FAB Solution. 2016. Vol. 11. Is. 1. P. 28–34.
- Zhu D., Wallis D. J., Humphreys C. J. *Prospects of III-nitride optoelectronics grown on Si* // Rep. Prog. Phys., 2013. Vol. 76. 106501 (31pp).
- Pozina G., Edwards N. V., Bergman J. P., Paskova T. *et al.* *Time-resolved spectroscopy of strained GaN/AlN/6H-SiC heterostructures grown by MOCVD* // Appl. Phys. Letters, 2001. Vol. 78. Is. 8. P. 1062.
- Liaw H. M., Venugopal R., Wan J., Melloch M. R. *Epitaxial GaN films grown on Si(111) with varied buffer layers* // Solid-State Electronics, 2001. Vol. 45. P. 1173–1177.
- Feltin E., Beaumont B., Laugt M., P. de Mierry *et al.* *Stress control in GaN grown on silicon (111) by MOVPE* // Appl. Phys. Lett., 2001. Vol. 79. P. 3230.
- Egawa T., Moku T., Ishikawa H., Ohtsuka K. *et al.* *Improved characteristics of blue and green InGaN-based light-emitting diodes on Si grown by MOCVD* // Jpn. J. of Appl. Phys., 2002. Vol. 41. Part 2, Number 6B, L663.
- Schenk H., Frayssinet E., Bavard A., Rondi D. *et al.* *Growth of thick, continuous GaN layers on 4-in. Si substrates by MOCVD* // J. of Crystal Growth, 2011. Vol. 314. P. 85–91.
- Colston G., Myronov M., Rhead S., Leadley D. *Analysis of surface defects in Si1-yCy epilayers formed by the oversaturation of carbon* // Semicond. Sci. Technol., 2015. Vol. 30. P. 1–6.
- Nishiguchi T., Nakamura M., Nishio K. *et al.* *Heteroepitaxial growth of (111) 3C-SiC on well-lattice-matched (110) Si substrates by chemical vapor deposition* // Applied Physics Letters, 2004. Vol. 84. P. 3082–3084.
- Myronov M., Rhead S. D., Colston G. *et al.* *RP-CVD growth of high carbon content SiC epilayers using disilane and trimethylsilane precursors* // Proceedings of 2014 International Si-Ge technology and device meeting (ISTDM). P. 69–70.
- Arimoto K., Furukawa H. *et al.* *Formation of compressively strained Si/Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>/Si(100) heterostructures using gas-source molecular beam epitaxy* // Journal of Crystal Growth. Volume 362, 1 January 2013. P. 276–281.
- Katagiri M., Fang H., Miyake H., Hiramatsu K. *et al.* *MOVPE growth of GaN on Si substrate with 3C-SiC buffer layer* // Jap. J. of Appl. Phys., 2014. Vol. 53. 05FL09. P. 1–4.
- Kuball M. *Raman spectroscopy of GaN, AlGaIn and AlN for process and growth monitoring/control* // Surf. Interface Anal., 2001. Vol. 31. P. 987–999.
- Lughi V., Clarke D. R. *Defect and stress characterization of AlN films by Raman spectroscopy* // Appl. Phys. Lett., Vol. 89. 241911 (2006).



**ТЕХНОСФЕРА**  
РЕКЛАМНО-ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР

[www.technosphere.ru](http://www.technosphere.ru)

ЭЛЕКТРОНИКА  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

НАНОИНДУСТРИЯ  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

ФОТОНИКА  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

ПЕРВАЯ  
МИЛЯ  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

АНАЛИТИКА  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

СТАНКОИНСТРУМЕНТ  
НАУКА  
ТЕХНОЛОГИИ И  
БИЗНЕС

Цифровая экономика