# Полуполярные AlGaN-слои на наноструктурированной подложке Si(100)

© В.Н. Бессолов[1], А.Ю. Иванов[2], М.Е. Компан[1], Е.В. Коненкова[1], А.В. Соломникова[3], Ш.Ш. Шарофидинов[1]

[1] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия
[2] Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия
[3] Санкт-Петербургский электротехнический университет „ЛЭТИ“, 197022 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: lena@triat.ioffe.ru

*Поступила в Редакцию 19 февраля 2026 г.*
*В окончательной редакции 6 марта 2026 г.*
*Принята к публикации 12 марта 2026 г.*

Структурные и спектроскопические методы диагностики использовались при изучении слоев AlGaN, выращенных методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии на подложке Si(100), с $V$-образной наноструктурой на поверхности (подложка NP-Si(100)) и буферным слоем AlN, осажденным методом реактивного магнетронного напыления. Рентгеноструктурный анализ показал, что применение низкотемпературного AlN-буферного слоя обеспечивает тенденцию кристаллизоваться блокам AlN с неполярной $(10\bar{1}0)$ ориентацией. NP-Si(100) подложка при толщине 10 мкм формирует блочную конфигурацию $Al_xGa_{1-x}N$-слоя, связанную с полуполярными ориентациями $(10\bar{1}3)$ и $(10\bar{1}5)$ с $x = 0.42$ и $x = 0.39$ соответственно. Дифрактограмма слоя показывает наличие блоков с полярной гексагональной $Al_xGa_{1-x}N$ с $x = 0.36$ и кубическими $c$-AlN(220) и $c$-AlN(420) кристаллографическими ориентациями. Атомно-силовая микроскопия показала, что слой AlGaN толщиной 150 мкм имеет размеры блоков 9 мкм и полуполярную кристаллическую ориентацию.

**Ключевые слова:** полуполярный AlGaN, наноструктурированная подложка Si(100), хлорид-гидридная газофазная эпитаксия.

DOI: 10.61011/FTP.2026.01.62904.9123

## 1. Введение

За последние годы были достигнуты существенные успехи в области оптоэлектроники на основе III-нитридов на сапфировых подложках, связанные как с излучателями, выращенными на полярном GaN, так и с устройствами, которые могут сочетать в себе функции освещения и связи и способны обеспечить очень высокую скорость передачи данных. Одной из основных проблем, препятствующих повышению эффективности излучательных структур, является полярная ориентация $c$-плоскости GaN, которая приводит к возникновению пьезоэлектрических полей в приборах с квантовыми ямами InGaN/GaN из-за несоответствия кристаллических решеток InGaN и GaN. Излучатели на основе полярных III-нитридных слоев демонстрируют меньшее перекрытие волновых функций электронов и дырок, что приводит к увеличению времени излучательной рекомбинации и, следовательно, к снижению квантовой эффективности, так называемому квантово-ограниченному эффекту Штарка.

Одним из перспективных подходов для повышения эффективности электронных устройств является выращивание гетероструктур в полуполярном или неполярном направлении, что может снизить или устранить внутренние электрические поля.

Однако отклонение структур от полярной ориентации приводит к возникновению дополнительных дефектов и дислокаций несоответствия, в дополнение к дислокациям, которые присутствуют в гетероэпитаксиальных III-нитридных слоях с $c$-ориентацией. Эпитаксиальный рост полуполярных $Al_xGa_{1-x}N$-слоев сопряжен с дополнительными трудностями, которые могут существенно повлиять на характеристики полуполярных устройств. В методе хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) AlN растет из $AlCl_3$ в практически неравновесных условиях, а GaN — из GaCl в условиях, близких к равновесным. Получение однородных слоев AlGaN представляет определенную трудность, поскольку скорости формирования зародышей AlN и GaN существенно отличаются, а длина свободного пробега атома Al на поверхности AlN составляет величину 40 нм, а атома Ga на поверхности GaN — 500 нм [1]. Как правило, известные модели предсказывают чувствительность состава AlGaN к изменению скорости потоков и к соотношению III/V [2].

Термодинамический анализ HVPE AlGaN с использованием $AlCl_3$ и GaCl изложен в работе [3], в которой авторы показали, что управляемый рост слоев возможен при определенных параметрах эпитаксии. Эпитаксиальный рост слоев AlGaN методом HVPE на темплейтах как GaN, так и AlN на сапфировой подложке показал

хорошее структурное качество полученных слоев [4]. Полуполярный AlGaN$(11\bar{2}2)$ выращивался на сапфировой подложке с $m$-плоскостью, однако его качество было невысоким [5]. Недавно теоретически предсказаны все высокоиндексные ориентации Si, которые позволяют выращивать слои AlN полуполярной ориентации [6].

Ранее мы продемонстрировали HVPE метод эпитаксии толстых полуполярных слоев AlN$(10\bar{1}1)$ на наноструктурированной подложке Si(100) [7]. Данная работа продолжает исследования в этом направлении и посвящена особенностям роста полуполярных AlGaN-слоев на нано-структурированной кремниевой подложке.

## 2. Методика эксперимента

Сначала с помощью интерференционной литографии был сформирован ряд полос, расположенных на поверхности Si(100) подложки. Затем с помощью анизотропного травления гидроксидом калия были сформированы $V$-образные канавки NP-Si(100), состоящие из прилегающих под углом 54.7° поверхностей Si$(\bar{1}11)$ и Si$(1\bar{1}1)$, аналогично [7].

Подложки NP-Si(100) имели канавки со средним периодом $\sim 60$ нм, высотой $\sim 50$ нм и проходили стандартную процедуру очистки и травления в водном растворе плавиковой кислоты. Вначале для одного типа структур осуществлялся рост буферного слоя AlN толщиной 100 нм методом магнетронного напыления в плазменной смеси $N_2$/Ar при $T = 450\,^{\circ}$C, а другой тип не имел буферного слоя. Эпитаксиальный рост слоев AlGaN осуществлялся методом HVPE в атмосфере аргона при температурах 1050–1080 °C, толщиной от 10 до 150 мкм со скоростью роста $\sim 1$ мкм/мин аналогично [7]. Исследовались два типа структур „A“ — с буферным слоем AlN, „B“ — без буферного слоя. Кристаллические качества слоев AlN оценивались методами рентгеновской дифрактометрии, атомно-силовой микроскопии (АСМ) и комбинационного рассеяния света (КРС). Исследования проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8. КРС осуществлялась с помощью рамановского спектрометра JY HORIBS MRS 320. Источником света был гелий-неоновый лазер с длиной волны излучения 632.8 нм. АСМ-измерения проводились в полуконтактном режиме измерений на сканирующем зондовом микроскопе Solver NEXT.

## 3. Результаты и обсуждение

Формирование буферного слоя AlN показало, что он осаждается в направлении, перпендикулярном плоскостям Si(111) и Si$(1\bar{1}\bar{1})$ (рис. 1).

В нижней части канавки можно наблюдать формирование слоев на обоих гранях, причем толщина слоя на грани Si(111) — $h_1$ больше толщины слоя на грани Si$(1\bar{1}\bar{1})$ — $h_2$ (рис. 1), что говорит о преимущественном росте слоев в одном из направлений. Как правило,

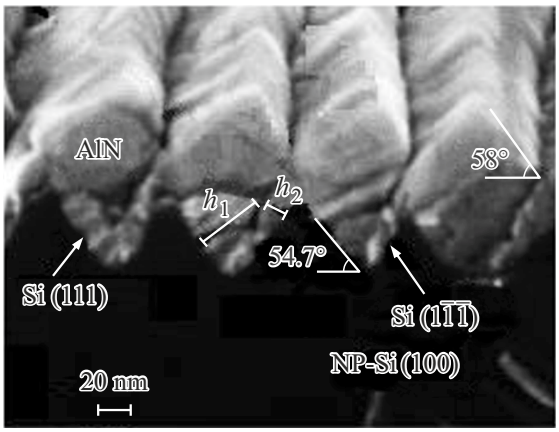



**Рис. 1.** СЭМ (сканирующая электронная микроскопия) изображение AlN-буферного слоя на подложке NP-Si(100).

Пики отражения, состав и структура блочного слоя

| $2\theta$, град. | Отражение | Материал |
|---|---|---|
| 33.10 | $10\bar{1}0$ | $h$-AlN |
| 35.09 | 0002 | $h$-AlGaN, $x = 0.36$ |
| 61.71 | 220 | $c$-AlN |
| 64.49 | $10\bar{1}3$ | $h$-AlGaN, $x = 0.42$ |
| 69.16 | 400 | $c$-Si |
| 107.14 | $10\bar{1}5$ | $h$-AlGaN, $x = 0.39$ |
| 116.62 | 420 | $c$-AlN |

буферные слои AlN, полученные при низкой температуре методом магнетронного напыления, имеют поликристаллический характер. Некоторые из плоскостей поверхности блоков AlN имеют наклоны до 58°, что отличается от наклона Si(111) — 54.7° по отношению к плоскости Si(100) (рис. 1). Это, вероятно, будет приводить к формированию полуполярных блоков с разной ориентацией кристаллов в образце „A“. В образце „B“ неоднородность блоков проявляется из-за разного наклона граней вдоль канавки.

Рентгеноструктурный анализ структур „A“ и „B“ показал (рис. 2, *a, b*), что слои имели сложную блочную конфигурацию слоя, связанную с полуполярными плоскостями $Al_xGa_{1-x}N$ $(10\bar{1}3)$ и $(10\bar{1}5)$ с $x = 0.42$ и $x = 0.39$ соответственно, с полярным $Al_xGa_{1-x}N$ с $x = 0.36$ и кубическими $c$-AlN(220) и $c$-AlN(420) кристаллографическими блоками (см. таблицу). В образце „A“ наблюдались пики, связанные с неполярным гексагональным AlN$(10\bar{1}0)$.

В спектрах КРС структуры $Al_xGa_{1-x}N$/AlN/NP-Si(100) проявлялись пики $E_2(\text{high}) = 652.6\,\text{см}^{-1}$, связанные с AlN, и $E_2(\text{high}) = 575.9\,\text{см}^{-1}$, который по аналогии с работой [8] можно отнести к $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$ (рис. 3).

Как известно, пик $E_2(\text{high})$ для ненапряженного AlN расположен около $657.0\,\text{см}^{-1}$ [9]. Видно, что положение пика линии $E_2(\text{high})$ для блоков AlN сдвинуто в низкочастотную сторону по отношению к его положению в неде-

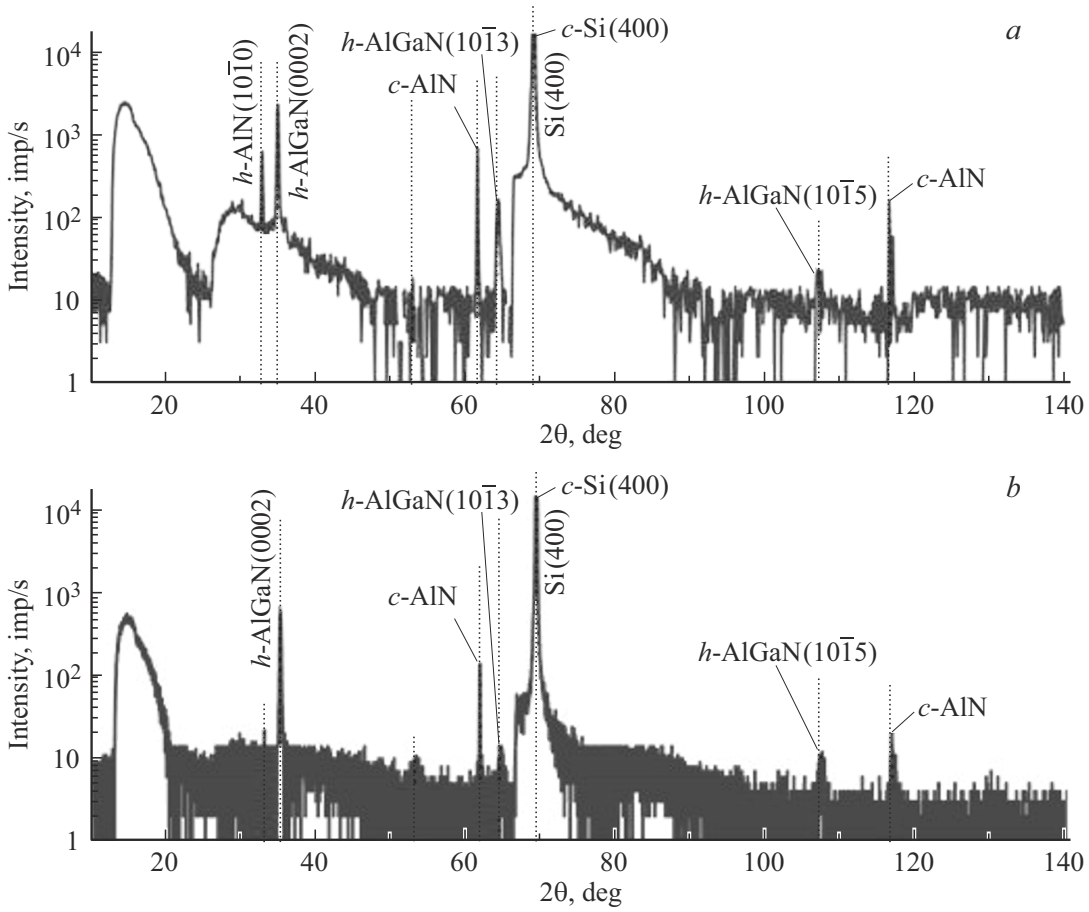



**Рис. 2.** Дифрактограмма AlGaN двух типов структур на NP-Si(100): *a* — „A“, *b* — „B“.

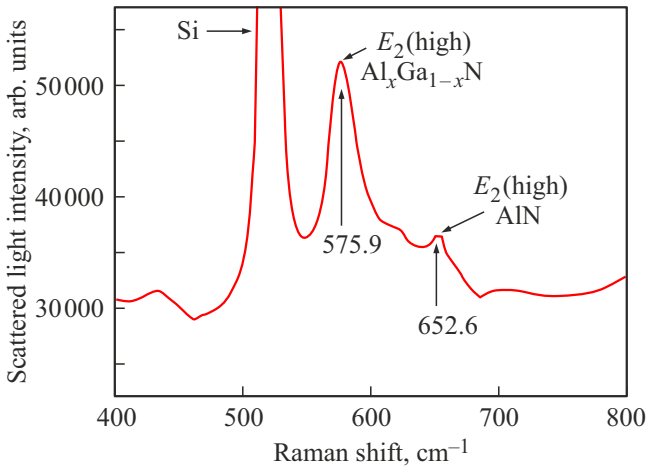



**Рис. 3.** Спектры КРС структуры AlGaN/AlN/NP-Si(100).

формированном слое, что свидетельствует о наличии деформации растяжения в структуре AlGaN/NP-Si(100). АСМ-изображение поверхности структуры толщиной 150 мкм демонстрирует, что AlGaN имеет блочный характер с размером блоков $\sim 9$ мкм (рис. 4, *a*), а профиль поверхности указывает на полуполярный характер слоя (рис. 4, *b*).

Известно, что при эпитаксии AlN на гранях канавок AlN/Si(111) и AlN/Si(1$\bar{1}\bar{1}$) формируются слои с разной скоростью, причем наиболее высокая скорость роста приводит к формированию полуполярного слоя в одном из двух возможных направлений, а именно AlN(10$\bar{1}$1) [7]. Как известно, зарождение граней зародыша AlGaN должно проходить в соответствии с принципами Гиббса–Кюри–Вульфа [10]. Зарождение кристаллов AlGaN с различными кристаллическими ориентациями связано с особенностями образцов „A“ и „B“ и достаточно высокой скоростью роста в методе HVPE. Образование кристаллов *c*-AlN в образце „A“ либо связано с формированием микрокристаллического блочного слоя при низких температурах методом магнетронного напыления, в состав которого входят и нанокристаллы кубического AlN [11], которые формируют блоки при дальнейшем росте слоя, либо проявление кристаллов *c*-AlN в образцах, возможно, связано с переходом гексагональной модификации слоя в кубическую при эпитаксии в *V*-образной канавке, когда встречаются два фронта роста [12].

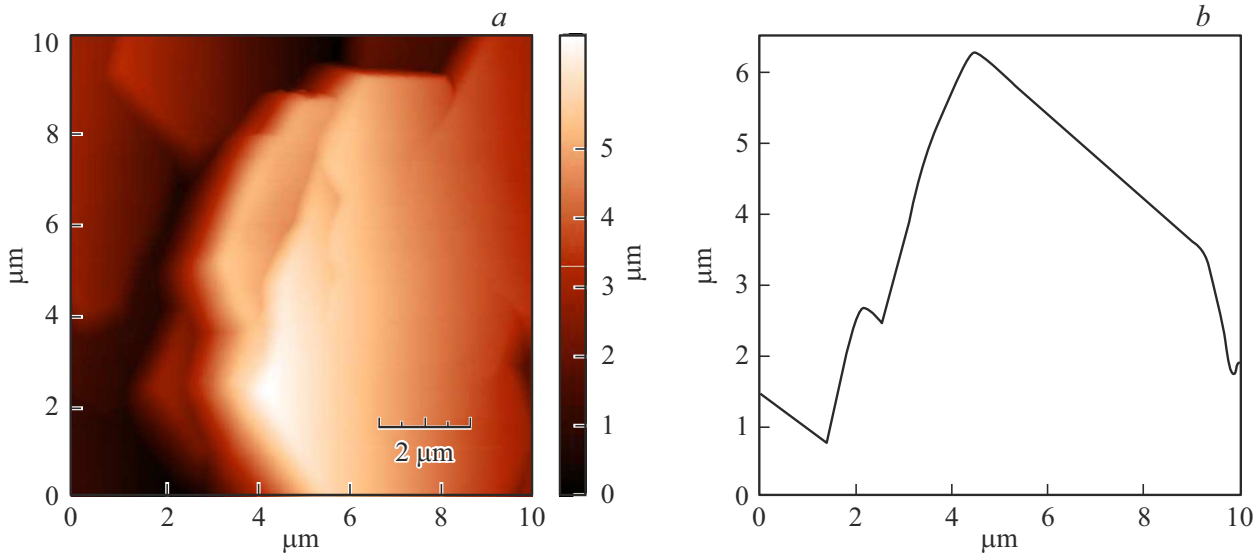



**Рис. 4.** Топография (*a*) и профили поверхности в направлении, перпендикулярном „наноканавке“ (*b*) структуры AlGaN/NP-Si(100).

Образование кристаллов *c*-AlN(022), AlN(004) при эпитаксии на подложках Si(100) наблюдалось в работе [13] и связано с кристаллографическим соотношением AlN(100)/Si(100). В нашем случае при зарождении AlN в образце „B“ дно канавки может иметь участки Si(100).

Формирование полуполярных кристаллов AlGaN($10\bar{1}3$) и AlGaN($10\bar{1}5$) связано, по-видимому, с особенностями формирования блоков на гранях Si(111) и Si($1\bar{1}\bar{1}$) (образец „B“), при этом, видимо, и для образца „A“ буферный слой толщиной 100 нм не является препятствием к формированию полуполярного слоя. Образование блоков с неполярной ориентацией AlN($10\bar{1}0$) только в образце „A“, по-видимому, связано с эффектом, обнаруженным в работе [14]. При HVPE эпитаксии в атмосфере аргона возможно спонтанное изменение ориентации роста с полярной на неполярную при росте на *c*-плоскости сапфировой подложки. В образце „A“ в отличие от „B“ рост слоя методом HVPE проходит на микрокристаллическом слое AlN, поверхность которого окисляется при перемещении из реактора магнетронного распыления. Окислы Al могут иметь микрокристаллы с гранями с плоскостями *r*-ориентации. При такой модели при дальнейшем высокоскоростном росте слоя методом HVPE в атмосфере аргона возможно возникновение неполярного слоя [14].

По мере роста слоя в результате конкуренции между блоками в слое частично можно объяснить получение слоев преимущественно одной фазы. Согласно модели, если энергия образования какой-то фазы будет меньше, чем у иной, а барьер ниже, то в этом случае, скорее всего, эта фаза и будет доминировать в процессе роста блочного слоя [15]. По мере роста размеры блоков увеличиваются, что и отражается в АСМ-изображении (рис. 4, *a*).

## 4. Заключение

Изучены слои AlGaN, выращенные методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на подложке Si(100), на поверхности которой сформированы симметричная *V*-образная наноструктура и буферный слой AlN, полученный методом реактивного магнетронного напыления. Рентгеноструктурный анализ показал, что применение низкотемпературного AlN-буферного слоя обеспечивает тенденцию кристаллизоваться AlN-блокам с неполярными ($10\bar{1}0$) ориентациями. NP-Si(100) подложка при толщине 10 мкм формирует блочную конфигурацию $Al_xGa_{1-x}N$-слоя, связанную с полуполярными ориентациями ($10\bar{1}3$) и ($10\bar{1}5$) с $x = 0.42$ и $x = 0.39$ соответственно. В слое обнаружены блоки с полярной гексагональной $Al_xGa_{1-x}N$ с $x = 0.36$ и кубическими *c*-AlN(220) и *c*-AlN(420) кристаллографическими ориентациями. В спектрах КРС структуры $Al_xGa_{1-x}N$/AlN/NP-Si(100) проявлялись пик $E_2(\text{high}) = 652.6\,\text{см}^{-1}$, связанный с AlN, и пик $E_2(\text{high}) = 575.9\,\text{см}^{-1}$, который можно отнести к $Al_{0.3}Ga_{0.7}N$. АСМ показала, что слой AlGaN толщиной 150 мкм имеет размеры блоков 9 мкм и кристаллическую полуполярную ($10\bar{1}3$) ориентацию. Результаты этого исследования обеспечивают основу технологии полуполярных гетероструктур AlGaN/Si, прокладывая путь для инновационных применений в оптоэлектронике.

### Благодарности

Авторы благодарят Центр сканирующей микроскопии СПбГЭТУ „ЛЭТИ“ и ООО „Активная фотоника“ за проведение АСМ-измерений.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы


[1] M. Sobanska, Z.R. Zytkiewicz, K. Klosek, R. Kruszka, K. Golaszewska, M. Ekielski, S. Gieraltowska. Nanotechnology, **31**, 184001 (2020). https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab6bf2

[2] A.S. Segal, D.S. Bazarevskiy, M.V. Bogdanov, E.V. Yakovlev. Phys. Status Solidi C, **6** (S2), S329 (2009). https://doi.org/10.1002/pssc.200880892

[3] A. Koukitu, J. Kikuchi, Y. Kangawa, Y. Kumagai. J. Cryst. Growth, **281** (1), 47 (2005). https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2005.03.010

[4] H. Fujikura, T. Konno, T. Kimura. Appl. Phys. Express, **15**, 085504 (2022). https://doi.org/10.35848/1882-0786/ac8412

[5] Q. Chen, J. Dai, X. Li, Y. Gao, H. Long, Z.-H. Zhang, Ch. Chen, H.-Ch. Kuo. IEEE Electron Dev. Lett., **40** (12), 1925 (2019). https://doi.org/10.1109/LED.2019.2948952

[6] J.-L. Li, Y.-F. Li, Zh.-P. Liu. Nature Commun., **16**, 4303 (2025). https://doi.org/10.1038/s41467-025-59613-5

[7] В.Н. Бессолов, М.Е. Компан, Е.В. Коненкова, Ш.Ш. Шарофидинов, А.В. Соломникова, М.П. Щеглов. Письма ЖТФ, **4**, 25 (2026). https://doi.org/10.61011/PJTF.2026.04.62321.20500

[8] M. Kuball. Surf. Interface Anal., **31**, 987 (2001). https://doi.org/10.1002/sia.1134

[9] W. Zheng, R. Zheng, F. Huang, H. Wu, F. Li. Photon. Res., **3** (2), 38 (2015). https://doi.org/10.1364/prj.3.000038

[10] *Современная кристаллография*. Т. 3. *Образование кристаллов*, под ред. Б.К. Вайнштейна, А.А. Чернова, Л.А. Шувалова (М., Наука, 1980).

[11] A. Pandey, R. Prakash, Sh. Dutta, S. Dalal, A. Kumar, A.K. Kapoor, D. Kaur. AIP Conf. Proc., **1953**, 100028 (2018). https://doi.org/10.1063/1.5032964

[12] D.M. Waters, B. Thompson, G. Ferenczi, B. Hourahine, G. Cios, A. Winkelmann, Ch.J.M. Stark, Ch. Wetzel, C. Trager-Cowan, J. Bruckbauer. J. Appl. Phys., **137**, 045701 (2025). https://doi.org/10.1063/5.0244438

[13] W.-T. Lin, L.-Ch. Meng, G.-J. Chen, H.-Sh. Liu. Appl. Phys. Lett., **66**, 2066 (1995). https://doi.org/10.1063/1.113904

[14] V. Ivantsov. Cryst. Growth Des., **23** (5), 3805 (2023). https://doi.org/10.1021/acs.cgd.3c00180/

[15] L. Zhang, J. Wu, T. Han, F. Liu, M. Li, X. Zhu, Q. Zhao, T. Yu. Cryst. Eng. Commun., **23**, 3364 (2021). https://doi.org/10.1039/D1CE00040C


*Редактор Г.А. Оганесян*

## Semipolar AlGaN layers on a nano-structured Si(100) substrate

*V.N. Bessolov*[1], *A.Y. Ivanov*[2], *M.E. Kompan*[1], *E.V. Konenkova*[1], *A.V. Solomnikova*[3], *S.S. Sharofidinov*[1]

[1] Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia
[2] Institute of Advanced Data Transfer Systems,
ITMO University,
197101 St. Petersburg, Russia
[3] St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197022 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Structural and spectroscopic diagnostic methods were used to study AlGaN layers grown by the method of hydride vapour-phase epitaxy on a Si(100) substrate with a $V$-shaped nanostructure on the surface (NP-Si(100) substrate) and an AlN buffer layer deposited by the reactive magnetron sputtering method. $X$-ray diffraction analysis showed that the use of a low-temperature AlN buffer layer provides a tendency for AlN blocks to crystallize with a non-polar $(10\bar{1}0)$ orientation. The NP-Si(100) substrate, with a thickness of $10\,\mu$m, forms a block configuration of the $Al_xGa_{1-x}N$ layer associated with semi-polar orientations $(10\bar{1}3)$ and $(10\bar{1}5)$ with $x = 0.42$ and $x = 0.39$, respectively. The layer diffraction pattern shows the presence of blocks with a polar hexagonal $Al_xGa_{1-x}N$ with $x = 0.36$, and cubic $c$-AlN(220) and $c$-AlN(420) crystallographic orientations. The atomic force microscopy showed that the $150\,\mu$m thick AlGaN layer has block sizes of $9\,\mu$m and a semi-polar crystal orientation. The layer diffraction pattern shows the presence of blocks with a polar hexagonal $Al_xGa_{1-x}N$ with $x = 0.36$, and cubic $c$-AlN(220) and $c$-AlN(420) crystallographic orientations. The AFM showed that the $150\,\mu$m thick AlGaN layer has block sizes of $9\,\mu$m and a semipolar crystal orientation.