

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

© В.Н. Бессолов<sup>1</sup>, А.Ю. Иванов<sup>2</sup>, М.Е. Компан<sup>1</sup>, Е.В. Коненкова<sup>1</sup>,  
А.В. Соломникова<sup>3</sup>, Ш.Ш. Шарофидинов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Университет ИТМО,  
197101 Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> 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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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<sub>3</sub> 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<sub>3</sub> 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(112̄2) 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(101̄1) на наноструктурированной подложке Si(100) [7]. Данная работа продолжает исследования в этом направлении и посвящена особенностям роста полуполярных AlGaN-слоев на наноструктурированной 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(1̄11) и Si(1̄1̄1), аналогично [7].

Подложки NP-Si(100) имели канавки со средним периодом ~ 60 нм, высотой ~ 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<sub>2</sub>/Ar при *T* = 450 °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 ~ 1 мкм/мин аналогично [7]. Исследовались два типа структур „А“ — с буферным слоем AlN, „В“ — 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(1̄1̄1) (рис. 1).

В нижней части канавки можно наблюдать формирование слоев на обоих гранях, причем толщина слоя на грани Si(111) — *h*<sub>1</sub> больше толщины слоя на грани Si(1̄1̄1) — *h*<sub>2</sub> (рис. 1), что говорит о преимущественном росте слоев в одном из направлений. Как правило,

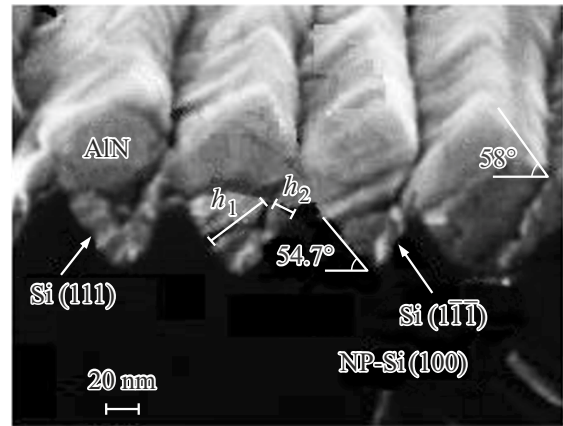


Рис. 1. СЭМ (сканирующая электронная микроскопия) изображение AlN-буферного слоя на подложке NP-Si(100).

Пики отражения, состав и структура блочного слоя

2θ, град.	Отражение	Материал
33.10	101̄0	<i>h</i> -AlN
35.09	0002	<i>h</i> -AlGa <sub><i>x</i></sub> N, <i>x</i> = 0.36
61.71	220	<i>c</i> -AlN
64.49	101̄3	<i>h</i> -AlGa <sub><i>x</i></sub> N, <i>x</i> = 0.42
69.16	400	<i>c</i> -Si
107.14	101̄5	<i>h</i> -AlGa <sub><i>x</i></sub> N, <i>x</i> = 0.39
116.62	420	<i>c</i> -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 „А“. В образце „В“ неоднородность блоков проявляется из-за разного наклона граней вдоль канавки.

Рентгеноструктурный анализ структур „А“ и „В“ показал (рис. 2, *a, b*), что слои имели сложную блочную конфигурацию слоя, связанную с полуполярными плоскостями Al<sub>*x*</sub>Ga<sub>1-*x*</sub>N (101̄3) и (101̄5) с *x* = 0.42 и *x* = 0.39 соответственно, с полярным Al<sub>*x*</sub>Ga<sub>1-*x*</sub>N с *x* = 0.36 и кубическими *c*-AlN(220) и *c*-AlN(420) кристаллографическими блоками (см. таблицу). В образце „А“ наблюдались пики, связанные с неполярным гексагональным AlN(101̄0).

В спектрах КРС структуры Al<sub>*x*</sub>Ga<sub>1-*x*</sub>N/AlN/NP-Si(100) проявлялись пики *E*<sub>2</sub>(high) = 652.6 см<sup>-1</sup>, связанные с AlN, и *E*<sub>2</sub>(high) = 575.9 см<sup>-1</sup>, который по аналогии с работой [8] можно отнести к Al<sub>0.3</sub>Ga<sub>0.7</sub>N (рис. 3).

Как известно, пик *E*<sub>2</sub>(high) для ненапряженного AlN расположен около 657.0 см<sup>-1</sup> [9]. Видно, что положение пика линии *E*<sub>2</sub>(high) для блоков AlN сдвинуто в низкочастотную сторону по отношению к его положению в неде-

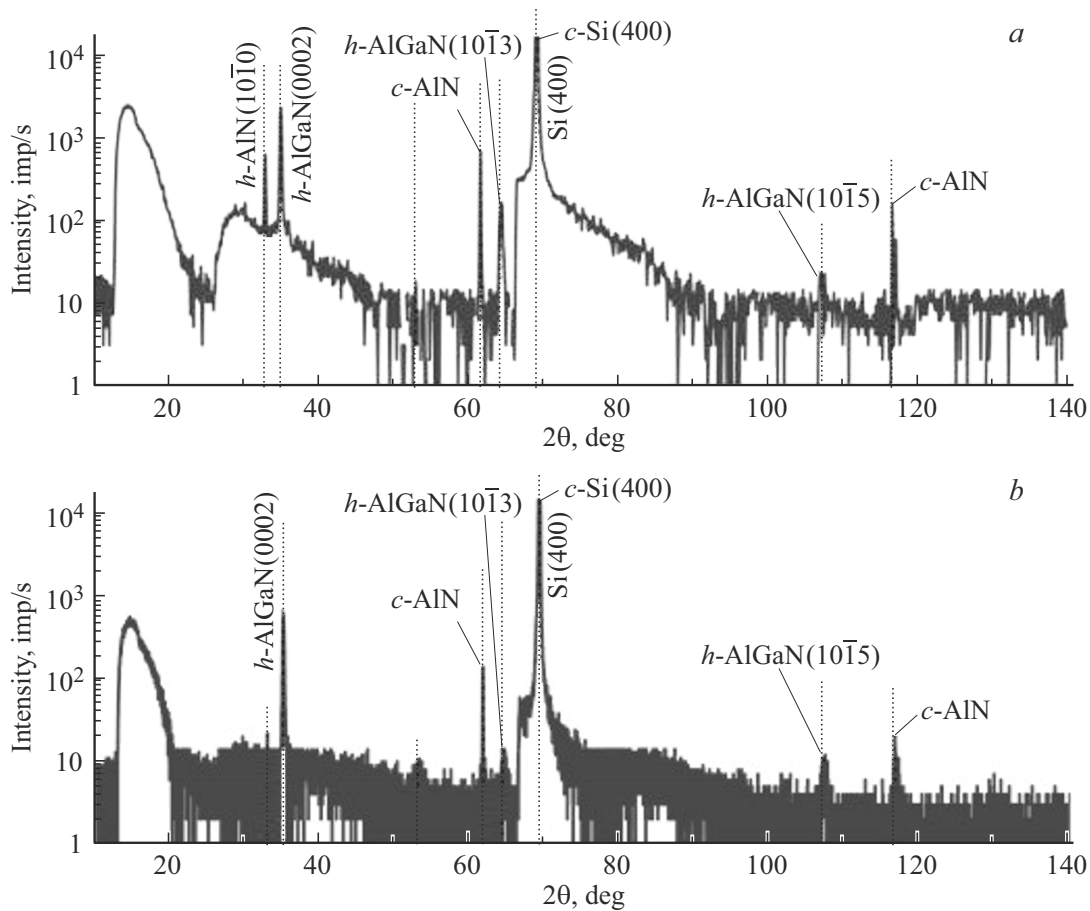


Рис. 2. Дифрактограмма AlGaIn двух типов структур на NP-Si(100): *a* — „А“, *b* — „В“.

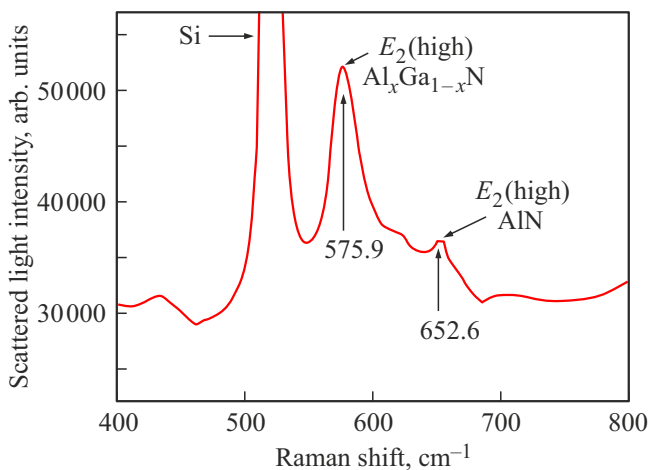


Рис. 3. Спектры РРС структуры AlGaIn/AlIn/NP-Si(100).

формированном слое, что свидетельствует о наличии деформации растяжения в структуре AlGaIn/NP-Si(100). АСМ-изображение поверхности структуры толщиной 150 нм демонстрирует, что AlGaIn имеет блочный характер с размером блоков  $\sim 9$  нм (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(111) формируются слои с разной скоростью, причем наиболее высокая скорость роста приводит к формированию полуполярного слоя в одном из двух возможных направлений, а именно AlN(1011) [7]. Как известно, зарождение граней зародыша AlGaIn должно проходить в соответствии с принципами Гиббса–Кюри–Вульфа [10]. Зарождение кристаллов AlGaIn с различными кристаллическими ориентациями связано с особенностями образцов „А“ и „В“ и достаточно высокой скоростью роста в методе HVPE. Образование кристаллов *c*-AlIn в образце „А“ 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*-AlIn в образцах, возможно, связано с переходом гексагональной модификации слоя в кубическую при эпитаксии в *V*-образной канавке, когда встречаются два фронта роста [12].

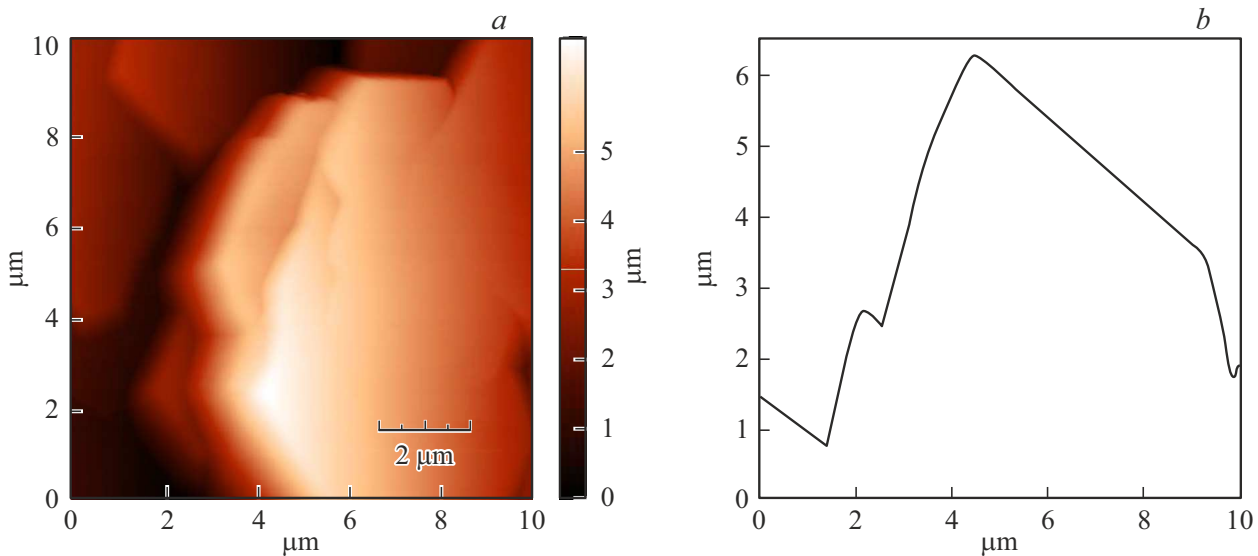


Рис. 4. Топография (а) и профили поверхности в направлении, перпендикулярном „наноканавке“ (b) структуры AlGaN/NP-Si(100).

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 „В“ 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 „В“), при этом, видимо, и для образца „А“ 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 „А“, 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 „А“ в отличие от „В“ 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, а).

## 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. Zytewicz, 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 AlGa<sub>x</sub>N layers on a nano-structured Si(100) substrate**

V.N. Bessolov<sup>1</sup>, A.Y. Ivanov<sup>2</sup>, M.E. Kompan<sup>1</sup>,  
E.V. Konenkova<sup>1</sup>, A.V. Solomnikova<sup>3</sup>,  
S.S. Sharofidinov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Institute of Advanced Data Transfer Systems,  
ITMO University,

197101 St. Petersburg, Russia

<sup>3</sup> St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,  
197022 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Structural and spectroscopic diagnostic methods were used to study AlGa<sub>x</sub>N 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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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 AlGa<sub>x</sub>N 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<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>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 AlGa<sub>x</sub>N layer has block sizes of 9  $\mu$ m and a semipolar crystal orientation.