

06

Эпитаксия AlN(11 $\bar{2}2$)-слоев на GaN(11 $\bar{2}2$)/*m*-Al₂O₃-темплейте методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии

© В.Н. Бессолов¹, Е.В. Коненкова¹, А.В. Кремлева², Л.А. Сокура^{1,2}, Ш.Ш. Шарофидинов¹, М.П. Щеглов¹

¹ ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: lena@triat.mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 7 апреля 2025 г.

В окончательной редакции 2 июня 2025 г.

Принято к публикации 5 июня 2025 г.

Эпитаксиальные слои AlN(11 $\bar{2}2$) толщиной 3.9 μm были выращены на темплейте GaN(11 $\bar{2}2$)/*m*-Al₂O₃ методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии. Темплейт состоял из GaN(11 $\bar{2}2$)- и буферного AlN-слоев с толщинами 2.7 и 0.6 μm соответственно, выращенных на сапфировой подложке ориентации (10 $\bar{1}0$). Показано, что полуширина рентгеновской кривой качания для дифракционных пиков GaN(11 $\bar{2}2$)/*m*-Al₂O₃ и AlN(11 $\bar{2}2$) составляет 30 и 20 arcmin соответственно. Обнаружено, что эпитаксия AlN(11 $\bar{2}2$) на темплейте приводит к увеличению размера кристаллических блоков в слое AlN(11 $\bar{2}2$). Сделано предположение, что улучшение качества слоя AlN(11 $\bar{2}2$) происходит из-за относительно невысокого различия решеток на гетерогранице AlN(11 $\bar{2}2$)/GaN(11 $\bar{2}2$).

Ключевые слова: полуполярный AlN(11 $\bar{2}2$), хлорид-гидридная газофазная эпитаксия.

DOI: 10.61011/PJTF.2025.16.60934.20336

Нитрид алюминия (AlN) обладает большим потенциалом для применения в области оптоэлектронных устройств, работающих в глубоком ультрафиолетовом диапазоне, а также в мощных и высокочастотных электронных устройствах благодаря широкой запрещенной зоне и свойствам материала [1]. Однако в направлении [0001] нитрида алюминия наблюдается сильная спонтанная и пьезоэлектрическая поляризация, которая уменьшает перекрытие волновых функций электрона и дырки и снижает эффективность рекомбинации электронов. Это препятствие может быть преодолено путем использования неполярных или полуполярных слоев. Однако вырастить высококачественный полуполярный AlN чрезвычайно сложно из-за низкой миграции атомов алюминия на поверхности, что всегда приводит к столбчатому режиму роста и шероховатой поверхности. Для улучшения качества кристаллического полярного и полуполярного эпитаксиального слоя AlN было разработано множество методов: высокотемпературный рост [2], сапфировое наноструктурирование [3], предварительная нитридизация подложки сапфира [4]. Представляет определенную трудность вырастить слои с гладкой поверхностью из-за сильной анизотропии неполярного и полуполярного AlN [5].

Для снижения влияния внутренних электрических полей использование слоев AlN(10 $\bar{1}1$), AlN(10 $\bar{1}3$) и AlN(11 $\bar{2}2$) в приборах является перспективным направлением оптоэлектроники [6]. В последние два десятилетия улучшению качества полуполярного AlN на сапфире было посвящено множество работ и показана возможность получения слоев с различной полуполярной ориентацией поверхности [7]. Недавно были опублико-

ваны сообщения о получении высококачественных слоев AlN, выращенных методами химического осаждения из металлоорганических соединений (MOCVD) и хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) с использованием магнетронного распыления AlN на сапфире в качестве буферного слоя [8].

В настоящей работе предлагается новый подход к получению слоев AlN(11 $\bar{2}2$) на подложке сапфира с ориентацией поверхности (10 $\bar{1}0$) методом HVPE, в котором в качестве темплейта используются микронные слои GaN(11 $\bar{2}2$).

Вначале отметим, что слои AlN(11 $\bar{2}2$) могут быть получены на подложке *m*-Al₂O₃ при нагреве в газовой среде при избытке аммиака, и этот способ объясняется образованием нанопылец на *m*-сапфире при высокой температуре [9]. Слои AlN(11 $\bar{2}2$) создавались следующим образом. Гетероэпитаксия осуществлялась на предварительно очищенных стандартным способом сапфировых подложках ориентации (10 $\bar{1}0$). Сначала в атмосфере аргона выращивался буферный слой AlN толщиной 0.6 μm , затем GaN толщиной 2.7 μm и наконец основной слой AlN толщиной 3.9 μm (рис. 1). Скорость потоков HCl и NH₃ была 1.7 и 2.4 l/min соответственно. Температура эпитаксии слоев AlN и GaN была около 1000 и 1050 °C соответственно. Время эпитаксиального роста слоев около 15 min.

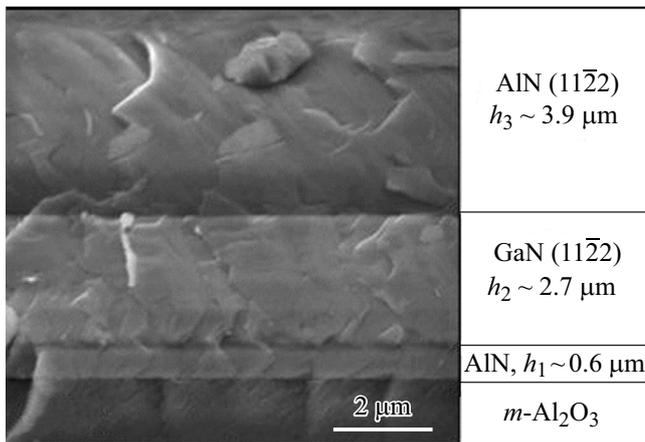
Структурные и оптические характеристики слоев GaN и AlN таких структур выяснялись методами рентгеновской дифрактометрии, оптической, сканирующей электронной (СЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ). При рентгеноструктурных измерениях кривые качания регистрировались в режиме двухкристальной схемы ди-

Таблица 1. FWHM рентгеновской дифракции ω_θ , среднеквадратичное значение RMS, среднее значение шероховатости R_a для полуполярного слоя AlN(11̄2̄) и темплейта GaN(11̄2̄)/m-Al₂O₃ при сканировании по площадям 1×1 и $10 \times 10 \mu\text{m}$

Подложка	ω_θ , arcmin	RMS, nm		R_a , nm	
		1×1	10×10	1×1	10×10
GaN(11̄2̄)/m-Al ₂ O ₃	30	1.65	11.2	1.26	8.87
AlN(11̄2̄)/GaN(11̄2̄)/m-Al ₂ O ₃	20	2.35	116	1.38	85.5

Таблица 2. Параметр решетки a при комнатной температуре [10] и относительная величина несоответствия $\Delta a/a$ на гетерогранице

Параметр решетки a , Å					Величина несоответствия постоянных решеток $\Delta a/a$	
m-Al ₂ O ₃	GaN	AlN	GaN(11̄2̄)	AlN(11̄2̄)	GaN(11̄2̄)/m-Al ₂ O ₃	AlN(11̄2̄)/GaN(11̄2̄)
4.785	3.189	3.112	5.517	5.390	0.128	-0.024

**Рис. 1.** СЭМ-изображение скола слоя AlN(11̄2̄) с темплейтом GaN(11̄2̄)/m-Al₂O₃.

фракции в рефлексах (0002) и (11̄2̄) $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения на трехкристалльном рентгеновском спектрометре.

Нитридизация подложки m-Al₂O₃ при $T = 1000^\circ\text{C}$ позволяет вырастить низкокачественный буферный слой AlN, который состоит из блоков, часть которых имеет ориентацию AlN(11̄2̄). Частичная ориентация буферного слоя в полуполярном направлении позволила вырастить слои GaN(11̄2̄), а затем и AlN(11̄2̄).

Рентгенодифракционные измерения показывают, что полуширина рентгеновских кривых качания (FWHM) для дифракционных пиков GaN(11̄2̄) и AlN(11̄2̄) составляет 30 и 20 arcmin соответственно.

Изображение с помощью атомно-силовой микроскопии слоев GaN(11̄2̄), а после дальнейшего роста AlN(11̄2̄) показало, что поверхность обоих слоев состоит из вытянутых доменов (рис. 2). Было обнаружено, что малые домены размером $2 \times 4 \mu\text{m}$ на поверхности слоя GaN(11̄2̄) при дальнейшем росте AlN объединя-

лись, их количество уменьшалось, а размеры увеличивались до $8 \times 20 \mu\text{m}$ и формировались более высококачественные слои AlN(11̄2̄). Среднеквадратичное значение (RMS) и среднее значение шероховатости (R_a) показали небольшое увеличение шероховатости поверхности слоя AlN(11̄2̄) по отношению к GaN(11̄2̄) при сканировании по площади $1 \times 1 \mu\text{m}$ и существенное различие при $10 \times 10 \mu\text{m}$ (табл. 1).

Как известно, изменение ориентации AlN на сапфире m -плоскости при газофазной эпитаксии может быть получено в двух ориентациях: (101̄3) или (11̄2̄) в зависимости от концентрации NH₃ в газовой фазе и температуры [9]. Это явление объясняется возможным образованием r -плоскостных наноплаток на m -плоскостном сапфире при его нитрировании и относительно высокой температуре, которые приводят к росту (11̄2̄) плоскости.

Рентгенодифракционные исследования показывают, что полуполярную ориентацию буферного слоя зафиксировать не удастся, по-видимому из-за поликристаллического характера буферного слоя вследствие существенного различия постоянных решетки m-Al₂O₃ и AlN (табл. 2).

Эффект увеличения размеров блоков AlN(11̄2̄) мы связываем с разной величиной несоответствия постоянных решетки на гетерогранице GaN(11̄2̄)/m-Al₂O₃ и AlN(11̄2̄)/GaN(11̄2̄) (табл. 2). Относительную величину несоответствия на гетерогранице можно оценить по формуле $\Delta a/a = (a_1 - a_2)/a_2$, где a_1 и a_2 — постоянные решетки двух соседних слоев на гетерогранице (табл. 2) [10]. Мы полагаем, что большое различие в решетках на гетерогранице AlN(11̄2̄)/m-Al₂O₃ и GaN(11̄2̄)/m-Al₂O₃ приводит, во-первых, к образованию мелкозернистого поликристаллического буферного слоя AlN и, во-вторых, как видно из рис. 2, а, к формированию слоя полуполярного нитрида галлия с размерами блоков около $2 \mu\text{m}$ в направлении [11̄00]

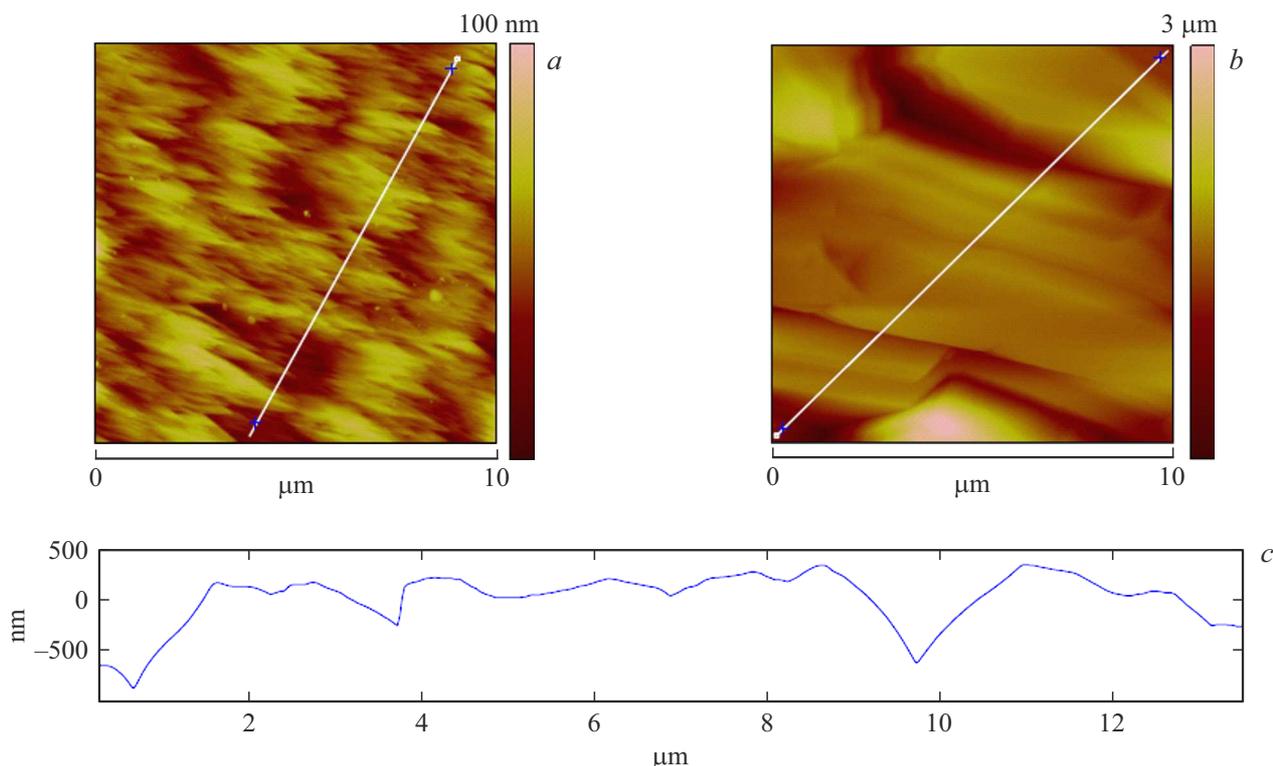


Рис. 2. АСМ-изображения (*a*, *b*) и профиль (*c*) поверхности структур GaN(11̄2̄2)/m-Al₂O₃ (*a*), AlN(11̄2̄2)/GaN(11̄2̄2)/m-Al₂O₃ (*b*, *c*).

(рис. 2, *a*). При формировании слоя AlN(11̄2̄2) на темплейте GaN(11̄2̄2)/m-Al₂O₃ различие решеток в этом направлении существенно меньше (табл. 2), и это приводит к росту слоя с большими размерами блоков при использовании метода HVPE в атмосфере аргона (рис. 2, *b*, *c*). Показано, что FWHM для дифракционных пиков темплейта и слоя AlN(11̄2̄2) составляет 30 и 20 arcmin соответственно, что несильно отличается от аналогичных дифракционных данных для слоев AlN(11̄2̄2), выращенных на сапфировых подложках (10̄10) методом MOCVD [11].

Результаты демонстрируют перспективность применения методики для создания полосковых темплейтов для полуполярных оптоэлектронных структур микронного размера. Сделано предположение, что улучшение качества слоя AlN(11̄2̄2) происходит из-за относительно невысокого различия решеток на гетерогранице AlN(11̄2̄2)/GaN(11̄2̄2).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] A. Khan, K. Balakrishnan, T. Katona, *Nat. Photon.*, **2**, 77 (2008). DOI: 10.1038/nphoton.2007.293

- [2] R. Boichot, D. Chen, F. Mercier, F. Baillet, G. Giusti, T. Coughlan, M. Chubarov, M. Pons, *Coatings*, **7**, 136 (2017). DOI: 10.3390/coatings7090136
- [3] Y. Iba, K. Shojiki, K. Uesugi, S. Xiao, H. Miyake, *J. Cryst. Growth*, **532**, 125397 (2020). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2019.125397
- [4] Y. Yusuf, M. Samsudin, M.M. Sahar, Z. Hassan, W. Maryam, N. Zainal, *Thin Solid Films*, **736**, 138915 (2021). DOI: 10.1016/j.tsf.2021.138915
- [5] J.-J. Wu, Y. Katagiri, K. Okuura, D.-B. Li, H. Miyake, K. Hiramoto, *Phys. Status Solidi C*, **6**, S478 (2009). DOI: 10.1002/pssc.200880767
- [6] M. Monavarian, A. Rashidi, D. Feezell, *Phys. Status Solidi A*, **216**, 1800628 (2019). DOI: 10.1002/pssa.201800628
- [7] A. Mogilatenko, H. Kirmse, J. Stellmach, M. Frentrup, F. Mehnke, T. Wernicke, M. Kneissl, M. Weyers, *J. Cryst. Growth*, **400**, 54 (2014). DOI: 10.1016/J.JCRYSGRO.2014.04.014
- [8] M. Jo, Y. Itokazu, S. Kuwaba, H. Hirayama, *J. Cryst. Growth*, **507**, 307 (2019). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2018.11.009
- [9] M. Jo, Y. Itokazu, S. Kuwaba, H. Hirayama, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **53**, SC1031 (2019). DOI: 10.7567/1347-4065/ab0f1c
- [10] L. Lahourcade, *Plasma-assisted molecular beam epitaxy of (11̄2̄2)-oriented III-nitrides*, theses of PhD (Institut National Polytechnique de Grenoble, 2009).
- [11] X. Luo, X. Zhang, B. Chen, Y. Shen, Y. Tian, A. Fan, Sh. Chen, Y. Qian, Zh. Zhuang, G. Hu, *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **144**, 106612 (2022). DOI: 10.1016/j.mssp.2022.106612