

Свойства полуполярного GaN, выращенного на подложке Si(100)

© В.Н. Бессолов¹, Е.В. Коненкова¹, Т.А. Орлова¹, С.Н. Родин¹, Н.В. Середова¹,
А.В. Соломникова³, М.П. Щеглов¹, Д.С. Кибалов², В.К. Смирнов²

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

² ООО „Квантовый кремний“,
105005 Москва, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“,
197022 Санкт-Петербург, Россия

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

Поступила в Редакцию 17 декабря 2018 г.

В окончательной редакции 22 декабря 2018 г.

Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

Представлены результаты исследований полуполярных слоев GaN, синтезированных на наноструктурированной подложке Si(100). Показано, что применение нанорельефа Si(100) в сочетании с нанополосками Si_xN_y на вершинах наноструктур при газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений может приводить к формированию слоев GaN(10 $\bar{1}$ 2), а дополнительное использование буферного слоя SiC позволяет получить слой GaN(10 $\bar{1}$ 1) с полушириной кривой дифракции $\omega_{\theta} \approx 35'$. Обнаружено, что люминесцентные свойства полуполярных слоев обусловлены преимущественно дефектами упаковки BSF_S-I₁ (basal plane stacking faults), в отличие полярных слоев, где в основном они обусловлены рекомбинацией экситонов.

Ключевые слова: полуполярный нитрид галлия, фотолюминесценция, газофазная эпитаксия.

DOI: 10.21883/FTP.2019.07.47881.9049

Полупроводники III–V значительно уступают кремнию по степени интеграции электронных схем. Наиболее перспективный в этом отношении InP уступает кремнию на несколько порядков, не говоря о GaN, который отличается низким уровнем интеграции. В то же время кремниевая интегральная электроника, пока продолжающая следовать закону Мура, непрерывно увеличивает степень интеграции и быстродействие интегральных схем при высоком проценте выхода годных. Однако перспектива развития интегральной электроники лежит, по видимому, на пути объединения технологий различных типов полупроводников, прежде всего нитрида галлия и кремния ориентации (100) [1]. Впервые процесс монокристаллической интеграции транзисторов GaN на пластине кремний-на-изоляторе включал в себя механическое соединение подложки Si(111) и приборного слоя Si(100), в которых через окно, образуемое в приборном слое на поверхности подложки Si(111), выращивалась эпитаксиальная GaN-структура HEMT (high electron mobility transistor), а на Si(100) — интегральная схема.

Попытки синтезировать гексагональный нитрид галлия непосредственно на подложке Si(100) показали, что синтез GaN(0001) на Si(100) приводит к низкокачественной структуре [2]. Это связано прежде всего с тем, что при синтезе гексагональной структуры GaN на кубической структуре Si(100) слои растут в двух кристаллографических ориентациях, развернутых относительно друг друга. Однако, на разориентированных на 2–7° в направлении $\langle 110 \rangle$ подложках Si(100) с буферным слоем 3C-SiC удается синтезировать полуполярный GaN(2023) как методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (ГФЭМОС) [3], так и методом хлор-гидридной газофазной эпитаксии [4].

В последние годы предложено для синтеза полуполярного GaN(10 $\bar{1}$ 1) использовать профилированные [5] либо наноструктурированные [6] подложки — NP-Si(001). В такой технологии поверхность Si(001) предварительно маскируют и обрабатывают в химическом травителе. В этом случае благодаря анизотропной скорости травления для различных кристаллографических направлений, можно оголить плоскость Si(111) и на этой плоскости синтезировать слой GaN(10 $\bar{1}$ 1).

Оптические свойства полуполярного нитрида галлия наиболее полно отображены в обзоре [7], а их особенности при синтезе GaN(10 $\bar{1}$ 1) на разориентированной подложке Si(100) — в [8], где авторы наблюдали люминесценцию, которую связали с рекомбинацией на дефектах BSFs-I. Нам не известны публикации, посвященные люминесцентным свойствам полуполярного GaN, синтезированного на наноструктурированной подложке Si(100).

В настоящей работе сообщается о люминесцентных свойствах полуполярных слоев, выращенных на наноструктурированной подложке Si(100), в сравнении со свойствами слоев GaN на подложках Si(111) и Si(100). Для этого на подложках Si(100) с точностью ориентации поверхности $\pm 0.5^\circ$ формировались по технологии Wostec [9] подложки NP-Si(100), которые имели „наохребты“ с величиной периода между ними 90 нм, при высоте „хребта“ 70 нм. Дополнительно, вершины „хребтов“ были покрыты аморфными полосками Si_xN_y толщиной ~ 10 нм (рис. 1, *a, b*). Видно, что наноструктурированная подложка имеет грани, которые соответствуют плоскости с углом наклона $\sim 54^\circ$, Si(111), и на вершине „хребта“ плоскости с углами 30–50°, покры-

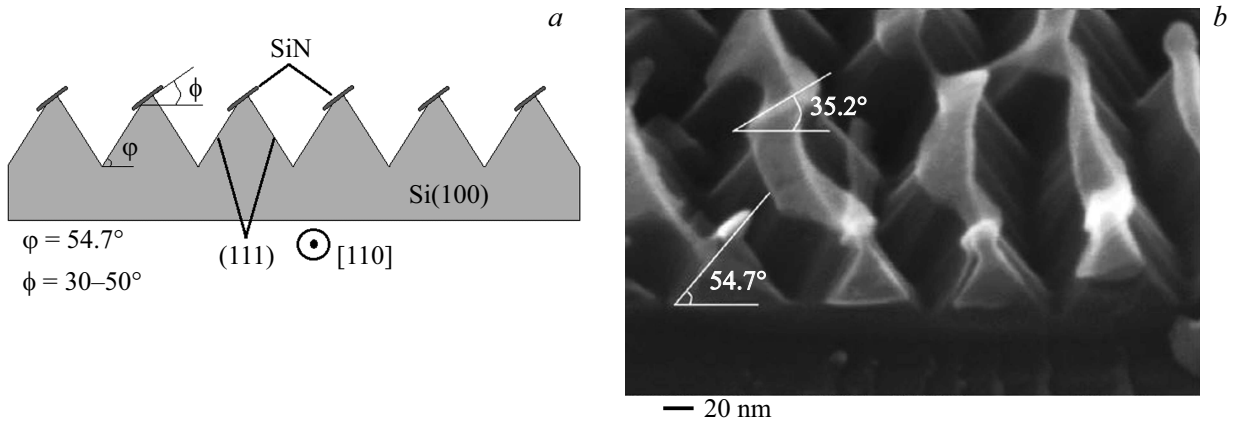


Рис. 1. Схематическое изображение (а) и изображения в растровом электронном микроскопе скола и поверхности NP-Si(100) подложки (b).

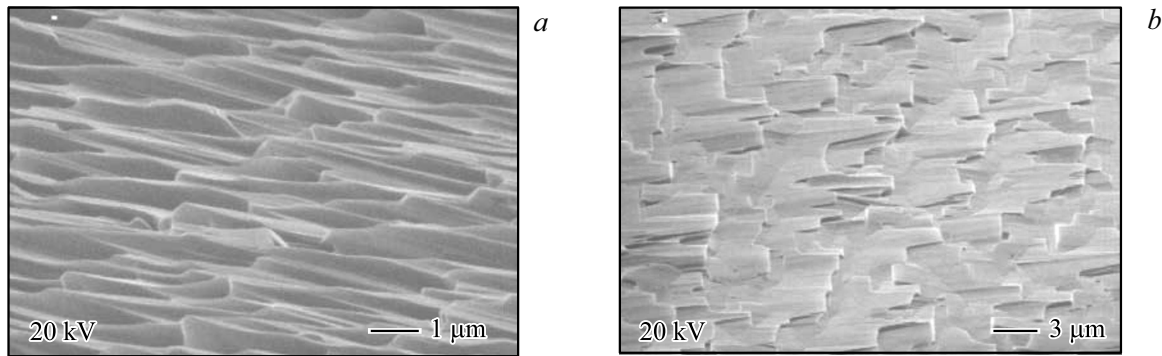


Рис. 2. Морфология поверхностей слоев GaN(10 $\bar{1}2$), синтезированных на подложках NP-Si(100), (а) и GaN(10 $\bar{1}1$) на SiC/NP-Si(100) (b).

тые Si_xN_y (рис. 1, а, b). Эпитаксиальный рост полуполярных слоев осуществлялся на подложках NP-Si(100) двух типов: без и с буферным слоем SiC толщиной ~ 50 нм, который предварительно формировался методом твердофазной эпитаксии аналогично [10]. Для сравнения свойств полуполярного GaN, синтезированного на подложке NP-Si(100), одновременно выращивались слои полярного GaN(0001) на планарных подложках Si(111) и Si(100).

Слой GaN на подложках NP-Si(100), Si(100) и Si(111) были выращены методом ГФЭМОС на модифицированной установке EpiQuip с горизонтальным реактором и индукционно нагреваемым графитовым подложкодержателем аналогично [6]. Эпитаксиальные структуры состояли из слоя AlN толщиной ~ 20 нм и нелегированного слоя GaN толщиной ~ 1 мкм. Образцы исследовались методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии и фотолюминесценции при температуре $T = 80$ К.

Рентгеновская дифрактометрия показала, что нитрид галлия, синтезированный в одном процессе на подложках Si(111), Si(100) и NP-Si(100), имеет разную кристаллографическую структуру. На подложках Si(111) и Si(100) синтезировался полярный слой GaN(0002), на подложках NP-Si(100) без буферного слоя 3C-SiC

формировался полуполярный слой GaN(10 $\bar{1}2$) с полушириной кривой дифракции $\omega_{\theta} \approx 60'$ (рис. 2, а), на подложке NP-Si(100) с буферным слоем SiC — GaN(10 $\bar{1}1$) с $\omega_{\theta} \approx 35'$. Полуширина кривой рентгеновской дифракции ω_{θ} для полярных слоев GaN(0002), синтезированных на подложках Si(111) и Si(100), была ~ 20 и 120' соответственно.

Морфологические картины поверхностей GaN(10 $\bar{1}2$) и GaN(10 $\bar{1}1$) свидетельствуют о различной структуре поверхности (рис. 2, а, b). Изображения, снятые методом атомно-силовой микроскопией в двух перпендикулярных направлениях структуры GaN(10 $\bar{1}1$)/SiC/NP-Si(100) показали, что поверхность дает выраженную асимметричную картину, причем базовая шероховатость составила ~ 100 нм, присутствовали блоковые выступы GaN(10 $\bar{1}1$) с размером до 250 нм (рис. 3).

Спектры фотолюминесценции слоев GaN(10 $\bar{1}1$), синтезированных на NP-Si(100) и SiC/NP-Si(100), сравнивались со спектрами фотолюминесценции полярного GaN(0001), синтезированного на Si(111) и Si(100) (рис. 4). Оказалось, что спектры слоев GaN различаются. Так, энергии максимумов спектров структур GaN(0001)/Si(111) составляют $h\nu = 3.46$ эВ, GaN(0001)/Si(100) — $h\nu = 3.45$ и 3.42 эВ; GaN(10 $\bar{1}1$)/NP-Si(100) —

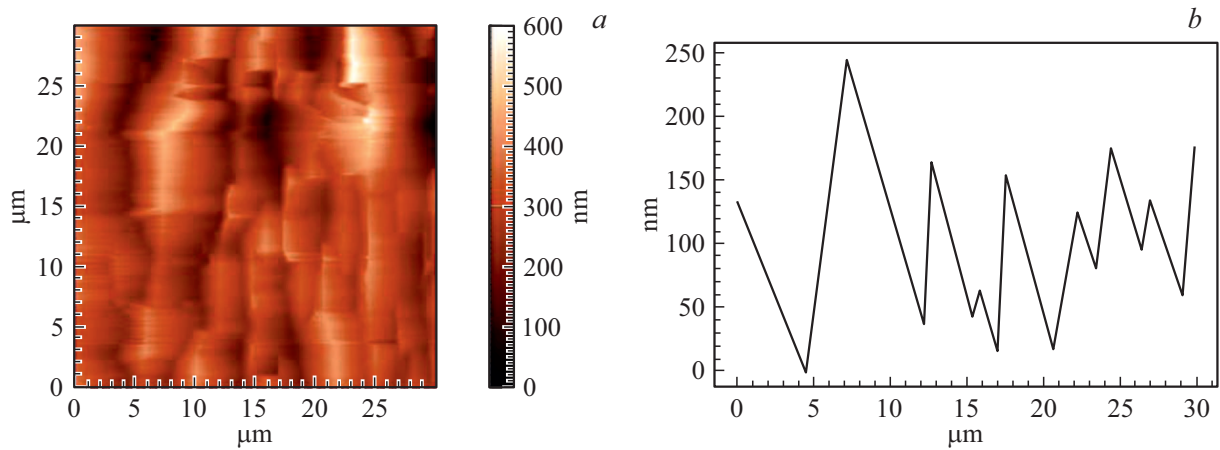


Рис. 3. Полученные методом атомно-силовой микроскопии изображение поверхности GaN($10\bar{1}1$) (a) и ее профиль в направлении, перпендикулярном „хребтам“ подложки NP-Si(100) (b).

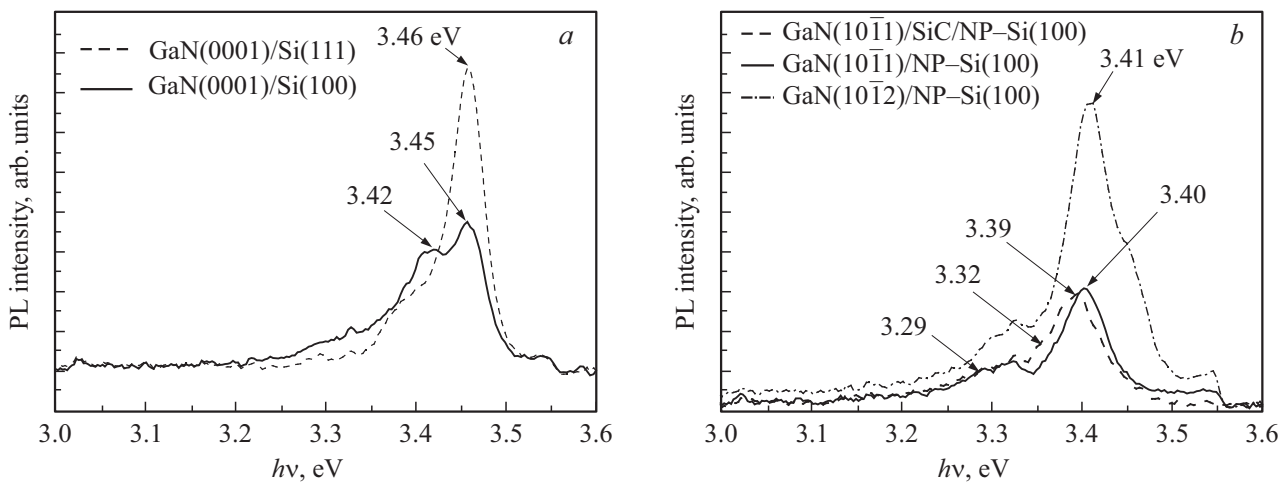


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции PL структур: a — GaN(0001)/Si(111) и GaN(0001)/Si(100); b — GaN($10\bar{1}1$)/NP-Si(100), GaN($10\bar{1}1$)/SiC/NP-Si(100) и GaN($10\bar{1}2$)/NP-Si(100).

$h\nu = 3.40, 3.32, 3.29$ эВ; GaN($10\bar{1}1$)/SiC/NP-Si(100) — $h\nu = 3.39$ эВ; GaN($10\bar{1}2$)/NP-Si(100) — $h\nu = 3.41$ эВ.

Формирование гетероэпитаксиального слоя AlN на NP-Si(100) начинается с образования зародышей, которые образуют сплошной первичный слой как на грани Si(111), так и на плоскости, покрытой Si_3N_4 . Мы полагаем, что последующий синтез GaN будет происходить на слое AlN, как на грани Si(111), так и на плоскости, покрытой Si_xN_y . Полезная функция узких нанополосок Si_xN_y , возможно, состоит в том, что их наклонное и несколько нависающее расположение обеспечивает дополнительную асимметрию наноструктуры GaN/NP-Si(100) (рис. 1, b). Как известно [11], тонкие слои Si_xN_y применяют для улучшения качества GaN в методе ГФЭМОС на сапфировой подложке за счет подавления дислокаций несоответствия на интерфейсе GaN/ Si_xN_y . Мы полагаем, что наличие тонких узких полосок Si_xN_y на вершинах „хребтов“ приводит к разным условиям зарождения слоя AlN на гранях Si(111), Si_xN_y

и, как следствие, к росту слоя GaN в направлениях перпендикулярных этим граням, с разными скоростями и с разными кристаллографическими плоскостями поверхности слоя GaN. Это могло вызвать преимущественный по отношению к GaN($10\bar{1}1$) рост полуполярного GaN($10\bar{1}2$). Как было показано ранее [12], при формировании буферного слоя SiC на подложке Si(100) возникают грани только кубического 3C-SiC(111), которые в нашем случае способствуют синтезу GaN($10\bar{1}1$).

В спектрах люминесценции полуполярных кристаллов обычно наблюдают линию при $h\nu = 3.40\text{--}3.42$ эВ, связанную с нарушениями дефектов упаковки $\text{BSF}_5\text{-I}_1$ [7], которая возникает при формировании „зародышей“ по механизму Волмера–Вебера [13].

Модель люминесценции из-за дефектов упаковки впервые предложена в [14] и предполагает, что экситоны в GaN могут связываться с дефектами упаковки как в идеальной квантовой яме кубического GaN, окруженно-го вюрцитным GaN.

Сравнивая наши спектры фотолюминесценции с литературными можно заключить, что пик при $h\nu = 3.39\text{--}3.40$ эВ в слоях GaN(1011) и пик при $h\nu = 3.41$ эВ в GaN(10 $\bar{1}$ 2) обусловлен дефектами BSF_S-I₁. Пик при $h\nu = 3.30\text{--}3.32$ эВ, возможно, обусловлен донорно-акцепторной рекомбинацией, связанной с атомами кремния в GaN. Пик при $h\nu = 3.46$ эВ обычно интерпретируется как люминесценция экситона, связанного на доноре. Различие в спектрах полярного GaN(0001) (рис. 3, а), по нашему мнению, связано с тем, что GaN со структурой вюрцита на подложке Si(111) растет более высокого качества, чем на подложке Si(100), и поэтому его пик при $h\nu = 3.46$ эВ. Синтез вюрцитной структуры GaN на поверхности плоскости Si(100) сопровождается разворотом кристаллов AlN [2] и приводит к росту блоков GaN как в полярном, так и в полуполярном направлениях, что и проявляется в пиках спектра люминесценции при $h\nu = 3.45$ и 3.42 эВ (рис. 3, а).

Таким образом, перспективный путь интеграции нитрида галлия с применением наиболее используемой в электронике подложке Si(100) — это сопряжение полуполярных слоев типа GaN(10 $\bar{1}$ 1), GaN(10 $\bar{1}$ 2) на наноструктурированной подложке, что предпочтительнее по сравнению с сопряжением полярного GaN(0001) на плоской подложке Si(100). Люминесцентные свойства полуполярных и полярных слоев существенно различаются: максимум излучения в полуполярных слоях обусловлен дефектами упаковки BSF_S-I₁, а в полярных — в основном рекомбинацией экситона.

Благодарности

Авторы благодарят С.А. Кукушкина и В.В. Лундина за стимулирование работы в данном направлении.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J.W. Chung, K. Ryu, B. Lu, T. Palacios. *Eur. Solid-State Dev. Res. Conf. ESSDERC*, 52 (2010).
- [2] В.Н. Бессолов, Е.В. Гущина, Е.В. Коненкова, С.Д. Коненков, Т.В. Львова, В.Н. Пантелеев, М.П. Щеглов. *ЖТФ*, **89**, 574 (2019).
- [3] D.V. Dinh, S. Presa, M. Akhter, P.P. Maaskant, B. Corbett, P.J. Parbrook. *Semicond. Sci. Technol.*, **30**, 125007 (2015).
- [4] V. Bessolov, A. Kalmykov, E. Konenkova, S. Kukushkin, A. Myasoedov, N. Poletaev, S. Rodin. *J. Cryst. Growth*, **457**, 202 (2017).
- [5] T. Tanikawa, T. Hikosaka, Y. Honda, M. Yamaguchi, N. Sawaki. *Phys. Status Solidi C*, **5**, 2966 (2008).
- [6] В.Н. Бессолов, Е.В. Коненкова, Т.А. Орлова, С.Н. Родин, М.П. Щеглов, Д.С. Кибалов, В.К. Смирнов. *Письма ЖТФ*, **44**, 45 (2018).
- [7] J. Lähnemann, U. Jahn, O. Brandt, T. Flissikowski, P. Dogan, H.T. Grahn. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **47**, 423001 (2014).

- [8] D.V. Dinh, P.J. Parbrook. *J. Cryst. Growth*, **501**, 34 (2018).
- [9] V.K. Smirnov, D.S. Kibalov, O.M. Orlov, V.V. Graboshnikov. *Nanotechnology*, **14**, 709 (2003).
- [10] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов. *IOP Conf. Series: Mater. Sci. Engin.*, **387**, 012044 (2018).
- [11] Y. Naoi, T. Tada, H. Li, N. Jiang, Sh. Sakai. *Phys. Status Solidi C*, **0**, 2077 (2003).
- [12] V. Bessolov, A. Zubkova, E. Konenkova, S. Konenkov, S. Kukushkin, T. Orlova, S. Rodin, V. Rubets, D. Kibalov, V. Smirnov. *Phys. Status Solidi*, (2019).
- [13] P. Vennégués, J.M. Chauveau, Z. Bougrioua, T. Zhu, D. Martin, N. Grandjean. *J. Appl. Phys.*, **112**, 113518 (2012).
- [14] W. Rieger, R. Dimitrov, D. Brunner, E. Rohrer, O. Ambacher, M. Stutzmann. *Phys. Rev. B*, **54**, 17596 (1996).

Редактор Л.В. Шаронова

Properties of semipolar GaN grown on Si(100) substrate

V.N. Bessolov¹, E.V. Konenkova¹, T.A. Orlova¹, S.N. Rodin¹, N.V. Sereдова¹, A.V. Solomnikov³, M.P. Shcheglov¹, D.S. Kibalov², V.K. Smirnov²,

¹ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

² Quantum Silicon Company,
105005 Moscow, Russia

³ St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197022 St. Petersburg, Russia

Abstract The results of studies of semipolar layers of GaN synthesized on nanostructured Si(100) substrate are presented. It is shown that use of nano-relief of Si(100) in combination with Si_xN_y-nanostripes at the tops of the nanostructures by metalloorganic chemical vapor deposition can lead to the formation of GaN(10 $\bar{1}$ 2) layers, and the additional use of the buffer SiC layer, allows to get the layers GaN(10 $\bar{1}$ 1), $\omega_{\theta} \approx 35$ arcmin. It was found that the properties of luminescence of semipolar layers are due to packaging defects-BSFS-I₁ (basal plane stacking faults), in contrast to polar layers, where the properties are due to the recombination of excitons.