

06;07

**Эпитаксия слоев GaN(0001) или GaN(10 $\bar{1}$ 1) на подложке Si(100)**

© В.Н. Бессолов, М.Е. Компан, Е.В. Коненкова, В.Н. Пантелеев, С.Н. Родин, М.П. Щеглов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

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

Поступило в Редакцию 26 февраля 2019 г.

В окончательной редакции 6 марта 2019 г.

Принято к публикации 7 марта 2019 г.

Экспериментально продемонстрированы два разных подхода при эпитаксии слоев толщиной 4  $\mu\text{m}$  полярного GaN(0001) или полуполярного GaN(10 $\bar{1}$ 1) на V-образной наноструктурированной подложке Si(100) с нанометровыми буферными слоями SiC и AlN. Слои GaN(0001) были синтезированы методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии, а GaN(10 $\bar{1}$ 1) — методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений с последующим дорастиванием путем хлорид-гидридной газофазной эпитаксии. Показано, что слои полярного GaN(0002) имеют величину продольных упругих напряжений  $-0.45$  GPa и минимальную полуширину кривой качания рентгеновской дифракции  $\omega_\theta \sim 45$  arcmin, а для полуполярного GaN(10 $\bar{1}$ 1) эти величины составляют  $-0.29$  GPa и  $\omega_\theta \sim 22$  arcmin соответственно. Сделан вывод о перспективности комбинированной технологии полуполярного нитрида галлия на подложке кремния ориентации (100).

**Ключевые слова:** полуполярный нитрид галлия, комбинационное рассеяние света, газофазная эпитаксия.

DOI: 10.21883/PJTF.2019.11.47813.17756

Кремниевая интегральная электроника, продолжающая следовать закону Мура, приближается к физическому пределу [1], дальнейшее развитие технологии для полупроводниковых интегральных схем становится все сложнее [2]. Вероятно, перспектива развития интегральной электроники связана с синтезом прежде всего нитрида галлия и кремния ориентации (100). Первая попытка интеграции транзисторов GaN на Si-пластине „кремний на изоляторе“ включала в себя механическое соединение подложки Si(111) и приборного слоя Si(100), в которых на поверхности Si(111) выращивалась эпитаксиальная структура GaN-транзисторов, а на Si(100) — интегральная схема [3]. Попытки синтезировать гексагональный нитрид галлия непосредственно на подложке Si(100) показали, что эпитаксия GaN(0001) на Si(100) в отличие от Si(111) приводит к низкокачественной структуре [4].

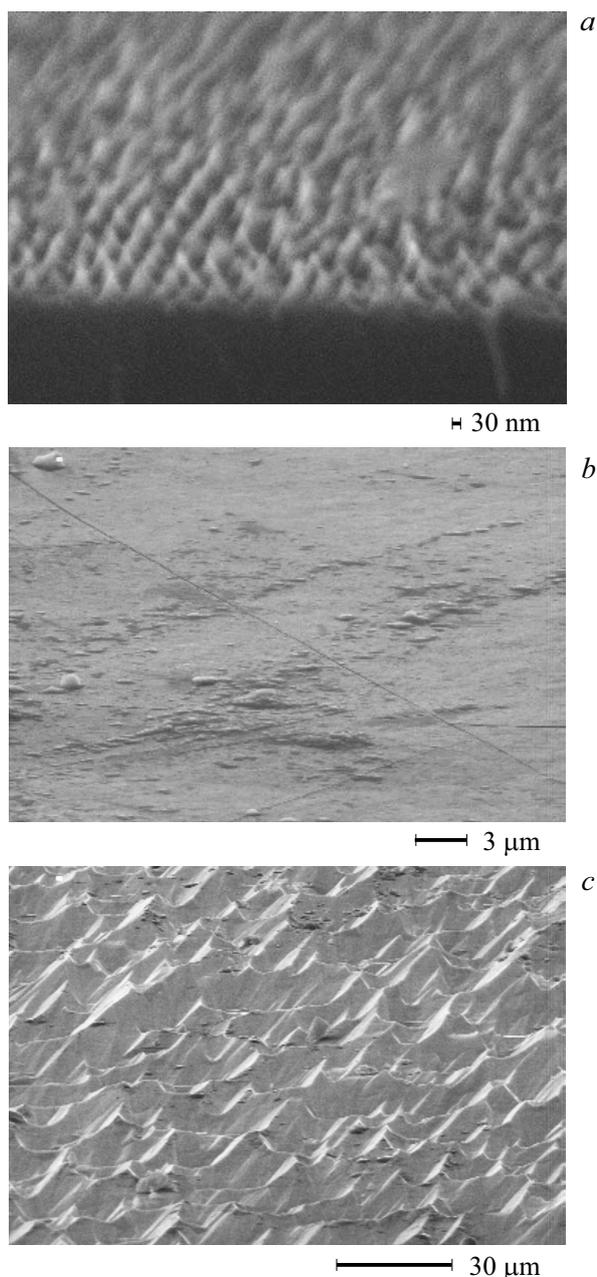
Это связано прежде всего с тем, что при эпитаксии гексагональной структуры GaN на планарной кубической структуре Si(100) слои растут в двух кристаллографических ориентациях, развернутых относительно друг друга [4]. Чтобы избежать этого негативного явления, для эпитаксии GaN(0001) предложено использовать подложки Si(100), разориентированные на  $3-7^\circ$  в направлении  $\langle 110 \rangle$ . Так, методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МВЕ) на подложке Si(100), разориентированной на  $4^\circ$ , был синтезирован слой GaN(0002) толщиной 400 nm с полушириной кривой рентгеновской дифракции  $\omega_\theta = 45$  arcmin [5]. Методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на разориентированной на  $4-7^\circ$  подложке синтезировался полуполярный GaN(20 $\bar{2}$ 3) с  $\omega_\theta \sim 24$  arcmin [6]. Известен метод синтеза гексагонального нитрида галлия на подложке Si(100), в котором буферный слой Al был получен методом

пульсирующего лазерного напыления, а слой GaN выращен методом МВЕ. Такая технология позволила получить 300-нанометровый слой GaN(0002) с полушириной кривой рентгеновской дифракции  $\omega_\theta = 0.45^\circ$  [7]. В последнее время для снижения деформаций в слое нитрида галлия используют наноструктурированные подложки Si(001), на поверхности которых сформированы канавки [8]. Однако все упомянутые подходы не дают удовлетворительного результата для решения проблемы интеграции GaN на специально неразориентированную подложку Si(100), которая в основном применяется в электронике, и дальнейший поиск в этом направлении необходим.

Настоящая работа посвящена сравнению эпитаксии GaN(0001) и GaN(10 $\bar{1}$ 1) на наноструктурированной подложке Si(100) и структурных свойств слоев.

Для выполнения поставленной цели на подложке Si(100) толщиной 400  $\mu\text{m}$  с точностью ориентации поверхности  $\pm 0.5^\circ$  синтезировались два типа слоев: GaN(0001) либо GaN(10 $\bar{1}$ 1). Для всех типов слоев по технологии Wostec [9] формировалась V-образная наноструктурированная поверхность подложки — NP-Si(100). В результате поверхность Si(100) имела „нахохребты“ с величиной периода между ними 110 nm и высотой „хребта“ 55 nm. Видно, что NP-Si(100) имеет грани, которые соответствуют плоскости с углом наклона около  $54^\circ$ , — Si(111) (рис. 1, а). Перед эпитаксией слоев нитридов алюминия и галлия подложки NP-Si(100) покрывались слоем SiC толщиной около 50 nm (аналогично [10]).

Эпитаксиальный рост полярных слоев осуществлялся методом HVPE в соответствии с технологией GaN для разориентированной подложки Si(100) [6]. Эпитаксиальный рост полуполярных слоев GaN(10 $\bar{1}$ 1) осуществлялся



**Рис. 1.** РЭМ-изображения поверхности подложки  $NP-Si(100)$  (a) и поверхностей  $GaN(0001)$  (b) и  $GaN(10\bar{1}1)$  (c), синтезированных на подложке  $NP-Si(100)$ .

ся сначала методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) аналогично [10], а затем слой  $GaN$  толщиной  $4\ \mu m$  синтезировался методом HVPE по технологии [6]. Структурные характеристики слоев  $GaN$  определялись методами рентгеновской дифрактометрии (РД), растровой электронной микроскопии (РЭМ), комбинационного рассеяния света (КРС). КРС изучалось с помощью рамановского спектрометра MRS 320. Источником света являлся гелий-неоновый лазер с длиной волны излучения  $632.8\ nm$ .

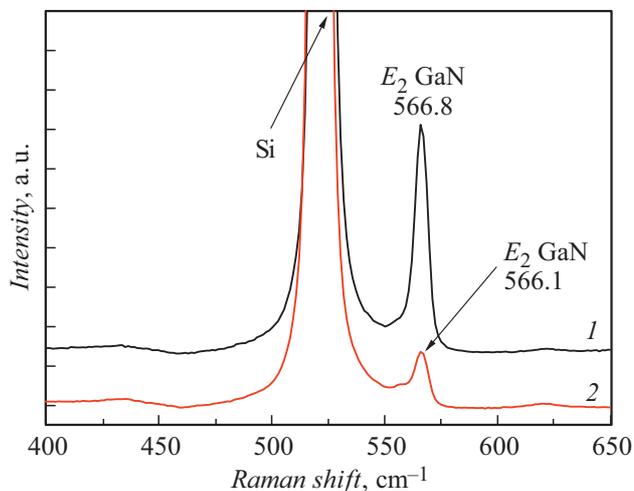
Исследования проводились при комнатной температуре аналогично [11].

Экспериментальные результаты для слоев  $GaN(0001)$  таковы: РД-анализ показал, что полярный  $GaN(0002)$ , синтезированный на подложке  $NP-Si(100)$ , имеет полуширину кривой качания  $\omega_\theta \sim 45\ arcmin$ . Следует отметить, что полярный слой  $GaN(0002)$ , синтезированный для сравнения на подложке  $Si(111)$  в таком же температурно-временном режиме, имеет  $\omega_\theta \sim 15\ arcmin$ . Согласно данным РД-анализа, для полуполярного  $GaN(10\bar{1}1)$  толщиной  $1\ \mu m$ , синтезированного методом MOCVD, полуширина кривой рентгеновской дифракции  $\omega_\theta \sim 45\ arcmin$ , а выращенный на этом слое уже методом HVPE  $GaN(10\bar{1}1)$  толщиной  $4\ \mu m$  имеет  $\omega_\theta \sim 22\ arcmin$ .

Изображения, полученные при помощи РЭМ, позволили выявить (рис. 1, b, c), что поверхность  $GaN(0001)$  на  $NP-Si(100)$  имеет существенно меньшую шероховатость, чем поверхность  $GaN(10\bar{1}1)$ , однако  $GaN(0001)$  содержит на поверхности трещины (рис. 1, b).

Спектры КРС, измеренные в области фононной моды  $E_2(high)$ , для слоев  $GaN$ , выращенных на  $NP-Si(100)$  методом HVPE, приведены на рис. 2. Спектры КРС слоев  $GaN(0001)$  и  $GaN(10\bar{1}1)$  в целом соответствовали тому, что можно было ожидать: содержали линии, принадлежащие кремниевой подложке, линии, характерные для  $SiC$ , аналогичные опубликованным в [11], и пики  $E_2(high)$ , обусловленные  $GaN$ . Положение пика  $E_2(high)$  зависит от подложки и кристаллографической плоскости поверхности структуры:  $566.1\ cm^{-1}$  для  $GaN(0001)/NP-Si(100)$  и  $566.8\ cm^{-1}$  для  $GaN(10\bar{1}1)/NP-Si(100)$  (рис. 2). Для сравнения пик  $E_2(high)$  для структуры  $GaN(0001)/Si(111)$  располагался при  $566.2\ cm^{-1}$ .

Процесс синтеза  $GaN(0001)$  и  $GaN(10\bar{1}1)$  на одинаковых наноструктурированных подложках  $NP-Si(100)$  можно представить следующим образом.



**Рис. 2.** Спектры КРС структур  $GaN(10\bar{1}1)/NP-Si(100)$  (1) и  $GaN(0001)/NP-Si(100)$  (2).

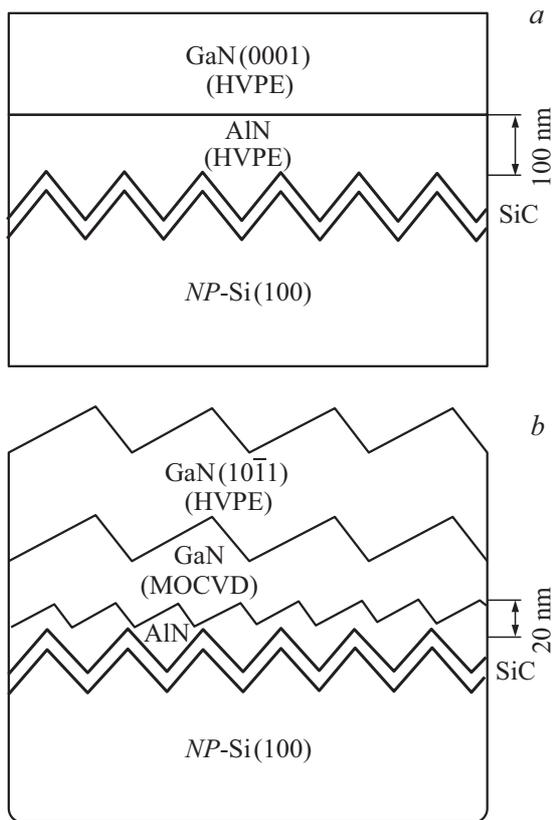


Рис. 3. Схема формирования слоев GaN(0001) (a) и GaN(101̄1) (b) на подложке NP-Si(100).

Как известно [12], слои AIN на подложке Si(100) с буферным слоем SiC зарождаются в виде столбчатых доменов. При эпитаксии AIN на SiC/Si(100) в методе HVPE из-за больших скоростей синтеза размеры гексагональных блоков AIN становятся крупнее, чем рельеф поверхности NP-Si(100), а сплошной эпитаксиальный слой формируется при толщинах около 80 нм. Такой толстый по сравнению с рельефом слой AIN приводит к росту монокристаллических слоев полярного нитрида галлия GaN(0001) (рис. 3, a) с полушириной кривой качания  $\omega_{\theta} \sim 45$  arcmin.

При эпитаксии AIN и GaN методом MOCVD на подложках SiC/NP-Si(100) происходит формирование сплошного слоя AIN при скоростях, существенно меньших, чем при HVPE, и это сохраняет „наохребты“ на поверхности слоя. В дальнейшем растет уже полуполярный GaN(101̄1) аналогично [10] (рис. 3, b). Последующий синтез GaN(101̄1) методом HVPE показал рост слоя в том же кристаллографическом направлении, но величина полуширины кривой рентгеновской дифракции уменьшалась до  $\omega_{\theta} \sim 22$  arcmin.

Из данных по КРС хорошо видно, что положение пика линии  $E_2(high)$  для слоев GaN сдвинуто в низкочастотную сторону по отношению к его положению в недеформированном слое (при оценке принималось, что для ненапряженной структуры положение

$E_2(high) = 568 \text{ cm}^{-1}$  [13]). Этот факт свидетельствует в пользу наличия деформации растяжения GaN в плоскости, параллельной плоскости подложки, а различная величина сдвига максимума пика  $E_2(high)$  указывает на разную величину остаточной деформации. Для слоев GaN(0001) и GaN(101̄1) исходя из спектров КРС оценивалась величина продольных упругих напряжений, которая составила  $-0.45$  и  $-0.29$  ГПа соответственно.

Таким образом, сравнение свойств слоев GaN(0001) и GaN(101̄1), синтезированных на подложке NP-Si(100), показывает, что эпитаксия полуполярного нитрида галлия предпочтительнее для интеграции с подложкой Si(100).

### Благодарности

Авторы благодарят компанию ООО „Квантовый кремний“ (Москва, Россия) за предоставление образцов подложек NP-Si(100), наноструктурированных по технологии Wostec, а также 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] Lin Q., Wu H., Jia G. // Circuits and Systems. 2018. V. 9. P. 9–21.
- [2] Cui Z. Nanofabrication: principles, capabilities and limits. 2nd ed. Springer, 2017. 432 p.
- [3] Chung J.W., Ryu K., Lu B., Palacios T. // Proc. European Solid-State Device Research Conf. (ESSDERC). Sevilla, Spain, 2010. P. 52–56.
- [4] Бессолов В.Н., Гущина Е.В., Коненкова Е.В., Коненков С.Д., Львова Т.В., Пантелеев В.Н., Щеглов М.П. // ЖТФ. 2019. Т. 89. В. 4. С. 574–577.
- [5] Joblot S., Semond F., Natali F., Vennégués P., Laügt M., Cordier Y., Massies J. // Phys. Status Solidi C. 2005. V. 2. P. 2187–2190.
- [6] Bessolov V., Kalmykov A., Konenkova E., Kukushkin S., Myasoedov A., Poletaev N., Rodin S. // J. Cryst. Growth. 2017. V. 457. P. 202–206.
- [7] Wang W., Wang H., Yang W., Zhu Y., Li G. // Sci. Rep. 2016. V. 6. P. 1–11.
- [8] Huang C.C., Chang S.J., Kuo C.H., Wu C.H., Ko C.H., Wann C.H., Cheng Y.C., Lin W.J. // J. Electrochem. Soc. 2011. V. 158. P. H626–H629.
- [9] Smirnov V.K., Kibalov D.S., Orlov O.M., Graboshnikov V.V. // Nanotechnology. 2003. V. 14. P. 709–715.
- [10] Bessolov V., Zubkova A., Konenkova E., Konenkov S., Kukushkin S., Orlova T., Rodin S., Rubets V., Kibalov D., Smirnov V. // Phys. Status Solidi B. 2019. V. 256. P. 1800268.
- [11] Аксенов И.Г., Компан М.Е., Кулькова И.В. // ФТТ. 2010. Т. 52. В. 9. С. 1724–1728.
- [12] Bessolov V., Kalmykov A., Konenkov S., Konenkova E., Kukushkin S., Myasoedov A., Osipov A., Panteleev V. // Microelectron. Eng. 2017. V. 178. P. 34–37.
- [13] Freitas J.A., Culbertson J.C., Mastro M.A., Kumagai Y., Koukitsu A. // J. Cryst. Growth. 2012. V. 350. P. 33–37.