



Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 537.226

Научная специальность ВАК - 1.3.11. Физика полупроводников

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12810>

Дифрактометрические исследования особенностей формирования слоев GaN на подложках кремния методом МПЭ ПА без использования процедуры нитридации подложки и промежуточного AlN зародышевого слоя

П. В. Середин^{1✉}, О. К. Кошелева¹, Д. Л. Голощапов¹, Н. С. Буйлов¹, Я. А. Пешков¹,
А. М. Мизеров², С. Н. Тимошнев², М. С. Соболев², Ш. Ш. Шарофидинов³

¹ФГБОУ ВО «Воронежский государственный университет»,
Университетская пл., 1, Воронеж 394018, Российская Федерация

²ФГБУВОН «Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени
Ж. И. Алфёрова Российской академии наук» (Алфёровский университет),
ул. Хлопина, 8, корп. 3, литера А, Санкт-Петербург 194021, Российская Федерация

³ФГБУН Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,
Политехническая ул., 26, Санкт-Петербург 194021, Российская Федерация

Аннотация

Цель статьи: В работе дано представление о структурных особенностях роста GaN слоев, сформированных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на подложках кремния, без использования процедуры нитридации подложки, а также формирования промежуточного алюминийсодержащего слоя.

Экспериментальная часть: Применяя методы высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии, наглядно показано, что с использованием предложенной технологии возможен рост релаксированных GaN пленок.

Установлено, что в слоях GaN, выращенных непосредственно на Si подложке после пассивации ее поверхности атомами Ga, величина остаточных напряжений находится на уровне 300 МПа, в то время как использование атомов индия в качестве поверхностно-активного вещества при росте слоя GaN приводит к более высокому уровню остаточных напряжений.

Выводы: Полученные результаты важны для понимания жизнеспособности предложенного подхода формирования GaN слоя непосредственно интегрированного с Si без процедур нитридации подложки и алюминий содержащего буфера, открывающего перспективы для реализации оптоэлектронных устройств на основе AlInN.

Ключевые слова: молекулярно-пучковая эпитаксия, плазменной активацией азота, слои GaN, кремниевая подложка, рентгеновская дифракция, релаксированные GaN пленки

Источник финансирования: Работа выполнена при поддержке гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FZGU-2023-0006). Синтез образцов методом МПЭ ПА проводился в рамках выполнения гранта, предоставленного Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (грант № FSRM-2023-0006).

Благодарности: Исследования проведены с использованием оборудования Лаборатории нитрид-галлиевой и кремниевой электроники Воронежского государственного университета и Научно-исследовательского института электронной техники.

✉ Середин Павел Владимирович, e-mail: paul@phys.vsu.ru

© Середин П. В., Кошелева О. К., Голощапов Д. Л., Буйлов Н. С., Пешков Я. А., Мизеров А. М., Тимошнев С. Н., Соболев М. С., Шарофидинов Ш. Ш., 2025



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

Для цитирования: Середин П. В., Кошелева О. К., Голощапов Д. Л., Буйлов Н. С., Пешков А. Я., Мизеров А. М., Тимошнев С. Н., Соболев М. С., Шарофидинов Ш. Ш. Дифрактометрические исследования особенностей формирования слоев GaN на подложках кремния методом МПЭ ПА без использования процедуры нитридации подложки и промежуточного AlN зародышевого слоя. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2025;27(2): 308–315. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12810>

For citation: Seredin P. V., Kosheleva O. K., Goloshchapov D. L., Buylov N. S., Peshkov Y. A., Mizerov A. M., Timoshnev S. N., Sobolev M. S., Sharofidinov Sh. Sh. Diffraction studies of the PA MBE grown of GaN layers on silicon substrates without their nitridation and an intermediate AlN nucleation layers. *Condensed Matter and Interphases*. 2025;27(2): 308–315. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2025.27/12810>

1. Введение

Полупроводники AIIIIN, среди которых наиболее ярким представителем является GaN, демонстрируют великолепные электрофизические и оптические свойства, которые могут быть положены в основу высокочастотных мощных электронных устройств [1, 2]. Однако проблемы роста высококачественных слоев AIIIIN на наиболее доступных для производства изделий микроэлектроники кремниевых подложках, связанные с значительными различиями в параметрах кристаллических решеток и коэффициентах теплового расширения [3], все еще преодолеваются.

За последние десятилетия предложено больше количество способов снижения дефектов в рабочей области [4, 5], среди которых основным является использование переходных и буферных слоев с Al. Однако способы оптимизации условий роста AIIIIN зависят от используемой подложки. При этом, как показывает ряд работ, возможно изготовление оптических и электронных устройств даже без промежуточных слоев, таких как AlN или AlGaIn.

В нашей предыдущей работе, посвященной исследованиям начальных стадий молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) слоев GaN на подложках Si(111) было продемонстрировано, что наиболее гладкие поверхности слоев GaN на подложках Si(111), могут быть получены либо без предэпитаксиальной нитридации подложки, либо после высокотемпературной нитридации ($T_N = 850^\circ\text{C}$) [6]. В этой связи крайне важно изучить механизмы роста нитридов в области гетероинтерфейса эпитаксиальный слой/подложка, при которых бы эффективно снижались упругие напряжения до того уровня, когда не происходит образование микротрещин и дефектов в рабочей области. Поэтому в настоящей работе проведены дифрактометрические исследования особенностей формирования слоев GaN на подложках кремния методом РА МВЕ без использования процедуры нитридации подложки и промежуточного AlN

зародышевого слоя в Ga-обогащенных условиях, а также с использованием дополнительного потока In для увеличения поверхностной подвижности адатомов.

2. Материалы и методы

В работе эпитаксиальные слои GaN выращивались методом МПЭ ПА [7] на установке промышленного типа Veeco Gen 200, позволяющей использовать во время одного ростового процесса одновременно до 4 четырехдюймовых пластины (или одну подложку диаметром до 200 мм.) [6]. Для роста нелегированных слоев GaN использовались полуизолирующие ($R > 10\,000\text{ Ом/см}$) подложки Si(111), прошедшие предварительную химическую подготовку по методу Ширази.

МПЭ ПА синтез слоев GaN состоял из двух стадий. Первоначально выращивался зародышевый низкотемпературный слой LT-GaN с толщиной ~10 нм. После этого (вторая стадия) выращивался основной слой GaN, синтез которого для образцов А-типа проходил при $T_p = 720^\circ\text{C}$, в то время как для образцов В-типа рост основного слоя GaN осуществлялся с использованием аналогичного потока азота, но при меньших значениях $T_p = 700^\circ\text{C}$ и с дополнительным потоком индия с целью увеличения поверхностной подвижности адатомов для получения более гладкой поверхности GaN.

Для in-situ наблюдения за зарождением и изменением морфологии поверхности слоев GaN/Si(111) использовался метод дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Было обнаружено, что начало роста сопровождалось снижением интенсивности исходной картины ДБЭ, наблюдаемой от подложки, с последующим формированием характерной для зарождения разориентированных по отношению друг к другу зерен LT-GaN («поликристаллической» картины ДБЭ). В начале роста основного слоя GaN наблюдалось постепенное формирование «точечной» картины ДБЭ, характерной для роста сплошного слоя с развитой морфологией поверхности. Дальней-

ший рост основного слоя GaN сопровождался переходом от «точечной» к «линейчатой» картине ДБЭ, свидетельствующей о переходе от наноклончатого к двумерному режиму роста.

На рис. 1 схематично изображены технологические профили выращенных образцов.

Данные высокоразрешающей рентгеновской дифракции были получены при 305 К с помощью дифрактометра ДРОН-8Т. 2θ - ω сканы и ω -кривые качания (XRC) измерялись с привлечением CuK_α излучения и угловой воспроизводимостью $\pm 0.0001^\circ$. Высокое разрешение достигалось с помощью четырехкратного прорезно-

го монохроматора Бартельса $\text{Ge}(220)\times 4$ и щели 0.05 mm, установленной перед детектором.

Обработка и анализ экспериментальных дифрактометрических данных (сглаживание, подгонка, удаление базовой линии, определение центров максимумом) проводились с использованием программных пакетов Fityk, OriginPro (OriginLab Corporation) [8].

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены результаты рентгеновской дифракции для гетероструктур

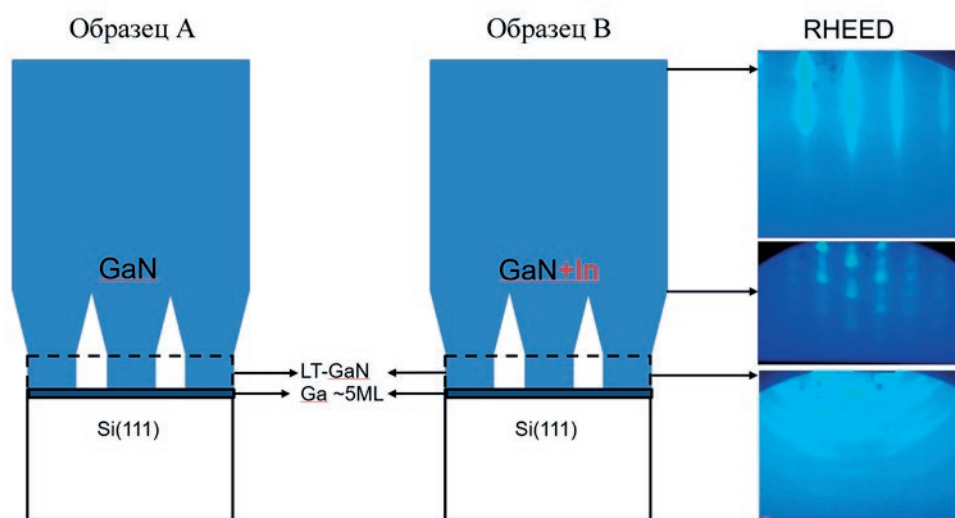


Рис. 1. Схематическое изображение образцов гетероструктур GaN/Si(111)

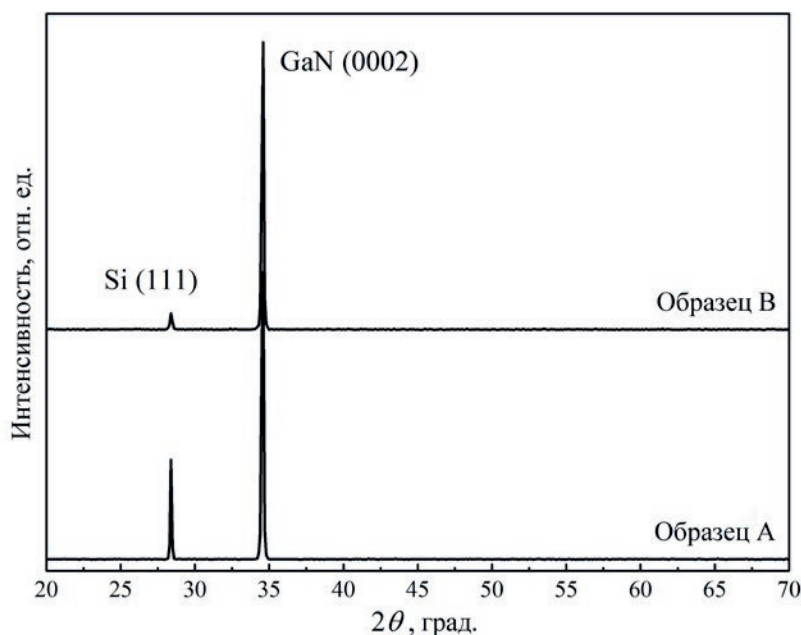


Рис. 2. XRD 2θ -сканы для гетероструктур GaN/Si(111)

GaN/Si(111). На 2θ - ω сканах наблюдаются только два рефлекса. Первый (менее интенсивный) является отражением от (111) плоскости кремниевой подложки, а второй (0002) - от плоскости GaN соответственно. Никаких других рефлексов обнаружено не было, что указывает на то, что выращенный слой GaN находится в монокристаллическом состоянии и имеет гексагональный тип решетки со структурой вюрцита.

Для определения кристаллического качества эпитаксиальных пленок были собраны симметричный и асимметричный рентгеновские 2θ - ω сканы и ω -кривые качания высокого разрешения для плоскостей (0002) и $10\bar{1}2$. Результаты представлены на рис. 3. Видно, что брегговский угол максимумов симметричного и асимметричного рефлекса на 2θ - ω сканах (рис. 3а, с) образцов А и В различаются, что указывает на различные параметры кристаллической решетки слоя GaN.

Более того, в случае образца А на 2θ - ω ($10\bar{1}2$) скане (рис. 3с) помимо основного высокоинтен-

сивного максимума присутствует дополнительная дифракция (в области больших брегговских углов). Также дополнительный низкоинтенсивный максимум возникает и на ($10\bar{1}2$) ω -кривой качания образца А (рис. 3д). Эти факты могут указывать на формирование в образце А подслоя с меньшим параметром решетки, чем у основного слоя GaN.

Для каждого дифракционного максимума на XRD сканах была определена полная ширина на половине максимума (FWHM). Анализ значений FWHM может дать дополнительную информацию о кристаллическом качестве образцов. Так FWHM дифракционного рефлекса на 2θ - ω скане является отражением возникновения неоднородной деформации, а также изменения размера зерна в образце. В тоже время FWHM максимума на ω -кривой качания дает информацию об ориентации кристаллитов эпитаксиального слоя, т.е. мозаичности.

Анализ полученных результатов (рис. 3) показывает, что FWHM основного дифракционно-

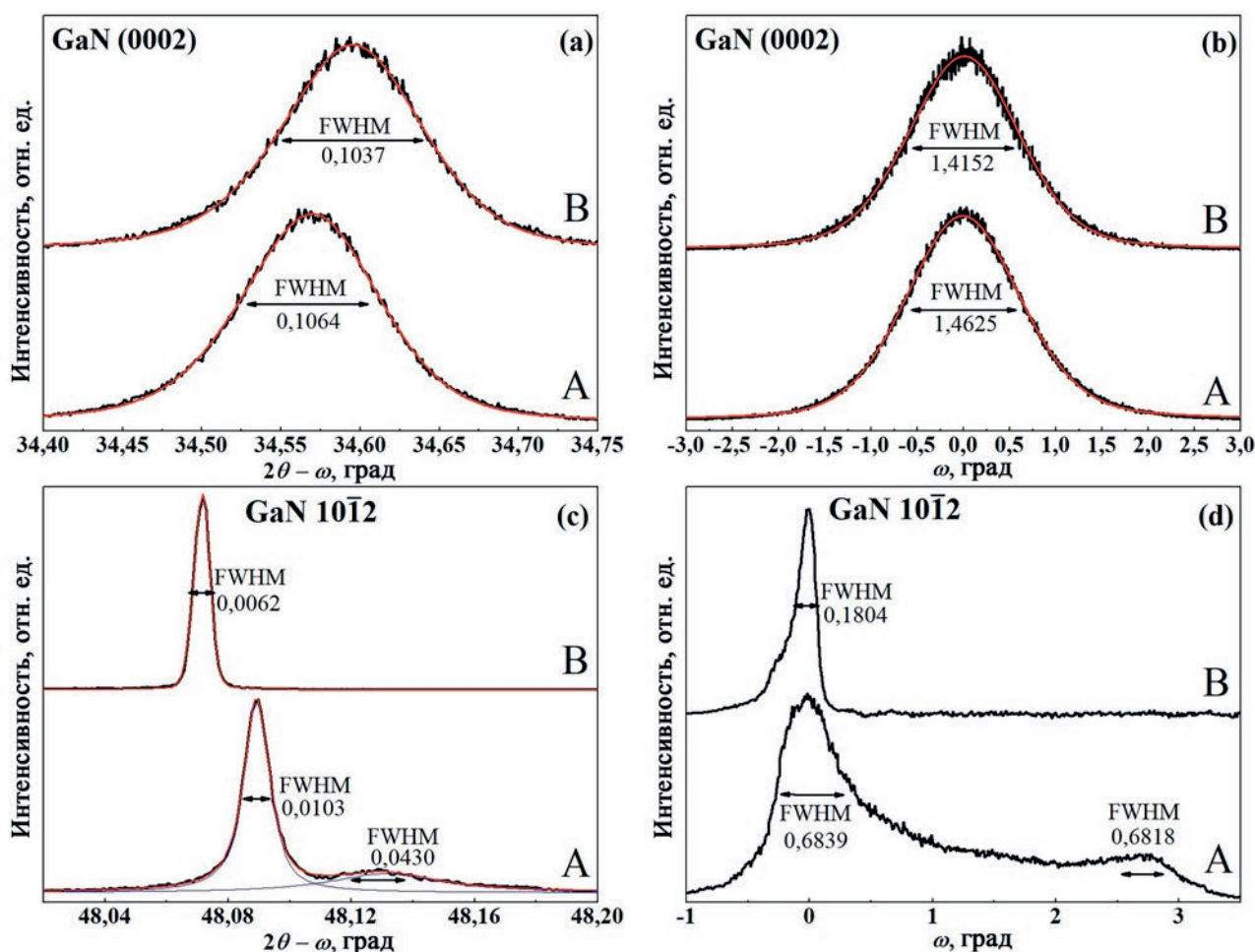


Рис. 3. XRD 2θ - ω -сканы (а,с) и ω -кривые качания (b,d) образцов GaN/Si(111)

го максимума на 2θ - ω и ω -сканах для плоскости (0002) у образцов А и В принимают близкие значения, в то время как FWHM рефлекса (10 $\bar{1}2$) для образца В меньше, чем для образца А. Это в свою очередь может указывать на тот факт, что в направлении роста GaN слоя оба образца имеют одинаковую величину релаксации и степень мозаичности, в то время как в плоскости роста эти величины у образцов различаются, так же, как и параметры решеток. Измеренное значение FWHM (0002) на 2θ - ω сканах образцов А и В составляет 360 и 350 угловых секунд соответственно. Сравнивая полученные значения с аналогичными из работе Jae-Hoon Lee et al. [9], в которой на подложке Si был выращен высококачественный слой GaN (~ 1.5 мкм) с пониженным напряжением и плотностью дислокаций, можно заявить о близком значении FWHM для плоскости (0002) и значительно меньшем значении FWHM для (10 $\bar{1}2$). В тоже время можно заметить достаточно большие значения FWHM для (0002) плоскости на ω -кривых качания по сравнению со значением FWHM на 2θ - ω сканах. Это может указывать на то, что при одной величине мозаичности пленки в направлении роста слой GaN должны иметь лучшую релаксацию.

Ассиметричные рентгеновские дифракционные сканы от плоскости (10 $\bar{1}2$) объединяют информацию от направлений, совпадающих с **a** и **c** осями вюрцитной решетки [10]. Величина FWHM (10 $\bar{1}2$) рефлекса больше на ω сканах, чем на 2θ - ω сканах. Это указывает на меньшее напряжение из-за рассогласований решетки в этом направлении, но при этом на большую мозаичность. При этом величина FWHM для (10 $\bar{1}2$) рефлекса на ω -скане образца А значительно выше, чем для В.

Хорошо известно, что увеличение FWHM рентгеновских рефлексов, которое связано как с ориентацией, так и микродеформацией кристаллитов в эпитаксиальном слое, является отражением образования и изменением плотности винтовых (**c**-тип) дислокаций вдоль оси **c** кристалла и краевых (**a**-тип) пронизывающих дислокаций. В работе [11] было показано, что оценка величины плотности винтовых и краевых дислокаций в эпитаксиальных слоях нитридов может быть дана, исходя из результатов ω -кривых качания на основе следующих соотношений [12]:

$$D_S = \frac{\beta_{0002}^2}{4.35b_S^2} \quad (1)$$

$$D_E = \frac{\beta_{10\bar{1}2}^2}{4.35b_E^2} \quad (2)$$

Здесь β_{0002} и $\beta_{10\bar{1}2}$ – FWHM для симметричного и асимметричного омега сканов, $b_S = 5.1864 \text{ \AA}$ и $b_E = 3.1890 \text{ \AA}$ – длина векторов Бюргерса. Расчет показывает (см. табл. 1), что плотность винтовых дислокаций в эпитаксиальном слое GaN у обоих образцов выше, чем краевых. При этом для образца В плотность винтовых и краевых дислокаций ниже, чем для образца А.

На основе информации, полученной из данных HRXRD были определены постоянные решетки **a** и **c** для эпитаксиального слоя со структурой вюрцита [13].

Используя экспериментально полученные значения постоянных решетки, были также определены коэффициент релаксации **R** слоя GaN по отношению к подложке Si, коэффициент биаксиальной деформации и остаточные напряжения (см. табл. 1).

Релаксация решетки эпитаксиального слоя может быть рассчитана по формуле:

$$R = \frac{a_e - a_s}{a_0 - a_s} \quad (3)$$

a_e – измеренный экспериментально параметр решетки; a_s – параметр решетки, эквивалентный тому, который слой принял бы, если бы он был полностью деформирован; a_0 – параметр решетки, который слой принял бы в своем объемном состоянии.

Монокристаллический кремний (подложка), ориентированный вдоль направления (111), имеет эффективный параметр $a_s = 3.84 \text{ \AA}$ [14]. Значения параметров решетки ненапряженного GaN взяты из литературных источников: $c_0 = 5.1864 \text{ \AA}$, $a_0 = 3.1890 \text{ \AA}$ [15, 16].

Полученный результат (табл. 1) указывает на то, что выращенный по предложенной технологии на Si подложке слой GaN релаксирован для образцов обоих типов практически на ~99 %.

Так как параметр **a** вюрцитной решетки GaN больше, чем эффективный параметр кремневой подложки с ориентацией (111), то при охлаждении образца после роста в эпитаксиальном слое GaN возникает двусная деформация [17]. Биаксиальные напряжения в плоскости роста σ_{xx} GaN могут быть рассчитаны как [18–20]:

$$\sigma_{xx} = -M\varepsilon_{xx} \quad (4)$$

Деформации в плоскости ε_{xx} (вдоль оси **a**) и в направлении роста ε_{xx} (вдоль оси **c**) определяются как [21]:

Таблица 1. Результаты рентгеновской дифрактометрии, Рамановской и ФЛ спектроскопии

Образец	Компонент структуры	Параметр решетки, Å		Плотность дислокаций		Коэффициент релаксации, R, %	Уровень остаточных биаксиальных напряжений, σ_{xx} , ГПа
		c_e	a_e	винтовые D_s	краевые D_E	–	
A	GaN	5.1850	3.1903	$5.1 \cdot 10^{-10}$	$3.1 \cdot 10^{-10}$	99.7 %	0.270
	GaN- bound	5.1850	3.1582	–	–	–	–
	Si	–	5.432	–	–	–	–
B	GaN	5.1813	3.1952	$5.0 \cdot 10^{-10}$	$2.1 \cdot 10^{-9}$	99.0%	0.930
	Si	–	5.427	–	–	–	–

$$\varepsilon_{xx} = \frac{a_e - a_0}{a_0}, \varepsilon_{zz} = \frac{c_e - c_0}{c_0}. \quad (5)$$

M – двухосный модуль упругости:

$$M = C_{11} + C_{12} - 2 \frac{C_{13}^2}{C_{33}}. \quad (6)$$

В соответствии с (8) для GaN с вюрцитной решеткой $M \sim 479$ ГПа.

Расчет показывает (см табл. 1), что уровень остаточных биаксиальных напряжений в плоскости роста для образца А находится на уровне ~ 270 МПа, а в то время, как для образца В практически втрое превышает эту величину и достигает ~ 930 МПа.

4. Заключение

В работе дано представление о структурных особенностях роста GaN слоев, сформированных методом МПЭ ПА на подложках кремния, без использования процедуры нитридации подложки, а также формирования промежуточного алюминий содержащего слоя.

Применяя методы высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии, наглядно показано, что с использованием предложенной технологии возможен рост релаксированных GaN пленок.

Установлено, что в слоях GaN, выращенных непосредственно на Si подложке после пассивации ее поверхности атомами Ga, величина остаточных напряжений находится на уровне 300 МПа., в то время как использование атомов индия в качестве поверхностно-активного вещества при росте слоя GaN приводит к более высокому уровню остаточных напряжений.

Полученные результаты важны для понимания жизнеспособности предложенного подхода формирования GaN слоя непосредственно интегрированного с Si без процедур нитридации

подложки и алюминий содержащего буфера, открывающего перспективы для реализации оптоэлектронных устройств на основе АИИИ.

Заявленный вклад авторов

Все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

Список литературы

1. Li J., Xu Y., Tao J., ... Xu K. Study on nucleation and growth mode of GaN on patterned graphene by epitaxial lateral overgrowth. *Crystal Growth & Design*. 2023;23(8): 5541–5547. <https://doi.org/10.1021/acs.cgd.3c00171>
2. Almalawi D., Lopatin S., Edwards P. R., ... Roqan I. S. Simultaneous growth strategy of high-optical-efficiency GaN NWs on a wide range of substrates by pulsed laser deposition. *ACS Omega*. 2023;8(49): 46804–46815. <https://doi.org/10.1021/acsomega.3c06302>
3. Lim S. H., Bin Dolmanan S., Tong S. W., Liu H. Temperature dependent lattice expansions of epitaxial GaN-on-Si heterostructures characterized by in- and ex-situ X-ray diffraction. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;868: 159181. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159181>
4. Seredin P. V., Lenshin A. S., Zolotukhin D. S., Arsenyev I. N., Zhabotinskiy A. V., Nikolaev D. N. Impact of the substrate misorientation and its preliminary etching on the structural and optical properties of integrated GaAs/Si MOCVD heterostructures. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. 2018;97: 218–225. <https://doi.org/10.1016/j.physe.2017.11.018>
5. Seredin P. V., Goloshchapov D. L., Lenshin A. S., Mizerov A. M., Zolotukhin D. S. Influence of por-Si sublayer on the features of heteroepitaxial growth and physical properties of InxGa1-xN/Si(111) heterostructures with nanocolumn morphology of thin film. *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. 2018;104: 101–110. <https://doi.org/10.1016/j.physe.2018.07.024>
6. Мизеров А. М., Тимошнев С. Н., Соболев М. С., ... Буравлев А. Д. Особенности начальных стадий роста GaN

на подложках Si(111) при молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота. *Физика и техника полупроводников*. 2018;52(12): 1425–1429. <https://doi.org/10.21883/FTP.2018.12.46751.30>

7. Василькова Е. И., Пирогов Е. В., Соболев М. С., Убийвовк Е. В., Мизеров А. М., Середин П. В. Молекулярно-пучковая эпитаксия метаморфного буфера для InGaAs/InP фотодетекторов с высокой фоточувствительностью в диапазоне 2.2–2.6 мкм. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2023;25(1): 20–26. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2023.25/10972>

8. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsentyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. Structural features and surface morphology of Al_xGa_{1-x}In_{1-x-y}As_zP_{1-z}/GaAs(1 0 0) heterostructures. *Applied Surface Science*. 2013;267: 181–184. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.09.053>

9. Lee J.-H., Im K.-S. Growth of high quality GaN on Si (111) substrate by using two-step growth method for vertical power devices application. *Crystals*. 2021;11(3): 234. <https://doi.org/10.3390/cryst11030234>

10. Zheng C. D., Mo C. L., Fang W. Q., Jiang F. Y. Effect of the conduction type of Si (111) substrates on the performance of GaN MQW LED epitaxial films. *Advanced Materials Research*. 2013;750–752: 1029–1033. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.750-752.1029>

11. Ene V. L., Dinescu D., Djourelou N., ... Andronescu E. Defect structure determination of GaN films in GaN/AlN/Si heterostructures by HR-TEM, XRD, and slow positrons experiments. *Nanomaterials*. 2020;10(2): 197. <https://doi.org/10.3390/nano10020197>

12. Lee H.-P., Perozek J., Rosario L. D., Bayram C. Investigation of AlGaIn/GaN high electron mobility transistor structures on 200-mm silicon (111) substrates employing different buffer layer configurations. *Scientific Reports*. 2016;6(1): 37588. <https://doi.org/10.1038/srep37588>

13. Xue J. J., Chen D. J., Liu B., ... Zhang J. P. Indium-rich InGaIn epitaxial layers grown pseudomorphically on a nano-sculpted InGaIn template. *Optics Express*. 2012;20(7): 8093. <https://doi.org/10.1364/OE.20.008093>

14. Ng T. K., Holguin-Lerma J. A., Kang C. H., ... Ooi B. S. Group-III-nitride and halide-perovskite semiconductor gain media for amplified spontaneous emission and lasing applications. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2021;54(14): 143001. <https://doi.org/10.1088/1361-6463/abd65a>

15. Morkoç H. *Handbook of nitride semiconductors and devices: materials properties, physics and growth*. 1st ed. Wiley; 2008. <https://doi.org/10.1002/9783527628438>

16. *Group IV elements, IV-IV and III-V compounds. Part a - lattice properties*. Madelung O., Rössler U., Schulz M. (eds.). Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag; 2001; a1–7. <https://doi.org/10.1007/b60136>

17. Kisielowski C., Krüger J., Ruvimov S., ... Davis R. F. Strain-related phenomena in GaN thin films. *Physical Review B*. 1996;54(24): 17745–17753. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.54.17745>

18. Harutyunyan V. S., Aivazyan A. P., Weber E. R., Kim Y., Park Y., Subramanya S. G. High-resolution X-ray diffraction strain-stress analysis of GaN/sapphire

heterostructures. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2001;34(10A): A35–A39. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/34/10A/308>

19. Середин П. В., Глотов А. В., Терновая В. Е., ... Тарасов И. С. Влияние кремния на релаксацию кристаллической решетки в гетероструктурах Al_xGa_{1-x}As:Si/GaAs(100), полученных МОС-гидридным методом. *Физика и техника полупроводников*. 2011;45(4): 488–499. Режим доступа: <https://journals.ioffe.ru/articles/7390>

20. Seredin P. V., Leiste H., Lenshin A. S., Mizerov A. M. Effect of the transition porous silicon layer on the properties of hybrid GaN/SiC/por-Si/Si(1 1 1) heterostructures. *Applied Surface Science*. 2020;508: 145267. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.145267>

21. Li Z., Jiu L., Gong Y., ... Wang T. Semi-polar (11-22) AlGaIn on overgrown GaN on micro-rod templates: simultaneous management of crystal quality improvement and cracking issue. *Applied Physics Letters*. 2017;110(8): 082103. <https://doi.org/10.1063/1.4977094>

Информация об авторах

Середин Павел Владимирович, д. ф.-м. н., профессор, заведующий кафедрой физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-6724-0063>
paul@phys.vsu.ru

Кошелева Ольга Константиновна, аспирант, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0009-0002-0068-0002>
olgak-98@yandex.ru

Голощанов Дмитрий Леонидович, к. ф.-м. н., доцент, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-1400-2870>
goloshchapov@phys.vsu.ru

Буйлов Никита Сергеевич, к. ф.-м. н., преподаватель, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-1793-4400>
buylov@phys.vsu.ru

Пешков Ярослав Анатольевич, лаборант-исследователь, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-0939-0466>
tangar77@mail.ru

Мизеров Андрей Михайлович, к. ф.-м. н., в. н. с., Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени Ж. И. Алфёрова Российской академии наук (Санкт-Петербург, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-9125-6452>
andrey.mizerov@rambler.ru

Тимошнев Сергей Николаевич, к. ф.-м. н., в. н. с., Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук, (Санкт-Петербург, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-9294-3342>

timoshnev@mail.ru

Соболев Максим Сергеевич, к. ф.-м. н., и. о. заведующего лабораторией наноэлектроники, Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук (Санкт-Петербург, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-8629-2064>

sobolevsms@gmail.com

Шарофидинов Шукрилло Шамсидинович, к. ф.-м. н., с. н. с. лаборатории физики полупроводниковых приборов ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН (Санкт-Петербург, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-0354-5981>

shukrillo71@mail.ru

Поступила в редакцию 16.10.2024; одобрена после рецензирования 30.10.2024; принята к публикации 15.11.2024; опубликована онлайн 25.06.2025.