

Оригинальные статьи

Научная статья

УДК 538.911

<https://doi.org/10.17308/kcmf.2023.25/10978>

Исследования полуполярного нитрида галлия, выращенного на m-сапфире хлоридной газофазной эпитаксией

П. В. Середин¹✉, Н. А. Курило¹, Али О. Радам¹, Н. С. Буйлов¹, Д. Л. Голощапов¹, С. А. Ивков¹, А. С. Леньшин¹, И. Н. Арсентьев², А. В. Нащекин², Ш. Ш. Шарофидинов², А. М. Мизеров³, М. С. Соболев³, Е. В. Пирогов³, И. В. Семейкин⁴

¹Воронежский государственный университет,
Университетская пл. 1, Воронеж 394018, Российская Федерация

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Политехническая, 26, Санкт-Петербург 194021, Российская Федерация

³Федеральное государственное бюджетное учреждение высшего образования и науки «Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук»,
ул. Хлопина, 8, корпус 3, лит. А, Санкт-Петербург 194021, Российская Федерация

⁴АО «Научно-исследовательский институт электронной техники»,
ул. Старых Большевиков, 5, Воронеж 394033, Российская Федерация

Аннотация

В нашем исследовании мы проанализировали результат влияния неполярной m-плоскости сапфировой подложки на структурные, морфологические, оптические свойства и Рамановское рассеяние выращенной эпитаксиальной пленки GaN.

Мы обнаружили, что выбранные технологические условия хлорид гидридной эпитаксии позволяют получить образцы структурно качественного полуполярного вюрцитного нитрида галлия с (11 $\bar{2}$ 2) ориентацией на m-сапфире. С использованием комплекса структурно-спектроскопических методов анализа изучены структурные, морфологические и оптические свойства пленок, определен уровень остаточных биаксиальных напряжений. Набор результатов свидетельствует о высоком структурном и оптическом качестве эпитаксиальной пленки нитрида галлия. Оптимизация использованной технологической методики в будущем может стать многообещающим подходом роста качественных GaN структур на подложках m-сапфира.

Ключевые слова: GaN, AlN, m-Al₂O₃, химическая газофазная эпитаксия

Источник финансирования: исследование выполнено при финансовой гранта Министерства образования и науки Российской Федерации (грант № ФЗГУ-2020-0036, № ФСРМ-2020-0008), а также Государственного задания ФТИ им. А. Ф. Иоффе.

В части методологии данное исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда №19-72-10007.

Благодарности: электронно-микроскопические исследования выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП «Материаловедение и диагностика в передовых технологиях», поддержанного Минобрнауки России.

Для цитирования: Середин П. В., Курило Н. А., Али О. Радам, Буйлов Н. С., Голощапов Д. Л., Ивков С. А., Леньшин А. С., Арсентьев И. Н., Нащекин А. В., Шарофидинов Ш. Ш., Мизеров А. М., Соболев М. С., Пирогов Е. В., Семейкин И. В. Исследования полуполярного нитрида галлия, выращенного на m-сапфире хлоридной газофазной эпитаксией. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2022;24(1): 103–111. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2023.25/10978>

For citation: Seredin P. V., Kurilo N. A., Ali O. Radam, Builov N. S., Goloshchapov D. L., Ivkov S. A., Lenshin A. S., Arsentiev I. N., Nashchekin A. V., Sharofidinov Sh. Sh., Mizerov A. M., Sobolev M. S., Pirogov E. V., Semyekin I. V. Study of semi-polar gallium nitride grown on m-sapphire by chloride vapor-phase epitaxy. *Condensed Matter and Interphases*. 2023;25(1): 103–111. <https://doi.org/10.17308/kcmf.2023.25/10978>

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

© Середин П. В., Курило Н. А., Али О. Радам, Буйлов Н. С., Голощапов Д. Л., Ивков С. А., Леньшин А. С., Арсентьев И. Н., Нащекин А. В., Шарофидинов Ш. Ш., Мизеров А. М., Соболев М. С., Пирогов Е. В., Семейкин И. В., 2023



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

1. Введение

Все возрастающий интерес к полупроводникам $A_{III}N$ обусловлен возможностями этих соединений, обеспечивающих создание на их основе широкого спектра новых устройств электронной компонентной базы [1].

Эпитаксиальные пленки $A_{III}N$ в большинстве случаев выращивают на инородных экономически доступных подложках (сапфир, кремний, карбид кремния), имеют вюрцитную, гексагональную модификацию. Нитриды третьей группы являются полярными материалами, то есть у них отсутствует инверсионная симметрия.

Отсутствие инверсионной симметрии в гексагональных решетках соединений $A_{III}N$ обуславливает их поляризационные свойства, которые исключительно важны при рассмотрении механизмов рекомбинации в светоизлучающих приборах, характеристик двумерного электронного газа в СВЧ-транзисторах и в других приложениях.

Большие значения пьезоэлектрических констант в условиях сильных напряжений несоответствия в гетероструктурах III-N приводят к большим значениям пьезополей ($<10^7$ В/см) и, следовательно, к существенному пространственному разделению носителей заряда в квантоворазмерных гетероструктурах. Данный эффект широко используется в СВЧ-транзисторах на основе AlGaN для создания двумерного электронного газа с повышенной подвижностью. С другой стороны, это разделение в гетероструктурах с квантовыми ямами (КЯ) сопровождается не только красным сдвигом эффективной ширины запрещенной зоны, но и приводит к снижению вероятности излучательной рекомбинации из-за уменьшения перекрытия волновых функций электрона и дырки (эффект Штарка) [2–4].

По этой причине в настоящее время наряду с исследованиями особенностей синтеза полярных $A_{III}N$ соединений ведутся активные исследования, направленные на разработку технологических подходов для эпитаксиального синтеза высококачественных неполярных или полуполярных $A_{III}N$ соединений [5, 6].

Для эпитаксиального синтеза пленок нитридов $A_{III}N$ с различной ориентацией используются различные технологии: молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ), газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (ГФЭМОС), а также хлоридная газофазная эпитаксия (ХГЭ). Последняя позволяет синтезировать $A_{III}N$ слои с наиболее высокой скоростью роста и является

наиболее перспективной технологией для создания объемных $A_{III}N$ слоев высокого [7–14].

В настоящей работе представлены результаты исследований гетероструктуры GaN/AlN, выращенной на подложке m- Al_2O_3 методом ХГЭ, проведенных с применением комплекса структурно-спектроскопических методов.

2. Экспериментальная часть

Оптимальные технологические условия, используемые в данной работе для роста слоев AlN и GaN, были определены в серии предварительных экспериментов по синтезу соединений AlN и GaN методом ХГЭ на подложках c-сапфира (Al_2O_3), кремния (Si) и карбида кремния (SiC/Si). Также в этих экспериментах было экспериментально установлено, что использование буферных слоев AlN даёт возможность избежать появления трещин в процессе роста основного слоя GaN и значительно уменьшает значения упругих деформаций, а также может задавать кристаллографическое направление роста. Например, в работе [15] на подложке кремния Si(100) с использованием ориентированного буферного слоя AlN толщиной 600 нм в направлении плоскости 10–12, 10–13, удалось вырастить полуполярный слой GaN в направлении плоскости (10–13). При проведении серии экспериментов по осаждению буферных слоев AlN на подложках c-сапфира и Si были установлены оптимальные температуры подложки в диапазоне 1080–11000 °С. Оптимальной температурой осаждения буферного слоя AlN на подложке сапфира оказалось $T = 1080$ °С, а для кремния она оказалась $T = 11000$ °С. Более подробная информация об эпитаксиальном росте AlN на подложке кремния приведена в работе [16].

В данной работе рост гетероструктуры GaN/AlN методом ХГЭ проводился на подложке m-сапфира (m- Al_2O_3) в два этапа. На первом этапе осуществлялось осаждение буферного слоя AlN при температуре $T = 1080$ °С. Время осаждения буферного слоя составляло 3 минуты. На втором этапе на буферном слое AlN осуществлялось осаждение основного слоя GaN при температуре $T = 1050$ °С.

Диагностика образцов была выполнена с использованием набора структурно-спектроскопических методов анализа.

Микроскопические исследования были выполнены с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM-7001F (Jeol) и сканирующего зондового микроскопа Femtoscan-001 (NT MDT).

Данные рентгеновской дифракции были получены при комнатной температуре с помощью дифрактометра ДРОН-4-07 и с использованием характеристического излучения кобальтовой трубки.

Спектры микрорамановского рассеяния были получены с использованием Рамановского микроскопа RamMix 532 с лазерным возбуждением 532 нм.

Спектры фотолюминесценции образцов были получены на установке измерения фотолюминесценции и оптического отражения Accent RPM Sigma. Исследования проводились при комнатной температуре при возбуждении лазером с длиной волны излучения 266 нм, $W = 5 \text{ Вт/см}^2$.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 показано РЭМ изображение поперечного сечения (скола) гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃. Данные РЭМ позволили не только определить номинальные толщины выращенных ХГЭ слоев AlN и GaN (приведены на рис. 1), но и качественно оценить особенности развития морфологии слоев в процессе их роста методом ХГЭ. На рис. 1 видно, что AlN и GaN в выращенной гетероструктуре росли сплошным слоем. При этом буферный слой AlN имел относительно шероховатую морфологию, в то время как в процессе роста основного слоя GaN происходило постепенное изменение морфологии GaN от шероховатой, наблюдающейся вблизи интерфейса GaN/AlN к более гладкой морфологии GaN слоя. Также следует отметить отсутствие микротрещин в обоих слоях.

На рис. 2 представлены полученные с использованием атомно-силовой микроскопии изображения микроучастков поверхности эпитаксиальной пленки GaN, выращенной на m-

плоскости сапфировой подложки. Хорошо видно, что пленка имеет морфологию ступенчатой террасы, с особенностями поверхности в виде перьев (V-образных элементов), ориентированных вдоль направления (0001) сапфировой подложки. Этот результат совпадает с уже известными литературными данными не только для GaN слоев [10, 17, 18], но и для $\alpha\text{-(AlGa)}_2\text{O}_3$ [19] выращенных на m-плоскости сапфира. В выбранных условиях эпитаксиального роста слияние N-полярных {1⁻103} граней оказалось энергетически выгодным, что привело к образованию наблюдаемого рельефа поверхности [20]. Этот результат согласуется с обсуждениями из работы [17], в которой семиполярный рост GaN на m-сапфире был выполнен с использованием осаждения из газовой фазы.

На рис. 3 представлен рентгеновский $\omega/2\theta$ скан гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃ и под-

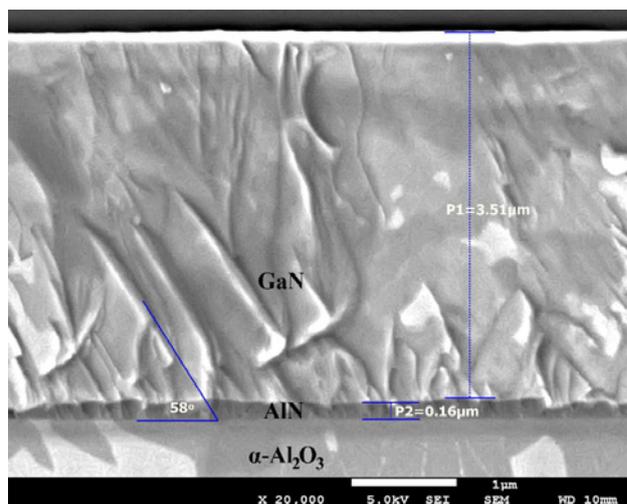


Рис. 1. СЭМ изображения скола гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃

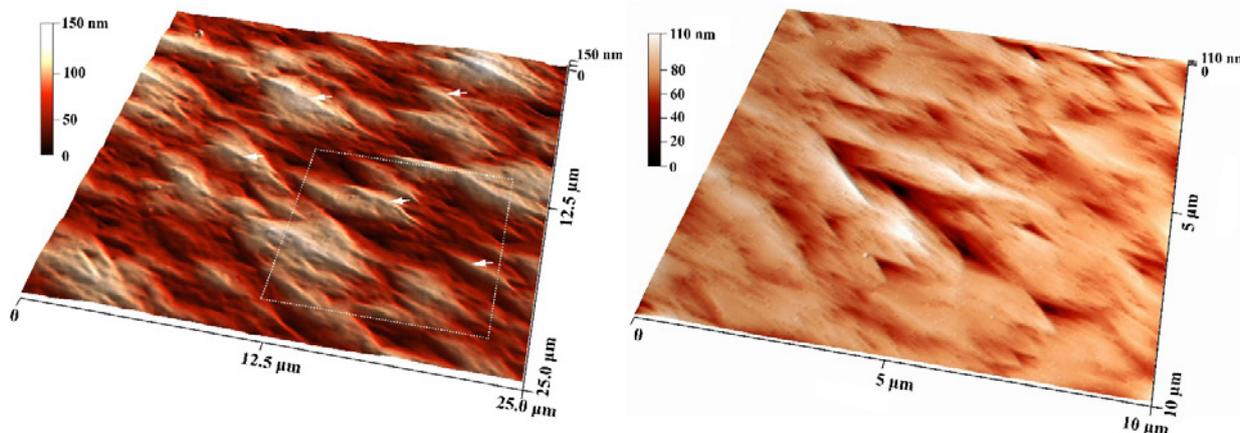


Рис. 2. АСМ изображения рельефа микроучастков поверхности гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃

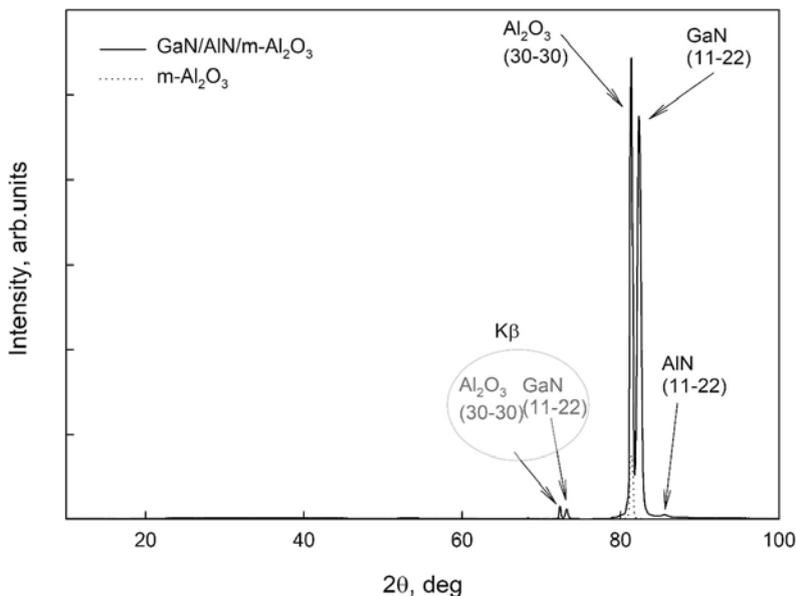


Рис. 3. Рентгеновский $\omega/2\theta$ скан скан гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃

ложки m-Al₂O₃ в логарифмической шкале интенсивности. Профиль дифракции приведен в области $2\theta = 10\text{--}100^\circ$, где расположен ряд основных дифракционных рефлексов.

Анализ показывает, что наиболее интенсивным отражением здесь является (30 30) линия сапфировой подложки. Следует отметить, что на $\omega/2\theta$ скане присутствуют и другие отражения приписываемые дифракции от m-Al₂O₃ (этот диапазон углов не представлен на рис. 3), что связано с наличием отклонения ориентации подложки от ее базового среза. Что касается эпитаксиальной пленки, то эксперимент показывает, что на $\omega/2\theta$ скане присутствуют два отражения под углами большими, чем у сапфировой подложки, которые соответствуют дифракции от плоскости (11 22) вюрцитных слоев GaN и AlN.

Используя теорию упругости [21–24] для кристаллов с вюрцитной решеткой деформация в плоскости роста ϵ_{xx} (вдоль оси *a*) может быть определена, исходя из следующего соотношения [25]:

$$\epsilon_{xx} = \epsilon_{11-22} = \frac{d - d_0}{d_0}. \quad (1)$$

Здесь *d* и *d*₀ – экспериментальное межплоскостное расстояние для рефлекса 11 22, *d*₀ – межплоскостное расстояние для рефлекса 11 22 для ненапряженного кристалла GaN. В соответствии с литературными данными *d*₀ = 1.3588 Å [26, 27].

Далее в соответствии с известным соотношением [28] могут быть рассчитаны биаксиальные напряжения в плоскости роста *d*_{xx}:

$$\sigma_{xx} = M\epsilon_{xx}. \quad (2)$$

Здесь *M* – двухосный модуль упругости для кристаллического материала с вюрцитной решеткой, значение которого для GaN ~ 478.5 ГПа. Расчет показывает, что деформации в плоскости роста являются растягивающими ($\epsilon_{xx} \sim 0.00088$), в то время как возникающие биаксиальные напряжения в плоскости роста *d*_{xx} σ_{xx} лежат около ~ 420 МПа.

Неоднократно демонстрировалось, что спектроскопия комбинационного рассеяния является методом определения тонких структурных свойств кристаллов и весьма чувствителен к примесям, составу, кристаллической структуре, ориентации кристалла и механическим напряжениям.

На рис. 4 приведены спектры микрорамановского рассеяния от эпитаксиальной гетероструктуры и использованной m-сапфировой подложки. Учитывая ориентацию образца и в соответствии с правилом отбора в Рамановском спектре полуполярного GaN присутствуют максимумы, которые могут быть соотнесены с фонными модами A₁(TO), E₁(TO), E₂^{high} для кристалла со структурой вюрцита [29]. Максимумы в спектре комбинационного рассеяния при 370, 417, 644 cm⁻¹ представляют типичные характеристические комбинационно-активные моды сапфира (Al₂O₃) с симметрией A_{1g} и E_{1g} [30].

Кроме того, в спектре образца присутствуют два низкоинтенсивных колебания в области 655 и 670 cm⁻¹. Они могут быть приписаны моде

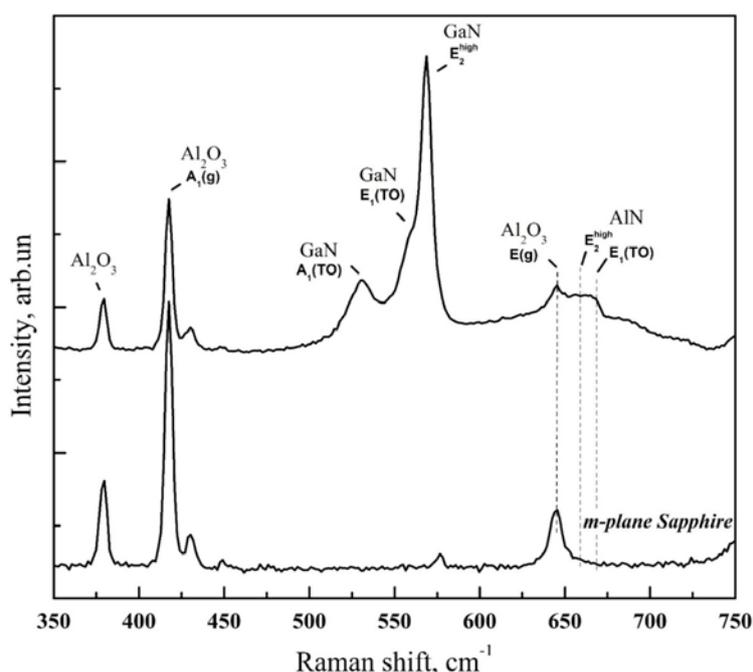


Рис. 4. Спектры комбинационного рассеяния от эпитаксиальной гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃ и подложки сапфира

E_2^{high} AlN самой сильной из разрешенных мод в пленках вюрцитного AlN для использованной в нашем эксперименте геометрии обратного рассеяния $z(xy)z'$ и моде $E_1(TO)$ AlN соответственно [31,32].

Известно, что интенсивность и полуширина (FWHM) фоновой моды E_2^{high} GaN отражает структурное качество кристаллов эпитаксиальной пленки. Пленки GaN с высокой плотностью дислокаций обычно имеют спектр с большей полной шириной на полувысоте [29]. Исходя из полученных нами результатов микрорамановского рассеяния FWHM фоновой моды, E_2^{high} в спектре составляет $\sim 7 \text{ cm}^{-1}$. Сравнение с результатами аналогичных предыдущих работ показывает, что ширина моды E_2^{high} в Рамановском спектре для полуполярного (11 $\bar{2}2$) GaN была существенно больше и лежала в области 9.5–12 cm^{-1} .

Наблюдение узкого пика E_2^{high} GaN и интенсивного пика $E_1(TO)$ в спектрах комбинационного рассеяния указывает на то, что были получены высококачественные семиполярные (11 $\bar{2}2$) пленки GaN практически без деформации.

Оценку структурного качества эпитаксиальной пленки, а именно величины напряжений в слое GaN, можно получить исходя из определения сдвига основного максимума в рамановском спектре.

Величина биаксиального напряжения для полуполярной пленки GaN, выращенной на

m-сапфире, может быть оценена по следующей формуле:

$$\Delta\omega = K\sigma, \tag{3}$$

где δ – величина остаточных биаксиальных напряжений в эпитаксиальном слое, K – коэффициент преобразования двухосного напряжения в Рамановский сдвиг. Коэффициент преобразования для E_2^{high} моды GaN принимает величину 4.3 ($\text{cm}^{-1}\cdot\text{ГПа}^{-1}$) [33]. Рассчитанная из соотношения (3) величина биаксиального напряжения в GaN слое составляет $\sim 117 \text{ МПа}$ и свидетельствует о эффективной релаксации упругих напряжений в эпитаксиальном слое GaN. Следует отметить, что определенная величина остаточных биаксиальных напряжений в 2.5 раза ниже, чем рассчитанная на основе результатов омега скана XRD.

Оптическое качество эпитаксиального слоя может быть оценено исходя из фотолюминесценции (PL) [34–36]. На рис. 5 представлен спектр PL GaN слоя, полученный при комнатной температуре. Видно, что в спектре присутствует основной интенсивный пик с максимумом, локализованным около 3.4154 эВ. Полуширина на половине максимума пика фотолюминесценции составляет $\sim 0.16 \text{ эВ}$, что значительно меньше многих описанных ранее в литературе значений для GaN выращенного на m-сапфире, тем не менее наблюдаемый достаточно широкий спектр PL может свидетельствовать об от-

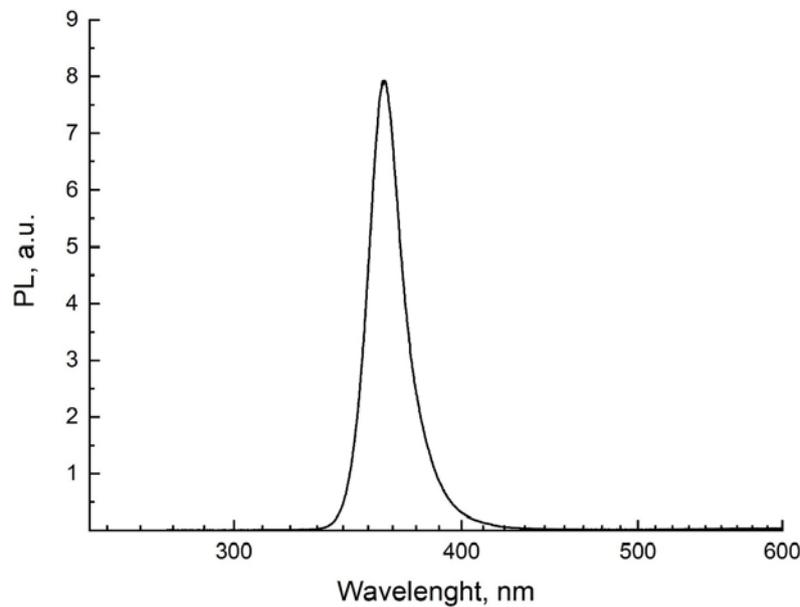


Рис. 5. Спектр PL гетероструктуры GaN/AlN/m-Al₂O₃ при комнатной температуре

носителю высокой плотности дефектов в выращенном слое [8, 9, 17].

Следует отметить, что в спектре не наблюдается дополнительно никакой эмиссии в низкоэнергетической области около 3.0–3.1 эВ, связанной либо с сильно локализованными экситонами [9] либо желтой люминесценцией, что указывает на достаточно хорошее кристаллическое качество GaN слоя.

Неоднократно показано, что PL является еще одним оптическим методом, дающим информацию об остаточных напряжениях в эпитаксиальной пленке.

Количественный уровень двухосных напряжений $d_{xx} \sigma_{xx}$, возникающих в пленке GaN, может быть определен, исходя из того факта, что ширина запрещенной зоны эпитаксиального слоя чувствительна к степени деформации [37]. Для этого используется следующее эмпирическое линейное соотношение:

$$\Delta E = E_{PL} - E_0 = K_{PL} \sigma_{xx}. \quad (4)$$

Здесь E_{PL} – экспериментально измеренная из спектра PL величина ширины запрещенной зоны PL, E_0 – энергия пика бездеформационной PL при комнатной температуре, а K_{PL} – коэффициент преобразования двухосных напряжений в линейный сдвиг величины ширины запрещенной зоны материала в спектре фотолюминесценции. Значение энергии $E_0 = 3.4180 \pm 0.0008$ эВ и величина $K_{PL} = -0.017 \pm 0.0025$ эВ/ГПа взяты на основе результатов, полученных в работе [37].

Наш расчет показывает, что определенное из PL значение остаточных напряжений в GaN слое находятся на уровне ~ 150 МПа, что сопоставимо с данными Рамановской спектроскопии. Отметим, что PL при комнатной температуре дает возможность определить напряжения в достаточно тонком поверхностном слое GaN, т. к. глубина проникновения для выбранной длины лазера составляет до 100 нм.

4. Заключение

В нашем исследовании мы проанализировали результат влияния неполярной m-плоскости сапфировой подложки на структурные, морфологические, оптические свойства и Рамановское рассеяние эпитаксиальной пленки GaN, выращенной методом ХГЭ.

Было обнаружено, что выбранные технологические условия хлорид гидридной эпитаксии позволяют получить образцы структурно качественного полуполярного вюрцитного нитрида галлия с (11̄22) ориентацией на m-сапфире. С использованием комплекса структурно-спектроскопических методов анализа изучены структурные, морфологические и оптические свойства пленок, определен уровень остаточных биаксиальных напряжений.

Оптимизация использованной технологической методики в будущем может стать многообещающим подходом роста качественных GaN структур на подложках m-сапфира.

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

- Hibberd M. T., Frey V., Spencer B. F., Mitchell P. W., Dawson P., Kappers M. J., Oliver R. A., Humphreys C. J., Graham D. M. Dielectric response of wurtzite gallium nitride in the terahertz frequency range. *Solid State Communications*. 2016;247: 68–71. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2016.08.017>
- Ambacher O., Majewski J., Miskys C., Link A., Hermann M., Eickhoff M., Stutzmann M., Bernardini F., Fiorentini V., Tilak V., Schaff B., Eastman L. F. Pyroelectric properties of Al(In)GaN/GaN hetero- and quantum well structures. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2002;14(13): 3399–3434. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/14/13/302>
- Grahn H. T. Polarization properties of nonpolar GaN films and (In,Ga)N/GaN multiple quantum wells. *Physica Status Solidi (b)*. 2004;241(12): 2795–2801. <https://doi.org/10.1002/pssb.200405040>
- Katzir S. The discovery of the piezoelectric effect. *Archive for History of Exact Sciences*. 2003;57(1): 61–91. <https://doi.org/10.1007/s00407-002-0059-5>
- Xu B., Jiu L., Gong Y., Zhang Y., Wang L. C., Bai J., Wang T. Stimulated emission from semi-polar (11-22) GaN overgrown on sapphire. *AIP Advances*. 2017;7(4): 045009. <https://doi.org/10.1063/1.4981137>
- Landmann M., Rauls E., Schmidt W. G., Neumann M. D., Speiser E., Esser N. GaN m-plane: Atomic structure, surface bands, and optical response. *Physical Review B*. 2015;91(3): 035302. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.91.035302>
- Fu H., Zhang X., Fu K., Liu H., Alugubelli S. R., Huang X., Chen H., Baranowski I., Yang T.-H., Xu K., Ponce F. A., Zhang B., Zhao Y. Nonpolar vertical GaN-on-GaN p-n diodes grown on free-standing (10-10) m-plane GaN substrates. *Applied Physics Express*. 2018;11(11): 111003. <https://doi.org/10.7567/APEX.11.111003>
- Wang M., Xu K., Xu S. Photoluminescence and Raman Scattering signatures of anisotropic optical properties in freestanding m-, a- and c-plane GaN substrates. *The Journal of Physical Chemistry C*. 2020;124(33): 18203–18208. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.0c04959>
- Maliakkal C. B., Rahman A. A., Hatui N., Chalke B. A., Bapat R. D., Bhattacharya A. Comparison of GaN nanowires grown on c-, r- and m-plane sapphire substrates. *Journal of Crystal Growth*. 2016;439:47–53. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2015.12.044>
- de Mierry P., Kriouche N., Nemoz M., Nataf G. Improved semipolar (112̄2) GaN quality using asymmetric lateral epitaxy. *Applied Physics Letters*. 2009;94(19): 191903. <https://doi.org/10.1063/1.3134489>
- Seredin P. V., Lenshin A. S., Mizerov A. M., Leiste H., Rinke M. Structural, optical and morphological properties of hybrid heterostructures on the basis of GaN grown on compliant substrate por-Si(111). *Applied Surface Science*. 2019;476: 1049–1060. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.01.239>
- Boichot R., Chen D., Mercier F., Baillet F., Giusti G., Coughlan T., Chubarov M., Pons M. Epitaxial growth of AlN on (0001) sapphire: assessment of HVPE process by a design of experiments approach. *Coatings*. 2017;7(9): 136. <https://doi.org/10.3390/coatings7090136>
- Hu J., Wei H., Yang S., Li C., Li H., Liu X., Wang L., Wang Z. Hydride vapor phase epitaxy for gallium nitride substrate. *Journal of Semiconductors*. 2019;40(10): 101801. <https://doi.org/10.1088/1674-4926/40/10/101801>
- Seredin P. V., Goloshchapov D. L., Arsentyev I. N., Sharofidinov S., Kasatkin I. A., Prutskij T. HVPE fabrication of GaN sub-micro pillars on preliminarily treated Si(001) substrate. *Optical Materials*. 2021;117: 111130. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2021.111130>
- Бессолов В. Н., Жилиев Ю. В., Коненкова Е. В., Полетаев Н. К., Шарофидинов Ш., Щеглов М. П. Эпитаксия нитрида галлия в полуполярном направлении на кремнии. *Письма в журнал технической физики*. 2012;38(1): 21–26. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=20327752>
- Николаев В. И., Печников А. И., Степанов С. И., Шарофидинов Ш. Ш., Головатенко А. А., Никитина И. П., Смирнов А. Н., Бугров В. Е., Романов А. Е., Брунков П. Н., Кириленко Д. А. Хлоридная эпитаксия слоев beta-Ga₂O₃ на сапфировых подложках базисной ориентации. *Физика и техника полупроводников*. 2016;50(7): 997–100. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=27368950>
- Wu Z., Shen X., Liu C., Li K., Shen W., Kang J., Fang Z. In situ asymmetric island sidewall growth of high-quality semipolar (112̄2) GaN on m-plane sapphire. *CrystEngComm*. 2016;18(29): 5440–5447. <https://doi.org/10.1039/C6CE00878J>
- Ni X., Özgür Ü., Baski A. A., Morkoç H., Zhou L., Smith D. J., Tran C. A. Epitaxial lateral overgrowth of (112̄2) semipolar GaN on (11̄00) m-plane sapphire by metalorganic chemical vapor deposition. *Applied Physics Letters*. 2007;90(18): 182109. <https://doi.org/10.1063/1.2735558>

19. Jinno R., Chang C. S., Onuma T., Cho Y., ... Jena D. Crystal orientation dictated epitaxy of ultrawide-bandgap 5.4- to 8.6-eV α -(AlGa)₂O₃ on m-plane sapphire. *Science Advances*. 2021;7(2):eabd5891. <https://doi.org/10.1126/sciadv.abd5891>
20. Середин П. В., Домашевская Э. П., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Станкевич А. Л., Prutskij T. Сверхструктурное упорядочение в твердых растворах Al_xGa_{1-x}As и Ga_xIn_{1-x}P. *Физика и техника полупроводников*. 2013;47(1): 3–8. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=20319331>
21. Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Lukin A. N., Bityutskaya L. A., Grechkina M. V., Arsentyev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. XRD, AFM and IR investigations of ordered AlGaAs₂ phase in epitaxial Al_xGa_{1-x}As/GaAs (100) heterostructures. *Surface and Interface Analysis*. 2006;38(4): 828–832. <https://doi.org/10.1002/sia.2306>
22. Seredin P. V., Lenshin A. S., Zolotukhin D. S., Arsentyev I. N., Nikolaev D. N., Zhabotinskiy A. V. Experimental study of structural and optical properties of integrated MOCVD GaAs/Si(001) heterostructures. *Physica B: Condensed Matter*. 2018;530: 30–37. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2017.11.028>
23. 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}As_yP_{1-y}/z/GaAs(1 0 0) heterostructures. *Applied Surface Science*. 2013;267: 181–184. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.09.053>
24. Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Leiste H., Prutskij T. X-ray diffraction studies of heterostructures based on solid solutions Al_xGa_{1-x}As_yP_{1-y}:Si. *Physics of the Solid State*. 2013;55(10): 2161–2164. <https://doi.org/10.1134/S1063783413100296>
25. Li Z., Jiu L., Gong Y., Wang L., Zhang Y., Bai J., Wang T. Semi-polar (11-22) AlGa_N 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>
26. Morkoç H. *Handbook of nitride semiconductors and devices: materials properties, physics and growth. Volume 1*. Wiley; 2008. <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/9783527628438>
27. Collaboration: Authors and editors of the volumes III/17A-22A-41A1a. List of frequently used symbols and abbreviations, conversion factors In: *Group IV Elements, IV-IV and III-V Compounds. Part a – Lattice Properties*. O. Madelung, U. Rössler, M. Schulz (eds.). Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag; 2001;a: 1–7. http://materials.springer.com/lb/docs/sm_lbs_978-3-540-31355-7_2
28. 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>
29. Zeng Y., Ning J., Zhang J., Jia Y., Yan C., Wang B., Wang D. Raman analysis of E₂ (High) and A₁ (LO) phonon to the stress-free GaN grown on sputtered AlN/graphene buffer layer. *Applied Sciences*. 2020;10(24): 8814. <https://doi.org/10.3390/app10248814>
30. Li P. G., Lei M., Tang W. H. Raman and photoluminescence properties of α -Al₂O₃ microcones with hierarchical and repetitive superstructure. *Materials Letters*. 2010;64(2): 161–163. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2009.10.032>
31. Lughì V., Clarke D. R. Defect and stress characterization of AlN films by Raman spectroscopy. *Applied Physics Letters*. 2006;89(24): 241911. <https://doi.org/10.1063/1.2404938>
32. Davydov V. Yu., Kitaev Yu. E., Goncharuk I. N., Smirnov A. N., Graul J., Semchinova O., Uffmann D., Smirnov M. B., Mirgorodsky A. P., Evarestov R. A. Phonon dispersion and Raman scattering in hexagonal GaN and AlN. *Physical Review B*. 1998;58(19): 12899–12907. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.58.12899>
33. Tripathy S., Chua S. J., Chen P., Miao Z. L. Micro-Raman investigation of strain in GaN and Al_xGa_{1-x}N/GaN heterostructures grown on Si(111). *Journal of Applied Physics*. 2002;92(7): 3503–3510. <https://doi.org/10.1063/1.1502921>
34. Середин П. В., Глотов А. В., Терновская В. Е., Домашевская Э. П., Арсентьев И. Н., Вавилова Л. С., Тарасов И. С. Спинодальный распад четверных твердых растворов Ga_xIn_{1-x}As_yP_{1-y}. *Физика и техника полупроводников*. 2011;45(11): 1489–1497. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=20319013>
35. Середин П. В., Глотов А. В., Домашевская Э. П., Арсентьев И. Н., Винокуров Д. А., Тарасов И. С., Журбина И. А. Субструктура и люминесценция низкотемпературных гетероструктур AlGaAs/GaAs(100). *Физика и техника полупроводников*. 2010;44(2): 194–199. Режим доступа: <https://elibrary.ru/item.asp?id=20317917>
36. Seredin P. V., Lenshin A. S., Zolotukhin D. S., Arsentyev 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>
37. Choi S., Heller E., Dorsey D., Vetry R., Graham S. Analysis of the residual stress distribution in AlGa_N/GaN high electron mobility transistors. *Journal of Applied Physics*. 2013;113(9): 093510. <https://doi.org/10.1063/1.4794009>

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

Курило Николай Андреевич, аспирант, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-7652-6912>
kurilo@vsu.ru

Али Обаид Радам, аспирант, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

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

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>
goloshcharov@phys.vsu.ru

Ивков Сергей Александрович, к. ф.-м. н., преподаватель, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0003-1658-5579>
ivkov@phys.vsu.ru

Леньшин Александр Сергеевич, д. ф.-м. н., н. с., кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0002-1939-253X>
lenshin@phys.vsu.ru

Арсентьев Иван Никитич, д. т. н., вед. н. с., Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН (Санкт-Петербург, Российская Федерация).
arsentyev@mail.ioffe.ru

Нащекин Алексей Викторович, к. ф.-м. н., с. н. с., Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, (Санкт-Петербург, Российская Федерация).
<https://orcid.org/0000-0002-2542-7364>
nashchekin@mail.ioffe.ru

Шарофидинов Шукрилло Шамсидинович, к. ф.-м. н., н. с., Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН (Санкт-Петербург, Российская Федерация).
shukrillo71@mail.ru

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

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

Соболев Максим Сергеевич, к. ф.-м. н., и. о. зав. 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

Пирогов Евгений Викторович, м. н. с., Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук (Санкт-Петербург, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-7186-3768>
e-mail: zzzavr@gmail.com

Семейкин Игорь Валентинович, к. т. н., технический директор, Научно-исследовательский институт электронной техники (Воронеж, Российская Федерация).

<https://orcid.org/0000-0001-7186-3768>
sig@niiet.ru

Поступила в редакцию 31.10.2022; одобрена после рецензирования 20.12.2022; принята к публикации 15.01.2023; опубликована онлайн 23.03.2023.