

Рост тонкопленочных AlGaIn/GaN эпитаксиальных гетероструктур на гибридных подложках, содержащих слои карбида кремния и пористого кремния

© П.В. Середин^{1,2}, Али Обаид Радам¹, Д.Л. Голощапов¹, А.С. Леньшин^{1,3}, Н.С. Буйлов¹, К.А. Барков¹, Д.Н. Нестеров¹, А.М. Мизеров⁴, С.Н. Тимошнев⁴, Е.В. Никитина⁴, И.Н. Арсентьев⁵, Ш. Шарофидинов⁵, Л.С. Вавилова⁵, С.А. Кукушкин⁶, И.А. Касаткин⁷

¹ Воронежский государственный университет,
394018 Воронеж, Россия

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
620002 Екатеринбург, Россия

³ Воронежский государственный университет инженерных технологий,
394000 Воронеж, Россия

⁴ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

⁵ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

⁶ Институт проблем машиноведения Российской академии наук,
199178 Санкт-Петербург, Россия

⁷ Санкт-Петербургский государственный университет,
199034 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: paul@phys.vsu.ru

Поступила в Редакцию 15 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 21 февраля 2022 г.

Принята к публикации 21 февраля 2022 г.

Проведено структурно-спектроскопическое исследование эпитаксиальных слоев AlGaIn/GaN, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на гибридной подложке SiC/*por*-Si, содержавшей слои карбида кремния и пористого кремния. С использованием методов рентгеновской дифрактометрии, рамановской и фотолюминесцентной спектроскопии показано, что сформированные на гибридной подложке тонкие пленки имеют минимальные остаточные напряжения и интенсивную фотолюминесценцию.

Ключевые слова: AlGaIn, GaN, *por*-Si, молекулярно-пучковая эпитаксия.

DOI: 10.21883/FTP.2022.06.52587.9816

1. Введение

Одним из наиболее перспективных способов улучшения характеристик создаваемых приборов, снижения их энергопотребления, а значит, повышения эффективности и, что немаловажно, уменьшения издержек их производства является интегрирование оптических функциональных элементов на основе широкозонных полупроводниковых соединений нитридов третьей группы A^{III}N с кремниевыми чипами. Объединение A^{III}N материалов с кремниевой схемой обработки сигнала открывает широкое поле для появления новых функциональных устройств, которые объединили бы в себе превосходные оптоэлектронные свойства A^{III}N и развитую, экономически эффективную технологию обработки на основе Si.

Идея объединения полупроводниковых систем A^{III}B^V и Si далеко не нова, и первые попытки гибридизации A^{III}B^V на кремниевых подложках стартовали много лет назад. Основные проблемы, возникающие при выращивании эпитаксиальных слоев A^{III}B^V на Si, хорошо понятны. Основная проблема — эффективное снижение упругой энергии, возникающей из-за несоответствия параметров

решетки и коэффициентов температурного расширения. Однако решение этой проблемы в настоящий момент отсутствует.

В последние годы ведущие лаборатории мира, занимающиеся интеграцией A^{III}B^V полупроводников с кремнием, направили огромные усилия и начали развивать принципиально новый подход III–N–Si интеграции, пытаясь создать гибридные гетероструктуры с колончатой морфологией, с очень низкой плотностью дефектов в интегрированном активном A^{III}B^V-слое для хорошей производительности устройства, что является реальной насущной проблемой. Один из перспективных технологических приемов, дающих возможность получить у сформированных гибридных гетероструктур высокие функциональные свойства, может быть основан на использовании „податливой структурированной кремниевой подложки“, состоящей из пористого кремния и слоя карбида кремния. Поэтому темой нашей работы стало структурно-спектроскопическое исследование эпитаксиальных слоев III–N, выращенных на гибридной подложке, содержавшей слои карбида кремния и пористого кремния.

2. Материалы и методы

Эпитаксиальные слои Al–Ga–N выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на многоподложечной установке МПЭ ПА Veeco Gen 200 [1]. Во время МПЭ ПА синтеза на подложке Si(111) с пористым слоем *por*-Si, полученным методом электрохимии, и слоем карбида кремния SiC, сформированным по методу согласованного замещения атомов [2,3], была использована высокотемпературная нитридизация подложки, проводимая в ростовой камере установки МПЭ ПА при температуре $\sim 800^\circ\text{C}$ в течение 30 мин непосредственно перед ростом слоев Al–Ga–N [1]. После процедуры нитридизации был выращен зародышевый слой AlN толщиной ~ 10 нм, затем выращивалась гетероструктура AlGaN(15 нм)/GaN(160 нм). После этого растился тонкий контактный слой GaN толщиной ~ 15 нм. Структурно-спектроскопические исследования гетероструктуры включали в себя высокоразрешающую рентгеновскую дифрактометрию, рамановскую и фотолюминесцентную спектроскопию. Дифрактометрические исследования проведены с использованием дифрактометра Bruker D8 Discover. Использовалось характеристическое излучение медной трубки $\text{CuK}\alpha_1$. Спектры комбинационного рассеяния были получены с использованием рамановского микроскопа RamMix 532, возбуждение лазером с длиной волны 532 нм. Люминесценция исследована с использованием установки Accent RPM Sigma, возбуждение лазером 266 нм, $W = 5 \text{ Вт/см}^2$.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

3.1. Рентгеновская дифрактометрия

Исследования фазового анализа и структурного качества эпитаксиальных слоев AlGaN/GaN были выполнены нами с применением методов рентгеновской дифракции.

На рис. 1 приведена обзорная Omega/2Theta дифрактограмма. Хорошо видно, что на скане присутствуют лишь разрешенные для данной геометрии рефлексы (0002) и (0004) от слоя GaN, а также максимум (111) кремниевой подложки. Более прецизионное рассмотрение результатов дифракционного анализа обнаруживает присутствие (220) и (311) максимумов от кремния, а также (222) отражение от слоя карбида кремния.

Используя результаты рентгеновской дифрактометрии с учетом данных нашей предыдущей работы [4], мы определили параметры решетки GaN-слоя гетероструктуры, а из отражения (0002) — параметр с эпитаксиального слоя AlGaN.

Используя теорию упругости [5] для слоев с вюрцитной решеткой, мы рассчитали деформации, возникающие

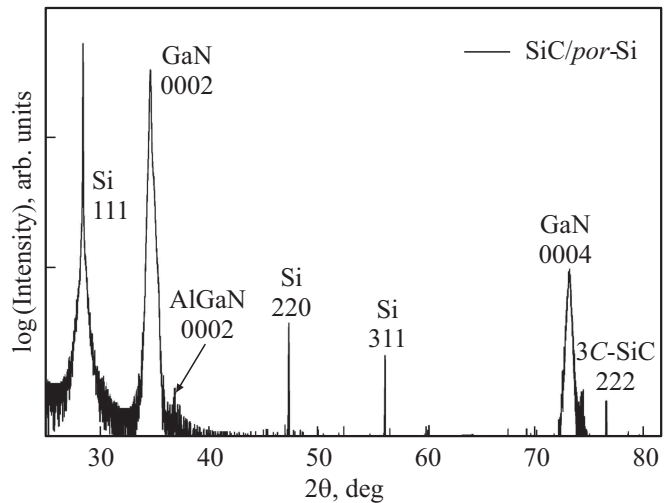


Рис. 1. Обзорная дифрактограмма для гетероструктуры, полученной на гибридной подложке SiC/*por*-Si.

в плоскости и вне плоскости, как

$$\varepsilon_{zz} = \frac{c - c_0}{c_0}, \quad (1)$$

$$\varepsilon_{xx} = \frac{a - a_0}{a_0}, \quad (2)$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{2C_{13}}{-C_{33}} \varepsilon_{xx}, \quad (3)$$

$$R = -\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{xx}}, \quad (4)$$

где a и c — параметры кристаллической решетки, a_0 и c_0 — параметры кристаллической решетки ненапряженного слоя, C_{ij} — коэффициенты упругой деформации кристалла, R — коэффициент релаксации.

Известно, что для тонких пленок с вюрцитной решеткой остаточные напряжения σ_{xx} могут быть рассчитаны как [6]

$$\sigma_{xx} = M \varepsilon_{xx}^b, \quad (5)$$

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

где M — модуль упругости материала с вюрцитной решеткой.

В наших расчетах мы использовали следующие литературные значения следующих величин: $c_0^{\text{GaN}} = 5.1864 \text{ \AA}$, $a_0^{\text{GaN}} = 3.1890 \text{ \AA}$ [7,8], $c_{13}^{\text{GaN}} = 106 \text{ ГПа}$, $c_{11}^{\text{GaN}} = c_{33}^{\text{GaN}} = 390 \text{ ГПа}$ [8], $c_{12}^{\text{GaN}} = 145 \text{ ГПа}$ [6]. Модуль упругости GaN имеет следующую величину: $M \sim 478 \text{ ГПа}$.

На основе описанного подхода удалось показать, что остаточные напряжения в плоскости роста для эпислоя GaN находятся на уровне $\sim 110 \text{ МПа}$, что не хуже значений для объемных толстых пленок, полученных на переходных буферных слоях.

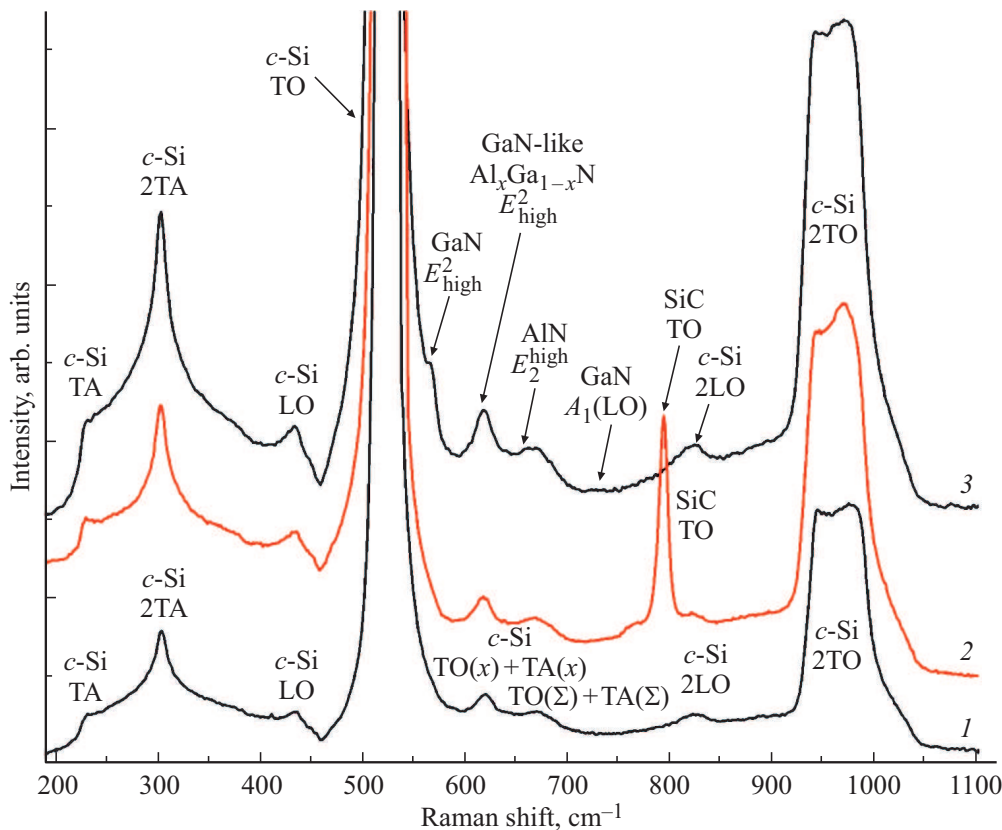


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния: 1 — пластины кремния *c*-Si; 2 — SiC; 3 — гетероструктуры SiC/*por*-Si.

3.2. Рамановская спектроскопия

Для изучения структурных особенностей эпитаксиального роста тонких эпитаксиальных слоев AlGaN/GaN, полученных на гибридной податливой подложке SiC/*por*-Si, нами использована рамановская спектроскопия. Использование комбинационного рассеяния света зачастую, как и метод ИК-спектроскопии [9] на отражение, позволяет получить дополнительную информацию о структурных свойствах и качестве слоев в эпитаксиальных гетероструктурах [10–14].

Известно, что GaN- и AlN-кристаллы со структурой вюрцита имеют в спектре комбинационного рассеяния специфическое число оптических фононных мод [15]. Результаты рамановской спектроскопии рис. 2 подтверждают данные дифрактометрии о росте тонких слоев AlGaN/GaN с гексагональной решеткой.

Основными колебаниями в спектре являются мода E_2^{high} GaN около $\sim 566 \text{ см}^{-1}$, мода $A_1(\text{LO})$ GaN около 733 см^{-1} . Максимум около 655 см^{-1} соотносится с колебанием E_2^{high} AlN [16]. Что касается комбинационного рассеяния от слоя $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, то в рамановском спектре присутствует особенность — фононная мода GaN-like E_2^{high} от $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ в области $\sim 600 \text{ см}^{-1}$. Частота этого колебания в спектре зависит от состава твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ [10].

Еще одной низкоинтенсивной особенностью в спектре является присутствие колебания от SiC-слоя в области 793 см^{-1} , что весьма близко к колебанию, характерному для 3C-SiC, расположенному около 796 см^{-1} [17]. На рисунке нами представлен спектр эталонного образца SiC, полученного методом из работ [2,3], который подтверждает кубический полиморфный тип карбида кремния, сформированный в нашей гетероструктуре.

В соответствии с данными из работы [18] рамановский сдвиг $\Delta\omega_0$, обусловленный не меняющими симметрию кристалла напряжениями, может быть определен из следующего соотношения:

$$\Delta\omega = K\sigma_{xx}. \quad (7)$$

Здесь σ_{xx} — величина напряжения в эпитаксиальном слое в плоскости роста, K — коэффициент линейного напряжения, который для E_2^{high} моды GaN имеет значение $4.3 \text{ см}^{-1} \cdot \text{ГПа}^{-1}$ [19]. Рассчитанная из спектров комбинационного рассеяния величина остаточных напряжений в эпитаксиальном слое GaN принимает значение $\sim 350 \text{ МПа}$, что выше значения, рассчитанного из данных рентгеновской дифрактометрии.

Отметим, что расхождение между результатами расчетов величин остаточных напряжений из данных дифрактометрии и комбинационного рассеяния уже обсуждалось ранее [20], и объясняется тем фактом, что определенное с помощью рентгеновской дифракции значение

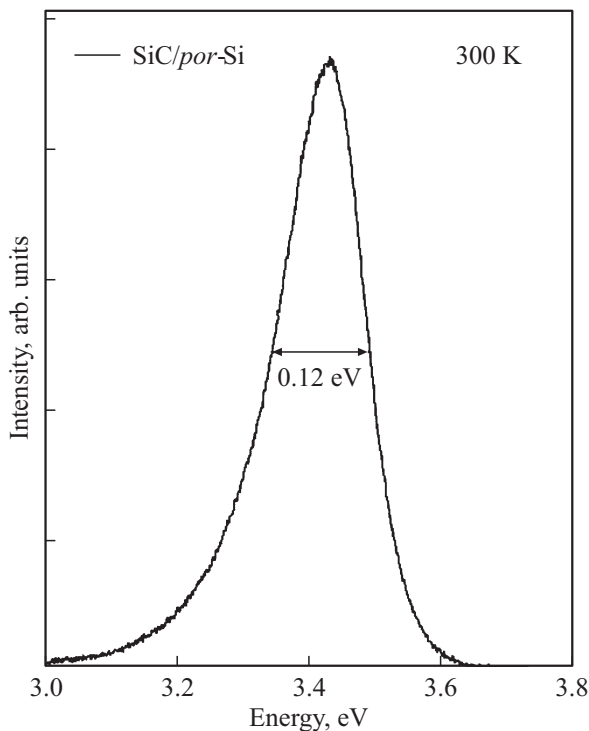


Рис. 3. Спектры PL образцов *c*-Si, SiC/*c*-Si и SiC/*por*-Si, полученные при комнатной температуре.

является усредненной величиной по всей структуре, в то время как рассчитанное из данных рамановской спектроскопии является статистически недостаточным и менее точным [20].

3.3. Фотолюминесценция

Структурное качество эпитаксиального слоя [9,21–25], а следовательно, и ширина запрещенной зоны полупроводника [26], которая зависит от остаточных напряжений в пленке, неизменно отразится на характере спектров фотолюминесценции. Спектр фотолюминесценции эпитаксиальной структуры AlGaIn/GaN, выращенной на гибридной податливой подложке SiC/*por*-Si при комнатной температуре, приведен на рис. 3.

Хорошо видно, что в спектре присутствует один максимум с энергией ~ 3.42 эВ, что соответствует эмиссии зона-зона вюрцитного GaN. При этом в спектре не наблюдалось дополнительного желтого свечения (не представлено на рис. 3), характерного для *n*-типа нитрида галлия [27] и связанного с образованием дефектов Ga–O. Отметим, что ширина полосы фотолюминесценции находится на уровне ~ 0.12 эВ.

Известно, что сдвиг максимума полосы фотолюминесценции относительно положения максимума для ненапряженного кристалла обусловлен напряжениями в кристаллической решетке. В соответствии с теорией упругости [28,29] деформационный сдвиг запрещенной зоны GaN может быть рассчитан на основе следующего

соотношения:

$$\Delta E = E_{\text{exp}} - E_0 = K\sigma_{xx}. \quad (8)$$

Здесь E_{exp} — экспериментально измеренная величина ширины запрещенной зоны, E_0 — величина ширины запрещенной зоны бездеформационного кристалла, K — коэффициент трансформации напряжения в сдвиг ширины запрещенной зоны. $E_0 = 3.4285$ эВ было взято из работы [26], а $K_{\text{PL}} = -0.0186$ эВ/ГПа взято из работ [30–33].

Рассчитанные значения остаточных напряжений σ_{xx} в GaN находятся на уровне ~ 150 МПа, что коррелирует с данными рентгеновской дифракции.

4. Заключение

В нашей работе проведено структурно-спектроскопическое исследование эпитаксиальных слоев AlGaIn/GaN, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на гибридной подложке SiC/*por*-Si, содержащей слой карбида кремния и пористого кремния. С использованием методов рентгеновской дифрактометрии, рамановской и фотолюминесцентной спектроскопии показано, что сформированные на гибридной подложке тонкие пленки имеют минимальные остаточные напряжения и интенсивную фотолюминесценцию.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда 19-72-10007. Работа частично поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации (гранты № ФЗГУ-2020-0036 и № ФСРМ-2020-0008). В части доступа к научному оборудованию и методологии данное исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки России по договору № 075-15-2021-1351.

Благодарности

Рентгеновские исследования выполнены с привлечением оборудования ресурсного центра „Рентгенодифракционные методы исследования“ Санкт-Петербургского государственного университета.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A.M. Mizerov, S.N. Timoshnev, M.S. Sobolev, E.V. Nikitina, K.Yu. Shubina, T.N. Berezovskaia, I.V. Shtrom, A.D. Bouravlev. *Semiconductors*, **52**, 1529 (2018). doi: 10.1134/S1063782618120175

- [2] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *J. Phys. Appl. Phys.*, **47**, 313001 (2014). doi: 10.1088/0022-3727/47/31/313001
- [3] S.A. Kukushkin, A.V. Osipov. *Inorg. Mater.*, **57**, 1319 (2021). doi: 10.1134/S0020168521130021
- [4] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, I.N. Arsenyev, S. Sharofidinov, I.A. Kasatkin, T. Prutskij. *Optical Mater.*, **117**, 111130 (2021). doi: 10.1016/j.optmat.2021.111130
- [5] P.V. Seredin, H. Leiste, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov. *Appl. Surf. Sci.*, **508**, 145267 (2020). doi: 10.1016/j.apsusc.2020.145267
- [6] V.S. Harutyunyan, A.P. Aivazyan, E.R. Weber, Y. Kim, Y. Park, S.G. Subramanya. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34**, A35 (2001). doi: 10.1088/0022-3727/34/10A/308
- [7] H. Morkoç. *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices: Materials Properties, Physics and Growth* (Wiley, 2009) v. 1.
- [8] Collaboration: Authors and editors of the volumes III/17A-22A-41A1a. in *Group IV Elem. IV-IV III-V Compd. Part-Lattice Prop.*, ed. by O. Madelung, U. Rössler, M. Schulz (Springer Verlag, Berlin–Heidelberg, 2001) p. 1–7. doi: 10.1007/10551045_2
- [9] P.V. Seredin, A.V. Glotov, V.E. Ternovaya, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **45**, 481 (2011). doi: 10.1134/S106378261104021X
- [10] Y. Feng, V. Saravade, T.-F. Chung, Y. Dong, H. Zhou, B. Kucukgok, I.T. Ferguson, N. Lu. *Sci. Rep.*, **9**, 10172 (2019). doi: 10.1038/s41598-019-46628-4
- [11] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.V. Glotov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov, T. Prutskij, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **48**, 1094 (2014). doi: 10.1134/S1063782614080211
- [12] P. Seredin, A. Glotov, E. Domashevskaya, I. Arsenyev, D. Vinokurov, A. Stankevich, I. Tarasov. In: *Adv. Mater. Technol. MicroNano-Devices Sens. Actuators*, ed. by E. Gusev, E. Garfunkel, A. Dideikin (Springer Netherlands, Dordrecht, 2010) p. 225.
- [13] A.P.V. Seredin, A.V. Glotov, A.S. Lenshin, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, T. Prutskij, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **48**, 21 (2014). doi: 10.1134/S1063782614010217
- [14] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Phys. B: Condens. Matter*, **405**, 2694 (2010). doi: 10.1016/j.physb.2010.03.049
- [15] A. Olivier, H. Wang, A. Koke, D. Baillargeat. *Int. J. Nanotechnol.*, **11**, 243 (2014). doi: 10.1504/IJNT.2014.059826
- [16] V. Lughì, D.R. Clarke. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 241911 (2006). doi: 10.1063/1.2404938
- [17] H. Okumura, E. Sakuma, J.H. Lee, H. Mukaida, S. Misawa, K. Endo, S. Yoshida. *J. Appl. Phys.*, **61**, 1134 (1987). doi: 10.1063/1.338157
- [18] S. Perkowitz. *Optical Characterization of Semiconductors: Infrared, Raman, and Photoluminescence Spectroscopy* (Academic Press, London-San Diego, 1993).
- [19] S. Tripathy, S.J. Chua, P. Chen, Z.L. Miao. *J. Appl. Phys.*, **92**, 3503 (2002). doi: 10.1063/1.1502921
- [20] H.-P. Lee, J. Perozek, L.D. Rosario, C. Bayram. *Sci. Rep.*, **6**, 37588 (2016). doi: 10.1038/srep37588
- [21] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, D.N. Nikolaev, A.V. Zhabotinskiy. *Phys. B: Condens. Matter*, **530**, 30 (2018). doi: 10.1016/j.physb.2017.11.028
- [22] P.V. Seredin, A.V. Glotov, V.E. Ternovaya, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, L.S. Vavilova, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **45**, 1433 (2011). doi: 10.1134/S1063782611110236
- [23] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov, I.A. Zhurbina. *Semiconductors*, **44**, 184 (2010). doi: 10.1134/S1063782610020089
- [24] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinskiy, D.N. Nikolaev. *Phys. E Low-Dim. Syst. Nanostructures*, **97**, 218 (2018). doi: 10.1016/j.physe.2017.11.018
- [25] P.V. Seredin, P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, T. Prutskij. *Semiconductors*, **47**, 1 (2013). doi: 10.1134/S106378261301020X
- [26] D.G. Zhao, S.J. Xu, M.H. Xie, S.Y. Tong, H. Yang. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 677 (2003). doi: 10.1063/1.1592306
- [27] P. Specht, J.C. Ho, X. Xu, R. Armitage, E.R. Weber, R. Erni, C. Kisielowski. *Solid State Commun.*, **135**, 340 (2005). doi: 10.1016/j.ssc.2005.04.041
- [28] A.G. Taboada, T. Kreiliger, C.V. Falub, F. Isa, M. Salvalaglio, L. Wewior, D. Fuster, M. Richter, E. Uccelli, P. Niedermann, A. Neels, F. Mancarella, B. Alén, L. Miglio, A. Dommann, G. Isella, H. von Känel. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 022112 (2014). doi: 10.1063/1.4861864
- [29] E.M. Anastassakis, J.D. Joannopoulos. In: *Proc. 20th Int. Conf. Phys. Semicond.* (World Scientific, Thessaloniki, Greece, 1990) p. 981.
- [30] S. Choi, E. Heller, D. Dorsey, R. Vetry, S. Graham. *J. Appl. Phys.*, **113**, 093510 (2013). doi: 10.1063/1.4794009
- [31] V.Yu. Davydov, N.S. Averkiev, I.N. Goncharuk, D.K. Nelson, I.P. Nikitina, A.S. Polkovnikov, A.N. Smirnov, M.A. Jacobson, O.K. Semchinova. *J. Appl. Phys.*, **82**, 5097 (1997). doi: 10.1063/1.366310
- [32] F. Demangeot, J. Frandon, P. Baules, F. Natali, F. Semond, J. Massies. *Phys. Rev. B*, **69**, 155215 (2004). doi: 10.1103/PhysRevB.69.155215
- [33] C. Kisielowski, J. Krüger, S. Ruvimov, T. Suski, J.W. Ager, E. Jones, Z. Liliental-Weber, M. Rubin, E.R. Weber, M.D. Bremser, R.F. Davis. *Phys. Rev. B*, **54**, 17745 (1996). doi: 10.1103/PhysRevB.54.17745

Редактор Г.А. Оганесян

Growth of Thin-Film AlGa_N/Ga_N Epitaxial Heterostructures on Hybrid Substrates Containing Layers of Silicon Carbide and Porous Silicon

*P.V. Seredin^{1,2}, Ali Obaid Radam¹,
D.L. Goloshchapov¹, A.S. Lenshin^{1,3}, N.S. Buylov¹,
K.A. Barkov¹, D.N. Nesterov¹, A.M. Mizerov⁴,
S.N. Timoshnev⁴, E.V. Nikitina⁴, I.N. Arsentiev⁵,
Sh. Sharafidinov⁵, L.S. Vavilova⁵,
S.A. Kukushkin⁶, I.A. Kasatkin⁷*

¹ Voronezh State University,
394018 Voronezh, Russia

² Ural Federal University named after
the first President of Russia B.N Yeltsin,
620002 Yekaterinburg, Russia

³ Voronezh State University
of Engineering Technologies,
394000 Voronezh, Russia

⁴ St. Petersburg National Research Academic University
of the Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

⁵ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

⁶ Institute for Problems in Mechanical Engineering,
Russian Academy of Sciences,
199178 St. Petersburg, Russia

⁷ St. Petersburg State University,
199034 St. Petersburg, Russia

Abstract We carried out a structural-spectroscopic study of AlGa_N/Ga_N epitaxial layers grown by molecular-beam epitaxy with nitrogen plasma activation on a hybrid substrate containing layers of silicon carbide and porous silicon. Using X-ray diffractometry, Raman and photoluminescence spectroscopy, it is shown that thin films formed on a hybrid substrate have minimal residual stresses and intense photoluminescence.