

07.2;08.3;13.1

Особенности эпитаксиального роста III-N светодиодных гетероструктур на подложках SiC/Si

© Н.А. Черкашин¹, А.В. Сахаров², А.Е. Николаев^{2,3}, В.В. Лундин³, С.О. Усов², В.М. Устинов², А.С. Гращенко⁴, С.А. Кукушкин⁴, А.В. Осипов⁵, А.Ф. Цацульников^{2,¶}

¹ CEMES–CNRS and Université de Toulouse, Toulouse, France

² НТЦ микроэлектроники РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁵ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: andrew@beam.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 12 апреля 2021 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2021 г.

Принято к публикации 29 апреля 2021 г.

Светоизлучающие III-N гетероструктуры выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на темплейтах (подложках) SiC/Si (111), сформированных методом согласованного замещения атомов. Проведены исследования оптических и структурных свойств гетероструктур с целью выявления формирования дефектов в структурах. Показано, что в таких гетероструктурах наблюдаются особенности роста буферного слоя (Al,Ga)N, связанные с наличием пор в Si под интерфейсом SiC/Si. Использование оптимизированного дизайна буферного слоя позволяет значительно уменьшить плотность дислокаций и сформировать активную область с хорошим структурным качеством.

Ключевые слова: нитрид галлия, карбид кремния, кремний, III-N гетероструктура, газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений.

DOI: 10.21883/PJTF.2021.15.51227.18827

Развитие технологии источников света на основе III-N светодиодов идет по пути увеличения объемов производства, что приводит к необходимости выращивания эпитаксиальных структур на дешевых подложках кремния большого диаметра. Основной проблемой использования кремниевых подложек для III-N эпитаксии является значительное различие постоянных кристаллической решетки (16.9%) и коэффициентов температурного расширения (115%) этих материалов, приводящее к образованию дефектов. Для повышения структурного качества были использованы различные подходы, такие, например, как использование низкотемпературных вставок AlN [1], сверхрешеток AlN/GaN [2], профилированных подложек [3] или промежуточного слоя Al₂O₃ [4]. Однако недостатком перечисленных подходов является усложнение технологии и увеличение времени технологического процесса. В настоящей работе исследовано использование в качестве подложек темплейтов SiC/Si, содержащих на поверхности слой SiC, характеризующийся меньшим различием в параметрах кристаллической решетки с GaN. Были изучены особенности выращивания и свойства светодиодных структур InGaN/GaN на 2'' темплейтах SiC/Si (111) с толщиной слоя SiC ~ 100 nm, сформированных методом согласованного замещения атомов [5,6].

Исследованные структуры были выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на установке Aixtron 2000HT и содержали следующие слои (образующие сложносоставной буферный

слой и активную область, включающую *p*-легированные слои): зародышевый слой AlN толщиной ~ 300 nm; последовательность слоев AlGaIn1–AlGaIn5, имеющих постепенно уменьшающееся содержание Al от ~ 80% в AlGaIn1 до ~ 20% в AlGaIn5, суммарной толщиной ~ 0.5 μm; сверхрешетку (SL), состоящую из 22 периодов GaN (6 nm)/AlGaIn (7 nm); слой GaN толщиной 1.3 μm,

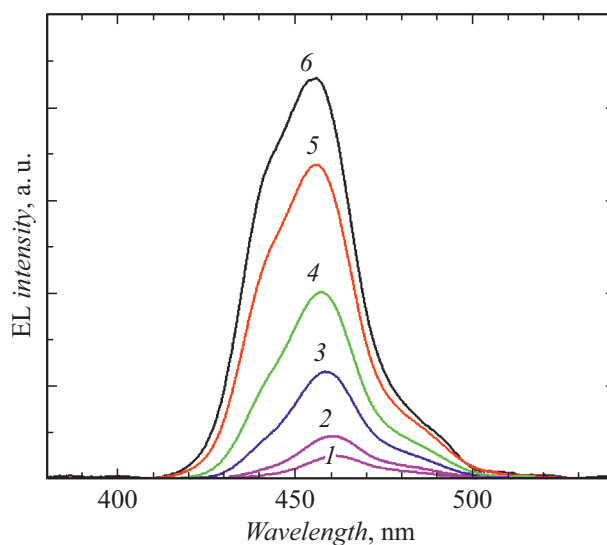


Рис. 1. Спектры электролюминесценции выращенной светодиодной структуры при токах $I = 1$ (1), 2 (2), 5 (3), 10 (4), 20 (5) и 30 mA (6).

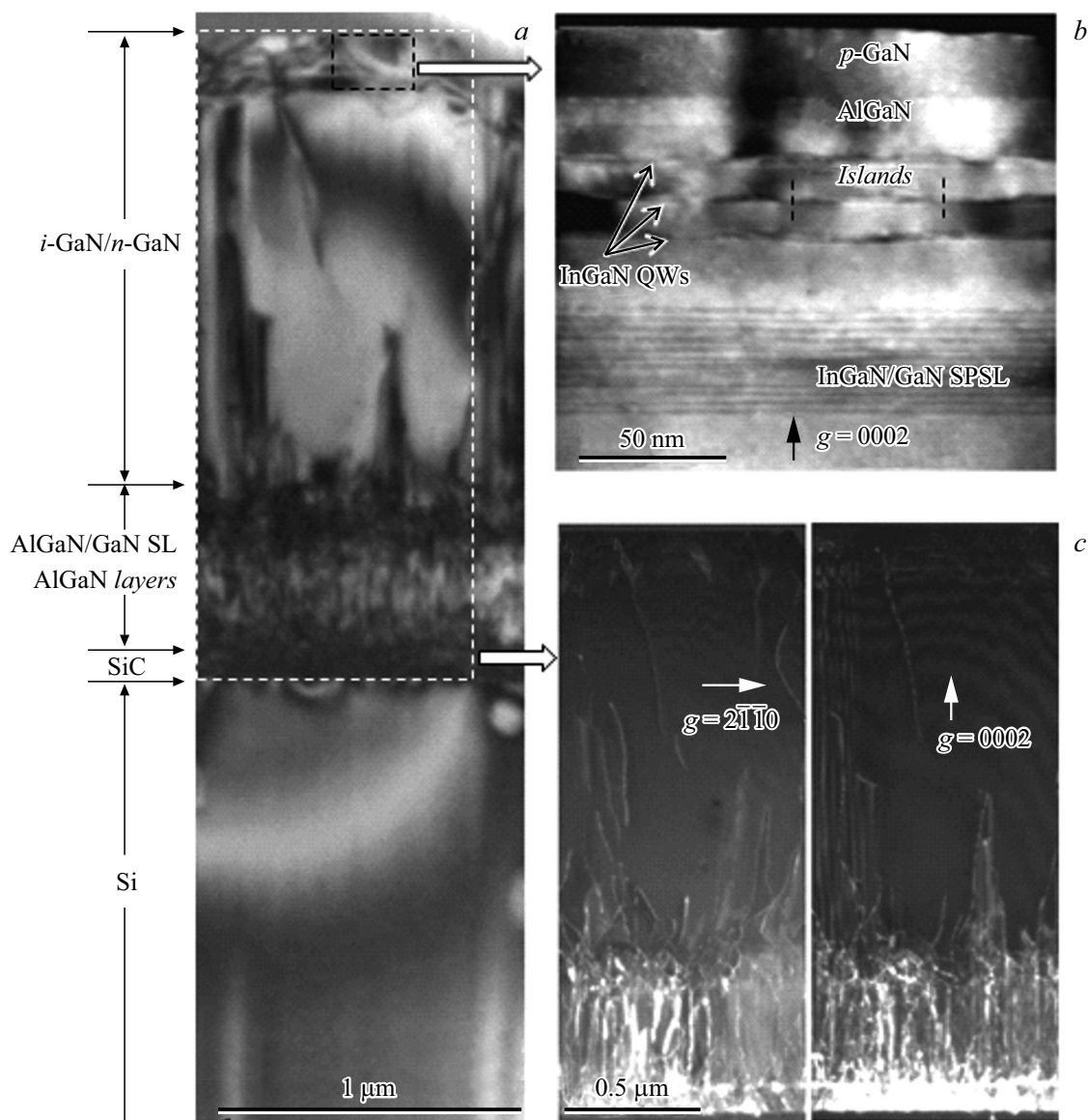


Рис. 2. ПЭМ-изображения поперечного сечения ($10\bar{1}0$) светодиодной гетероструктуры, выращенной на подложке SiC/Si. *a* — светлопольное изображение общего вида; *b* — темнопольное изображение активной области структуры, полученное с $g = 0002$; *c* — темнопольные изображения общего вида, полученные в режиме слабого пучка с дифракционными рефлексами $g = 2\bar{1}10$ (слева) и $g = 0002$ (справа).

легированный кремнием; активную область InGaIn/GaN. Суммарная толщина слоев AlGaIn и SL примерно в 2 раза меньше по сравнению с толщиной аналогичной последовательности слоев, используемой при росте на подложках кремния, что демонстрирует возможность уменьшения времени эпитаксиального процесса. Активная область содержала короткопериодную сверхрешетку (SPSL) с 12 периодами InGaIn (1 nm)/GaIn (1 nm), слой GaIn толщиной 25 nm, последовательность из трех квантовых ям (QW) InGaIn шириной 2 nm, разделенных слоями GaIn толщиной 7 nm, блокирующий слой AlGaIn:Mg толщиной 15 nm с содержанием Al 15% и контактный слой *p*-GaIn толщиной 130 nm.

На рис. 1 приведены спектры светодиодной структуры с использованием полупрозрачного контакта площадью 0.3 nm^2 . Максимум излучения лежит в синей области спектра с максимальной длиной волны 455–460 nm. Вольт-амперные зависимости в области малых токов (ниже 0.1 mA) свидетельствуют о наличии утечек, что может быть обусловлено формированием протяженных дефектов в структуре. Оценка эффективности излучения на пластине затруднена из-за наличия поглощающей свет подложки.

Структурные свойства светодиодных гетероструктур были изучены методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рис. 2, *a* приведено светло-

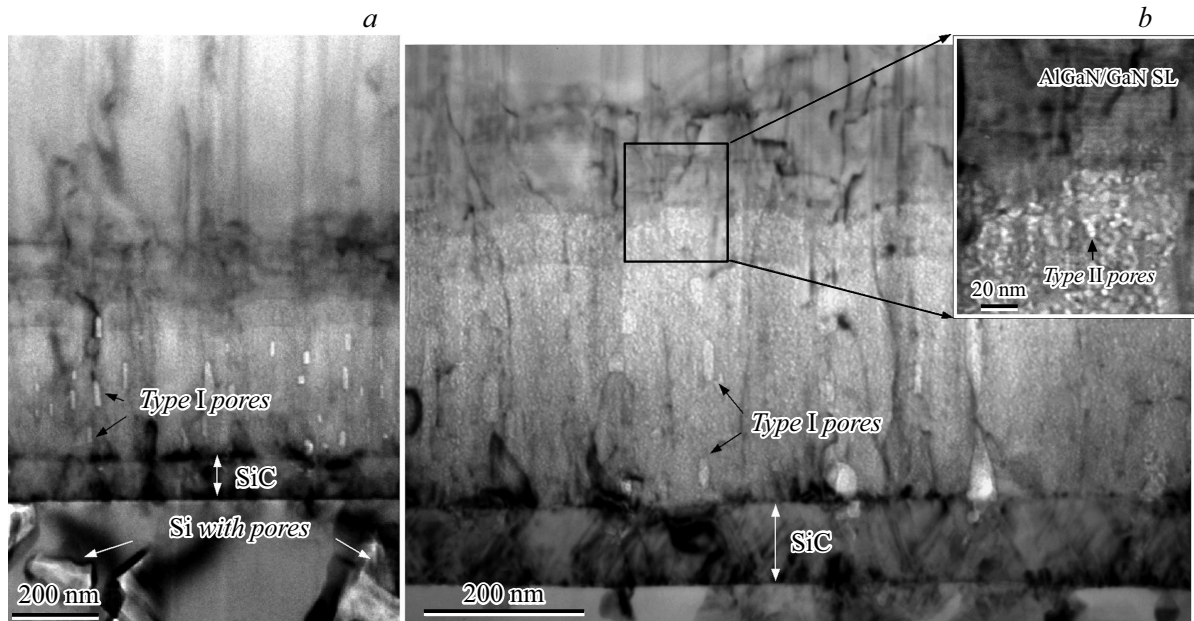


Рис. 3. Светлопольные слегка расфокусированные и вне условий отражений Брэгга ПЭМ-изображения поперечного сечения ($10\bar{1}0$) нижней части выращенной гетероструктуры, полученные при малом (*a*) и среднем (*b*) увеличении. На вставке показано увеличенное изображение пор типа II в области сверхрешетки AlGaIn/GaN.

полное ПЭМ-изображение выращенной структуры, полученное в поперечном сечении ($10\bar{1}0$). Можно выделить принципиально различающиеся по структурному качеству области буферного слоя (рис. 2, *c*) и активной области (рис. 2, *b*). Буферный слой состоит из блоков с характерными латеральными размерами от 0.1 до 1 μm . Большие блоки имеют плоскую поверхность (0001), а самые маленькие блоки характеризуются пирамидальной формой с гранями $\{01\bar{1}1\}$ или трапециевидной формой с поверхностью (0001) и гранями $\{01\bar{1}1\}$. Была выявлена взаимосвязь между размерами блоков и отсутствием или наличием пор под интерфейсом SiC/Si [6]. В областях, где поры отсутствуют, наблюдается рост структуры с плоской (0001) поверхностью. Присутствие пор обуславливает неоднородности в толщине слоя SiC в диапазоне 20–110 nm, приводит к изменению начальных условий роста AlGaIn и росту блоков меньшего размера [7].

На рис. 2, *c* приведены темнопольные изображения, полученные в поперечном сечении ($10\bar{1}0$) в режиме слабого пучка с дифракционными рефлексами $g = 2\bar{1}\bar{1}0$ (слева) и $g = 0002$ (справа). Анализ полученных изображений, снятых в данных условиях [8], позволил оценить плотность дислокаций различного типа (краевых, винтовых и смешанных) в различных областях гетероструктуры. В нижней части гетероструктуры в последовательности слоев AlGaIn различного состава суммарная плотность дислокаций всех типов составляет $\sim 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Использование сверхрешетки AlGaIn/GaN приводит к уменьшению плотности дислокаций в нижней части слоя GaN до $\sim 3 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ (плотность краевых дислокаций

составляет $\sim 2.2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, плотность винтовых дислокаций составляет $\sim 5 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$, а плотность дислокаций смешанного типа составляет $\sim 4 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$). Уменьшение плотности прорастающих дислокаций происходит в результате их загиба в плоскость (0001), вызванного наличием градиента напряжений между слоями AlGaIn с постепенно уменьшающимся составом по Al. Плотность краевых дислокаций в активной области (рис. 2, *b*) составляет $\sim 5 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$, при этом плотность других типов дислокаций сохраняется на уровне соответствующих значений в слое GaN. Таким образом, суммарная плотность дислокаций в активной области совпадает с плотностью дислокаций для подобных структур, выращенных на подложках сапфира.

На рис. 3 показаны светлопольные слегка расфокусированные и вне условий отражений Брэгга изображения, полученные из нижней части структуры. Выбранные условия эксперимента позволяют значительно подавить дифракционный контраст, вызванный дислокациями, и четко визуализировать зоны с различной плотностью атомов. Можно выделить два типа пор (I и II). Поры типа I (рис. 3, *a*) имеют сильно асимметричную форму с осью, вытянутой вдоль направления $[0001]$. Их ширина варьируется от 5 до 20 nm, а длина в направлении $[0001]$ — от 10 до 100 nm. Они распределены внутри слоя структуры толщиной 420 nm, включающего слой SiC, и имеют среднюю концентрацию $1.3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Формирование пор этого типа может быть связано либо с влиянием малоугловых границ зерен в SiC на процесс нуклеации AlN и их рост [7], либо с диффузией Si и последующим образованием вакансионных пор [9].

Поры типа II (вставка на рис. 3, b) имеют намного меньший размер, они не присутствуют в слое SiC и имеют гораздо более высокую концентрацию в последовательности слоев AlGaIn по сравнению с порами типа I. Они имеют квазисферическую форму с диаметром от 2 до 5 nm, их средняя концентрация в области слоев AlGaIn составляет $\sim 3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Наличие пор может увеличить дефектность структуры, однако возможен оптимальный подбор условий роста SiC, при котором концентрация пор не влияет на рост гетероструктуры, с одновременным уменьшением термических деформаций. С другой стороны, наличие пор позволяет значительно увеличить вывод света (этому вопросу будет посвящена отдельная публикация).

Таким образом, было показано, что поры, образующиеся на границе SiC/Si, приводят к модификации начальных условий роста гетероструктуры и формированию блоков, имеющих различный латеральный размер в диапазоне 0.1–1 μm . Помимо пор на границе SiC/Si были выявлены поры в буферном слое гетероструктуры. Данные особенности приводят к высокой плотности дислокаций в буферном слое, доминирующими из которых являются краевые дислокации. Плотность дислокаций эффективно может быть уменьшена с $\sim 10^{10}$ до $\sim 3 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ при использовании сверхрешеток AlGaIn/GaN.

Благодарности

Синтез пленок SiC/Si проводился с использованием оборудования Уникальной научной установки „Физика, химия и механика кристаллов и тонких пленок“ ФГУП ИПМаш РАН (Санкт-Петербург).

Финансирование работы

А.С. Гращенко и С.А. Кукушкин выполняли свою часть работы при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания ФГПУ ИПМаш РАН по контракту № FFNF-2021-0001, А.В. Осипов выполнял свою часть работы при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания по контракту СПбГУ № 61520973.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Dadgar, M. Poschenrieder, J. Blasing, K. Fehse, A. Diez, A. Krost, Appl. Phys. Lett., **80** (20), 3670 (2002). DOI: 10.1063/1.1479455
- [2] T. Egawa, T. Moku, H. Ishikawa, K. Ohtsuka, T. Jimbo, Jpn. J. Appl. Phys., **41** (6B), L663 (2002). DOI: 10.1143/JJAP.41.L663
- [3] B. Zhang, H. Liang, Y. Wang, Z. Feng, K.W. Ng, K.M. Lau, J. Cryst. Growth., **298**, 725 (2007). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2006.10.170
- [4] W.E. Fenwick, A. Melton, T. Xu, N. Li, C. Summers, M. Jamil, I.T. Ferguson, Appl. Phys. Lett., **94** (22), 222105 (2009). DOI: 10.1063/1.3148328
- [5] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, ФТТ, **50** (7), 1188 (2008). [Пер. версия: 10.1134/S1063783408070081].
- [6] С.А. Кукушкин, А.В. Осипов, Н.А. Феоктистов, ФТТ, **56** (8), 1457 (2014). [Пер. версия: 10.1134/S1063783414080137].
- [7] S.A. Kukushkin, Sh.Sh. Sharofidinov, A.V. Osipov, A.V. Redkov, V.V. Kidalov, A.S. Grashchenko, I.P. Soshnikov, A.F. Dydenchuk, ECS J. Solid State Sci. Technol., **7** (9), 480 (2018). DOI: 10.1149/2.0191809jss
- [8] V.S. Kopp, V.M. Kaganer, M.V. Baidakova, W.V. Lunding, A.E. Nikolaev, E.V. Verkhovtceva, M.A. Yagovkina, N. Cherkashin, J. Appl. Phys., **115** (7), 073507 (2014). DOI: doi.org/10.1063/1.4865502
- [9] Я.Е. Гегузин, *Диффузионная зона* (Наука, М., 1979).