

# Исследования поперечного среза и фотолюминесценции слоя GaAs, выращенного на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

© А.А. Сушков, Д.А. Павлов, В.Г. Шенгуров, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, Н.В. Байдусь, А.В. Рыков, Р.Н. Крюков

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: sushkovartem@gmail.com

Поступила в Редакцию 24 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2019 г.

Принята к публикации 29 апреля 2019 г.

Сформирована и исследована GaAs/AlAs/GaAs/AlAs/Ge-гетероструктура, выращенная на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02). Буферный слой Ge получен методом „горячей проволоки“, а A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> слои с помощью газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Для определения оптического качества A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> слоев использована спектроскопия фотолюминесценции. Структурные исследования проведены с помощью высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии. Элементный состав определен методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии. В данной работе была показана возможность роста монокристаллического слоя GaAs на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> через AlAs/GaAs/AlAs/Ge-буферные слои.

**Ключевые слова:** гетероэпитаксия, просвечивающая электронная микроскопия, подложка сапфира, слой GaAs, спектры фотолюминесценции.

DOI: 10.21883/FTP.2019.09.48137.20

## 1. Введение

В электронных системах управления ядерной энергетикой, в авиакосмической и военной промышленности в качестве основы для интегральных микросхем (ИМС) используются радиационно стойкие подложки. Кремний-на-сапфире (КНС) и кремний-на-изоляторе (КНИ) являются широко известными реализациями данных структур. Одна из актуальных задач современности — увеличение быстродействия ИМС на радиационно стойких подложках. Способ решить — разработать новые оптические межсоединения [1]. Подход заключается в создании гибридных гетеролазеров A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, в которых светоизлучающие полупроводники будут выращены на радиационно стойких подложках. Особенностью подложек КНС и КНИ является наличие верхнего слоя Si. Принимая во внимание, что рост полупроводников группы A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на точно ориентированных подложках Si(001) с использованием буферных слоев [2] хорошо изучен, представляется логичным перенести технологию на КНС и КНИ подложки.

На данный момент существуют работы по росту A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> непосредственно на КНИ без использования буферных слоев, но такие структуры характеризуются высокой плотностью прорастающих дислокаций [3,4]. В структурах КНС большой объем занимает Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, который имеет ряд преимуществ перед подложкой Si, являющийся основным материалом КНИ. К ним относятся высокие диэлектрические свойства, химическая инертность, прочность, прозрачность в широком спектральном диапазоне от 0.3 до 7 мкм и т.д. На сапфире развита технология роста нитридов In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N, у которых в зависимости от доли In(x) ширина запрещенной зоны

варьируется в широком спектральном диапазоне от 0.7 до 3.4 эВ. Однако из-за различия параметров решеток GaN и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (16%), а также коэффициента термического расширения (34%) слои имеют высокую плотность дефектов. Для ее уменьшения используют различные методы [5], которые усложняют и делают технологию более дорогостоящей. В качестве альтернативы для инфракрасной области спектра предлагается использовать напряженные InGaAs/GaAs-квантовые ямы (КЯ) [6] на буферных слоях GaAs/AlAs/GaAs/AlAs/Ge и подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для того чтобы получать высокого оптического качества InGaAs/GaAs КЯ, необходимо сначала отработать технологию роста GaAs на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с минимальными значениями плотности прорастающих дефектов и шероховатости поверхности.

В настоящей работе представлены результаты исследования оптических и структурных свойств слоя GaAs, выращенного на системе буферных слоев AlAs/GaAs/AlAs/Ge и подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02).

## 2. Методика эксперимента

A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge-гетероструктура выращена на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02) в две стадии. До начала роста проводились стандартное RCA травление и термическая очистка подложки при 900°C. На первой стадии выращивали слой Si толщиной 200 нм методом молекулярно-пучковой эпитаксии при температуре роста 800°C в течение 20 мин, а затем слой Ge толщиной 1.7 мкм — методом газофазного осаждения с разложением моногермана (GeH<sub>4</sub>) на „горячей проволоке“ при температуре роста ~ 350°C [7]. На второй стадии A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> слои были выра-

щены методом МОС-гидридной эпитаксии на установке AIX 200RF при давлении 50 мбар. Перед этим был проведен отжиг подложки при температуре 700°C в атмосфере H<sub>2</sub>. Рост системы слоев AlAs/GaAs/AlAs с толщинами 10/50/10 нм соответственно был проведен при температуре 700°C. После этого выращен легированный слой GaAs толщиной 1.2 мкм при скорости роста 1 нм/с и при той же температуре. В качестве прекурсоров выступали триметилгаллия Ga(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, триметилалюминия Al(CH<sub>3</sub>)<sub>3</sub> и арсин AsH<sub>3</sub>. Плотность дислокаций в верхнем слое GaAs, выявленных с использованием селективного травления, оценивалась методом подсчета ямок травления (EPD — etch pit density) на изображении, полученном с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ). Оптическое качество эпитаксиальных слоев исследовано с помощью спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ). Структурные и аналитические исследования проведены с помощью высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ВРПЭМ) и рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) соответственно.

### 3. Результаты и обсуждение

Измерения спектров фотолюминесценции при комнатной температуре проведены на установке Nanometrics RPM-2000, которая позволяет сканировать образец с разрешением меньше 0.1 мкм. В качестве источника возбуждения для получения спектров и карт ФЛ использовался Nd:YAG-лазер с длиной волны 532 нм и оптической плотностью мощности 341.7 Вт/см<sup>2</sup>. Спектр ФЛ с максимумом в 862.5 нм, соответствующий GaAs, показан на рис. 1. Карты ФЛ демонстрируют однородность выращенного верхнего слоя GaAs по площади подложки: среднее значение максимумов длин волн составляет  $(862.3 \pm 0.7)$  нм, а ширины пика на полувысоте (FWHM) —  $(26.7 \pm 1.1)$  нм. Сдвиг максимума спектра ФЛ в направлении коротких длин волн является

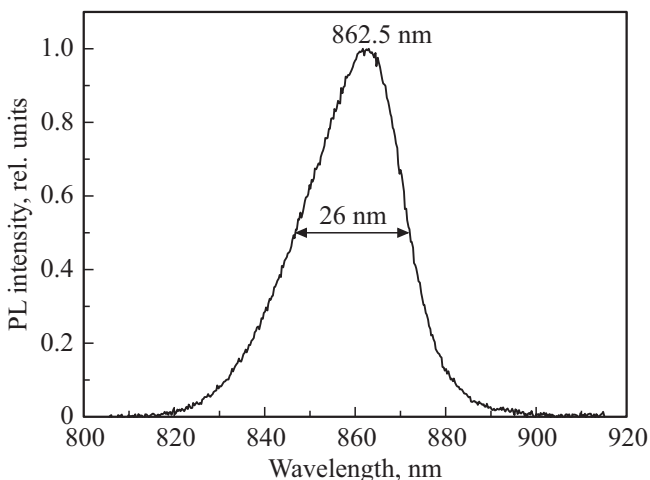


Рис. 1. Спектр ФЛ A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02) структуры.

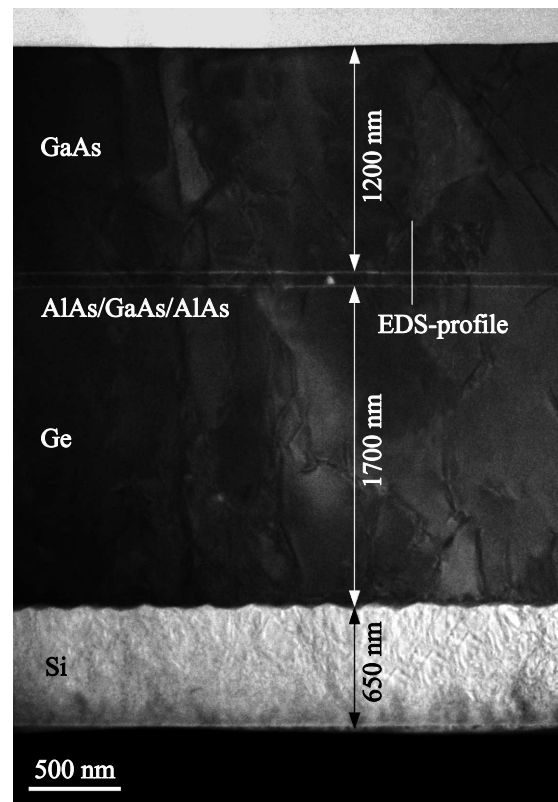


Рис. 2. Обзорное ПЭМ-изображение структуры, включающее область с ЭДС-профилем.

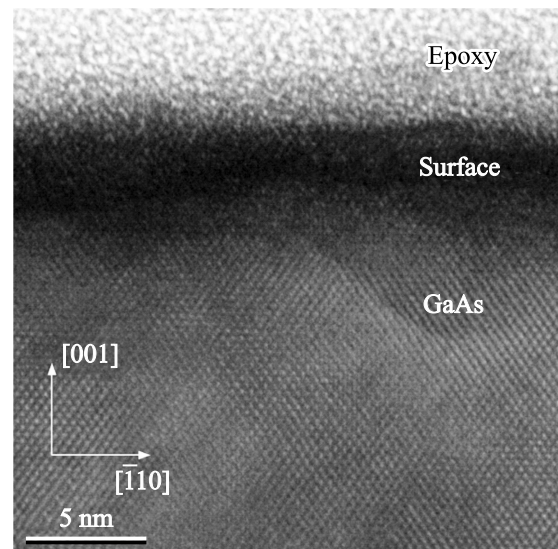


Рис. 3. ВРПЭМ-изображение поперечного среза поверхности слоя GaAs, выращенного на подложке Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02).

типичным для GaAs, выращенного на Ge и на подложках Ge/Si [8].

Препарирование поперечного среза структуры GaAs/AlAs/GaAs/AlAs/Ge/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(1 $\bar{1}$ 02) проводилось с использованием Gatan 691 PIPS (Precision Ion Polishing System). Исследования ВРПЭМ и ЭДС выполнены на

электронном микроскопе JEOL JEM-2100F (200 кВ) с энергодисперсионным детектором Oxford Instruments X-MAX. Серия ПЭМ-изображений поперечного среза структуры была получена в режиме фазового контраста. Обзорное ПЭМ-исследование представлено на рис. 2. ВРПЭМ-исследования показали, что слой GaAs имеет монокристаллическую структуру (рис. 3). Дифракционная картина (не показано) демонстрирует характерные для GaAs со структурным типом сфалерит рефлексы. На рис. 4 видно, что дефекты, образующиеся вблизи гетерограницы AlAs/Ge и распространяющиеся к поверхности, частично запираются между прослойками AlAs. ЭДС-исследования подтверждают, что слой AlAs предотвращает взаимную диффузию атомов Ge, Ga и As между GaAs и Ge (рис. 5), что согласуется с результатами в других работах [2,9].

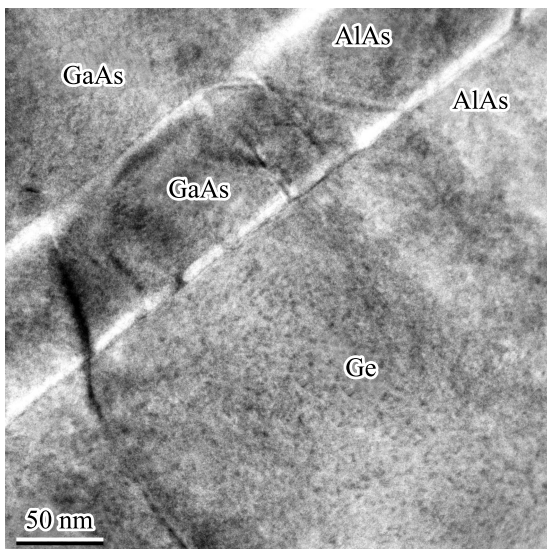


Рис. 4. ПЭМ-изображение поперечного среза GaAs/AlAs/GaAs/AlAs/Ge-гетероструктуры.

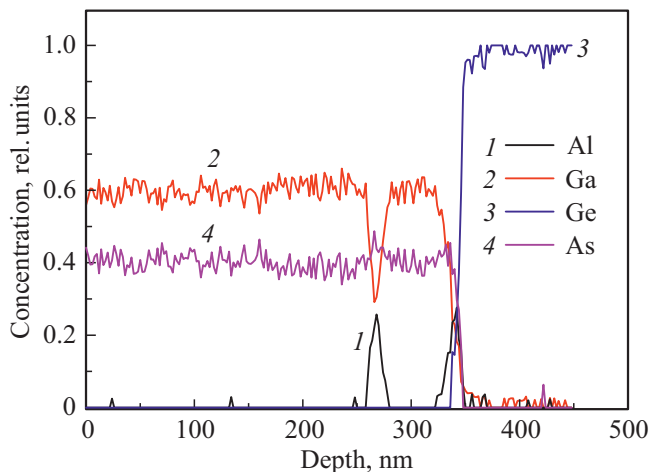


Рис. 5. ЭДС-профиль распределения состава в слоях GaAs/AlAs/GaAs/AlAs/Ge.

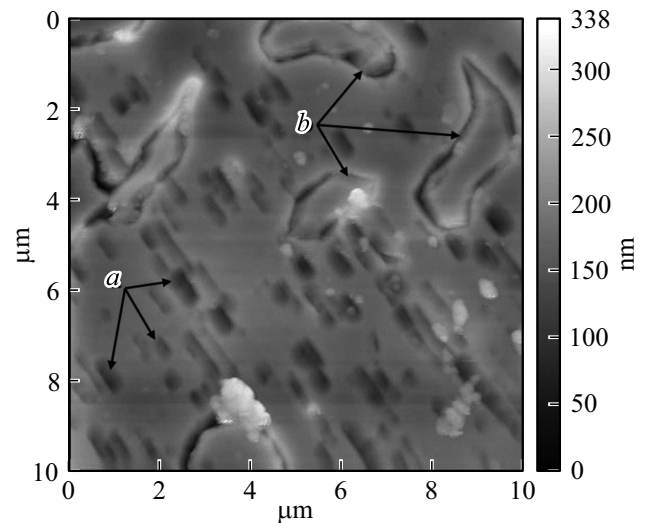


Рис. 6. АСМ-изображение поверхности слоя GaAs после проведения селективного травления. (a — ямы травления, b — антифазные границы).

АСМ-изображение (рис. 6) было получено на атомно-силовом микроскопе Solver Pro в полуконтактном режиме, с использованием зондов HA NC (НТ-МДТ, г. Зеленоград, Россия). Значение количества ямок травления равно  $9 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ . Оно сопоставимо с результатами для образцов, выращенных на Si подложках [10]. Также стоит отметить, что травитель еще больше проявил антифазные границы (АФГ) — замкнутые фигуры неправильной формы. Наличие АФГ объясняется ростом бинарного полупроводника с полярной связью на неотклоненной поверхности неполярного кристалла с ориентацией типа (001) [11]. В данном образце неполярным кристаллом является кремний. На R-срезе сапфира ( $\text{Al}_2\text{O}_3(1\bar{1}02)$ ) он имеет ориентацию типа (001).

#### 4. Заключение

Таким образом, был выращен и исследован слой GaAs на подложке  $\text{Si}/\text{Al}_2\text{O}_3(1\bar{1}02)$  с буферными слоями AlAs/GaAs/AlAs/Ge. Результаты данной работы указывают на возможность роста напряженных InGaAs/GaAs-квантовых ям на подложке сапфира с использованием буферных слоев для создания светоизлучающих структур на радиационно стойких подложках. Это мотивирует на дальнейшие исследования с целью получения слоя GaAs высокого структурного качества на буферных слоях и подложке  $\text{Si}/\text{Al}_2\text{O}_3$ .

#### Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 18-32-00636 — МОС-гидридная эпитаксия и

измерения ФЛ) и Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 16.7443.2017/БЧ).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] T. Creazzo, E. Marchena, S.B. Krasulick, P.K.L. Yu, D. Van Orden, J.Y. Spann, C.C. Blivin, L. He, H. Cai, J.M. Dallesasse, R.J. Stone, A. Mizzahi. *Opt. Express*, **21** (23), 28048 (2013).
- [2] N. Baidus, V. Aleshkin, A. Dubinov, K. Kudryavtsev, S. Nekorkin, A. Novikov, D. Pavlov, A. Rykov, A. Sushkov, M. Shaleev, P. Yunin, D. Yurasov, Z. Krasilnik. *Crystals*, **8** (8), 311 (2018).
- [3] M.L. Seaford, D.H. Tomich, K.G. Eyink, L. Grazulis, K. Mahalingham, Z. Yang, W.I. Wang. *J. Electron. Mater.*, **29** (7), 906 (2000).
- [4] N.H. Karam, V. Haven, S.M. Vernon, F. Namavar, N. El-Masry, N. Haegel, M.M. Al-Jassim. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, **198**, 247 (1990).
- [5] H. Lin, R. Lin, J. Chyi, C.M. Lee. *IEEE Photon. Techn. Lett.*, **20** (19), 1621 (2008).
- [6] V.Ya. Aleshkin, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, A.G. Fefelov, Z.F. Krasilnik, K.E. Kudryavtsev, S.M. Nekorkin, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, I.V. Samartsev, E.V. Skorokhodov, M.V. Shaleev, A.A. Sushkov, A.N. Yablonskiy, P.A. Yunin, D.V. Yurasov. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 061111 (2016).
- [7] V.G. Shengurov, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, Yu.N. Buzynin, M.N. Drozdov, A.N. Buzynin, P.A. Yunin. *Techn. Phys. Lett.*, **41** (1), 36 (2015).
- [8] A.V. Rykov, M.V. Dorokhin, P.S. Vergeles, N.V. Baidus, V.A. Kovalskiy, E.B. Yakimov, O.A. Soltanovich. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **993**, 012014 (2018).
- [9] C.K. Chia, J.R. Dong, D.Z. Chi, A. Sridhara, A.S.W. Wong, M. Suryana, G.K. Dalapati, S.J. Chua, S.J. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 141905 (2008).
- [10] A.V. Rykov, M.V. Dorokhin, P.S. Vergeles, V.A. Kovalskiy, E.B. Yakimov, M.V. Ved, N.V. Baidus, A.V. Zdoroveyshchev, V.G. Shengurov, S.A. Denisov. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1124**, 022037 (2018).
- [11] Yu.B. Bolkhovityanov, O.P. Pchelyakov. *Physics–Uspekhi*, **51** (5), 437 (2008).

Редактор Г.А. Оганесян

### Cross section TEM and photoluminescence investigation of GaAs layer grown on silicon-on-sapphire

A.A. Sushkov, D.A. Pavlov, V.G. Shengurov,  
S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, N.V. Baidus,  
A.V. Rykov, R.N. Kryukov

Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,  
603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** AlAs/GaAs/AlAs/Ge heterostructure and GaAs film grown on Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrate has been fabricated and studied. Ge buffer on Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> substrate was produced via a one step hot wire chemical vapor deposition process at 350°C. A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> films were grown via low pressure MOCVD. Photoluminescence spectroscopy was used to define optical quality of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> films. Structural properties were investigated by high-resolution transmission electron microscopy. Distribution of elements in the heterostructure was carried out by energy-dispersive X-ray spectroscopy. The possibility of growth of monocrystalline GaAs on silicon-on-sapphire substrate has been shown through growth of AlAs/GaAs/AlAs/Ge buffer layers.