

УДК 533.376

*С.А. Матвеев, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков,  
В.Г. Шенгуров, М.В. Степихова*

## **ВЫРАЩИВАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ КРЕМНИЕВО-ГЕРМАНИЕВЫХ СТРУКТУР, АКТИВИРОВАННЫХ ЭРБИЕМ, НА ПОДЛОЖКАХ САПФИРА**

*S.A. Matveev<sup>1</sup>, S.A. Denisov<sup>2</sup>, V.Yu. Chalkov<sup>3</sup>,  
V.G. Shengurov<sup>4</sup>, M.V. Stepikhova<sup>5</sup>*

<sup>1, 2, 3, 4</sup> N.I. Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,  
23/3 Gagarina Pr., Nizhny Novgorod, 603950, Russia.

<sup>5</sup> Institute for Physics of Microstructures RAS,  
7 Akademicheskaya St., Afonino, Kstovsky District, Nizhny Novgorod oblast, 607680, Russia.

## **GROWING AND PHOTOLUMINESCENCE INVESTIGATION OF SILICON-GERMANIUM STRUCTURES DOPED WITH ERBIUM ON SAPPHIRE SUBSTRATES**

---

Получены эпитаксиальные слои SiGe:Er на подложках сапфира, обладающие фотолюминесценцией эрбия на длине волны 1,54 мкм. Изучена зависимость структурного совершенства и интенсивности фотолюминесценции слоев от параметров роста.

ПОЛУПРОВОДНИКИ. ОПТОЭЛЕКТРОНИКА. КРЕМНИЕВАЯ ФОТОНИКА. ЭРБИЙ. САПФИР.

Epitaxial SiGe:Er layers on sapphire substrates which have erbium photoluminescence at a wavelength of 1.54 microns have been obtained. The structural quality and the PL intensity dependencies of the layers on the growth parameters were studied.

SEMICONDUCTORS. OPTOELECTRONICS. SILICON PHOTONICS. ERBIUM. SAPPHIRE.

---

На протяжении всего периода существования микроэлектроники основными направлениями ее развития были миниатюризация элементов микросхем и увеличение быстродействия, повышение степени интеграции, одновременно – удовлетворение требований по радиационной стойкости. Одним из наиболее перспективных путей достижения этих целей является внедрение в технологию оптических и оптоэлектронных устройств. Замена электронных сигналов на оптические для связи между электронными компонентами дает возможность не только резко увеличить скорость

передачи информации, но и обеспечить защиту от электромагнитных наводок.

Поскольку современная оптоэлектроника основана на материалах  $A_3B_5$ , которые несовместимы с кремниевой технологией, то возникает потребность в создании так называемой «кремниевой оптоэлектроники».

В этой сфере уже достигнуты определенные успехи: так, в 2006 г. был создан кремниво-германий (SiGe) фотодетектор [1], а в 2008 г. компания Intel продемонстрировала увеличение рабочей частоты до 340 ГГц, используя кремниво-германиевые диодные фотодетекторы [2].



На данный момент наиболее актуальная задача современной кремниевой оптоэлектроники – создание твердотельных светоизлучающих элементов, работающих в диапазоне длин волн 1,5 мкм. Наиболее перспективным в этом направлении является использование эпитаксиальных структур со слоями, легированными эрбием: Si:Er и SiGe:Er [3,4]. Основные усилия при этом направлены на поиск возможности достижения требуемого уровня интенсивности фото- и электролюминесценции. В планарных волноводных светодиодах на основе гетероструктур Si/SiGe:Er/Si(100) слой SiGe:Er (легированный эрбием) выполняет двойную роль: активного слоя и волноводного слоя.

В последнее время возрос интерес и к созданию оптоэлектронных устройств на подложках кремний-на-сапфире (КНС), которые наиболее подходят для создания радиационно-стойких приборов микроэлектроники [5]. В связи с этим открывается возможность интеграции интегральных схем и оптоэлектронных приборов на базе КНС-структур.

Целью данной работы являлось исследование особенностей роста и люминесцентных свойств гетероструктур  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x:\text{Er}/\text{Si}(100)$ , выращенных методом сублимации кремния в среде германа на сапфировых подложках.

### Результаты эксперимента и их обсуждение

Трудность поставленной в работе задачи исходит из сложности осаждения напряженного слоя SiGe:Er на уже напряженный слой кремния на сапфире. Возникновение напряжения в слоях обусловлено различием параметров кристаллической решетки этих материалов, а также различием их коэффициентов термического расширения.

Рост слоев кремния на подложках сапфира и последующий рост на них слоев SiGe:Er производился в одном технологическом цикле на сверхвысоковакуумной установке МЛЭ по методике, описанной в работе [6].

В качестве подложек использовались пластины сапфира ориентации  $(1\bar{1}02)$  производства фирмы «Монокристалл» (г. Ставрополь). После химической обработки подложку помещали в ростовую камеру установки, которую затем герметизировали и проводили ее откачку до базового давления примерно  $5 \cdot 10^{-9}$  торр. Затем

проводили отжиг сапфировой подложки при  $T_s = 1400$  °С в течение получаса, а после снижения температуры подложки до заданной (около 565 °С) выращивали буферный слой Si толщиной 100 нм из высокоомного источника кремния. Затем, после снижения температуры подложки до  $T_s = 350\text{--}500$  °С, напускали в камеру германий до давления  $(2\text{--}4) \cdot 10^{-4}$  торр и растили слой SiGe:Er толщиной 50 – 600 нм. Покровный слой Si толщиной ~100 нм наращивали при  $T_s = 500$  °С.

При выращивании слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x:\text{Er}$  источником паров кремния и эрбия служила прямоугольная пластина, которую вырезали из слитка кремния, легированного эрбием (концентрация эрбия  $\sim 10^{19}$  см<sup>-3</sup>), нагреваемая пропусканием тока до температуры 1330 °С. Слои Si выращивали из источника, вырезанного из кремния марки КЭФ-15, и нагретого до  $\sim 1375$  °С.

Выращенные гетероструктуры исследовали методами электронографии, рентгеновской дифракции (РД), атомно-силовой микроскопии (АСМ), вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), сигнал фотолюминесценции (ФЛ) исследовался методом фурье-спектрологии высокого разрешения.

На рис. 1 приведено распределение концентрации атомов Si, Ge, Er, Al и O по глубине гетероструктуры Si/SiGe:Er/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, измеренное методом ВИМС. Видно, что границы Si/SiGe:Er и Si/сапфир резкие, распределение германия и эрбия в слое SiGe:Er равномерное, а низкотемпературный рост позволяет избежать диффузии атомов алюминия из подложки в слой (рис. 1).

При исследовании методом электронографии структурного совершенства слоев SiGe:Er было установлено, что монокристаллические слои растут на подложках сапфира в интервале температур 360–410 °С. Выше и ниже указанного интервала наблюдается рост слоев со структурой текстурированного поликристалла. Данные РД также подтверждают немонотонную зависимость структурного совершенства слоя от температуры подложки: наименьшее значение ( $0,35^\circ$ ) полуширины пика интенсивности рентгеновского излучения на полувысоте максимума (FWHM) наблюдается в слоях, выращенных при температуре около 380 °С. Немонотонный характер зависимости структурного совершенства слоев SiGe:Er на КНС-подложках от температуры

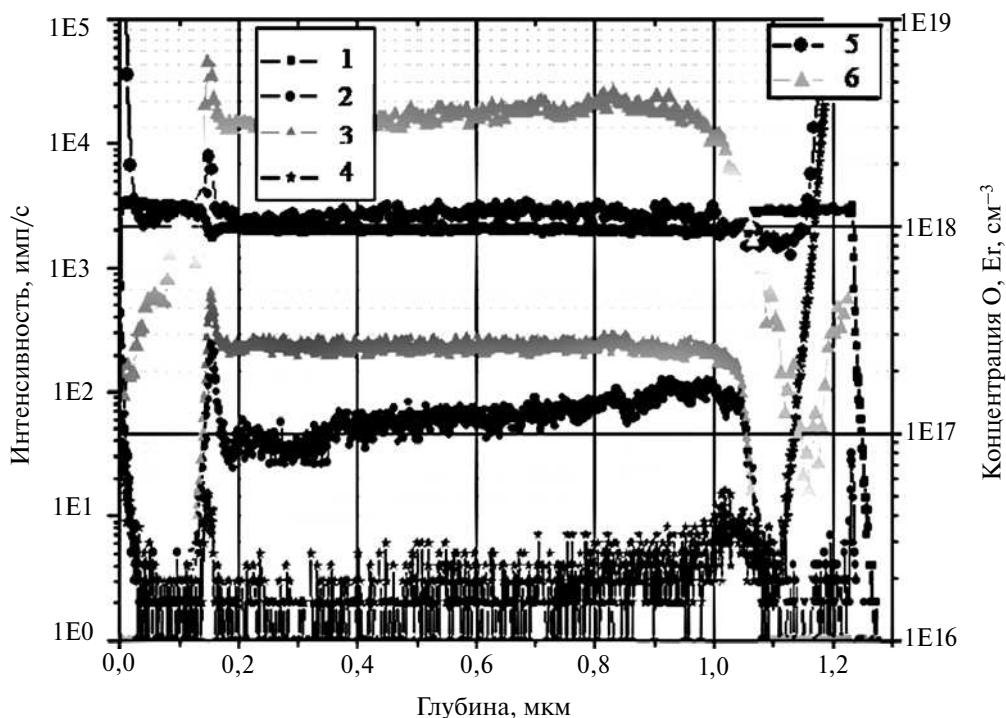


Рис. 1. ВМС-профиль распределения концентраций элементов по глубине слоев гетероструктуры Si/SiGe:Er/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Si (1), SiN(2), Ge<sub>2</sub>(3), Al(4), O(5), Er(6); T<sub>s</sub> = 350 °C. Глубина, равная нулю, соответствует поверхности гетероструктуры, максимальная глубина – поверхности подложки

роста можно объяснить следующим образом: поскольку подвижность адатомов сильно зависит от температуры подложки, то при низких температурах роста адатомам трудно занимать энергетически более выгодное положение на поверхности, поэтому растут слои со структурой поликристалла. С повышением температуры роста подвижность адатомов увеличивается и структура слоев улучшается. Однако при дальнейшем повышении температуры роста, вероятно, происходит смена механизма роста: с послойного на трехмерный, что ухудшает структурное совершенство слоев.

Морфология поверхности слоев SiGe : Er также изменяется в зависимости от температуры роста: с понижением температуры роста шероховатость поверхности уменьшается и достигает величины RMS = 1 нм при T<sub>s</sub> = 360 °C (рис. 2). Это объясняется тем, что чем ниже температура роста, тем больше центров зарождения слоя, и тем глаже получается слой.

Изменение содержания германия в слоях Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> : Er в интервале x = 0,11 – 0,25 (дав-

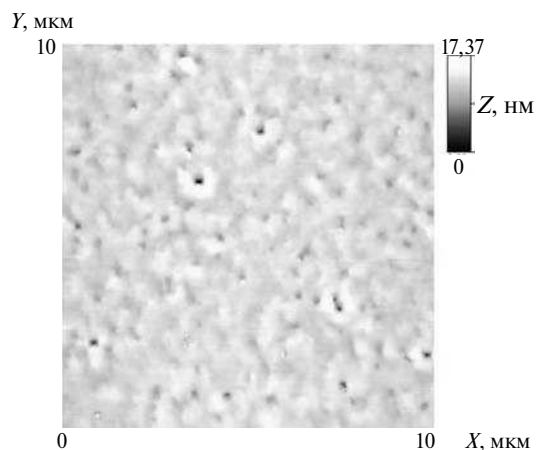


Рис. 2. АСМ-изображения, снятые от поверхности ГС Si/SiGe:Er/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выращенной при температуре T<sub>s</sub> = 360 °C

ление от 2·10<sup>-4</sup> до 4·10<sup>-4</sup> торр) не влияло на их структурное совершенство, но приводило к увеличению шероховатости поверхности слоев. Это объясняется тем, что с увеличением содержания германия в слое твердого раствора увеличиваются параметр решетки слоя и напряженность слоя.

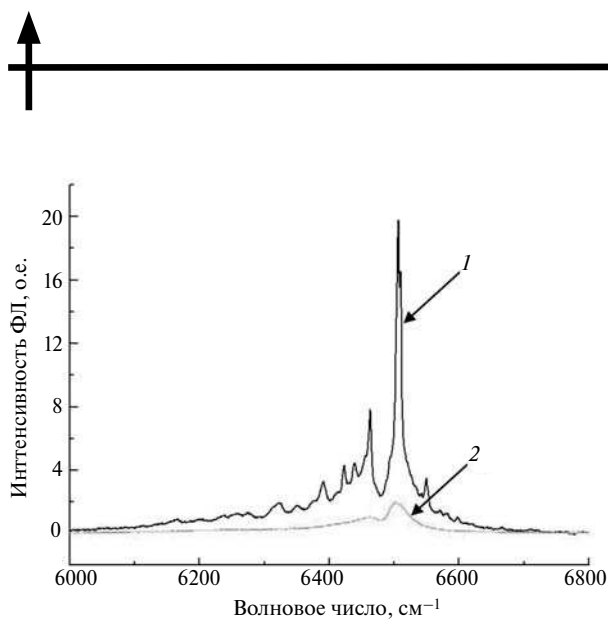


Рис. 3. Спектр фотолюминесценции гетероструктуры Si/SiGe:Er/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, выращенной при разных температурах, °C: 375 (1), 400 (2)

Спектры фотолюминесценции снимались для серии образцов, выращенных при разных температурах подложки. Максимальная интенсивность ФЛ наблюдалась на структуре, выращенной при  $T_s = 375$  °C (рис. 3). Увеличение и уменьшение температуры роста от этого значения  $T_s$  приводило к значительному спаду максимума интенсивности фотолюминесценции. Скорее всего, это связано со структурой слоя, так как именно при  $T_s \sim 375$  °C наблюдалось наилучшее структурное совершенство (ширина кривой качания минимальна, на электронограммах наблюдаются кичуци-линии). О высоком структурном совершенстве слоя свидетельствует, в том числе, и присутствие в спектре ФЛ серий линий, соответствующих оптически активным центрам иона Er<sup>3+</sup> с выделенной симметрией кристаллического поля. В спектре ФЛ

структуры, выращенной при  $T_s = 375$  °C, можно выделить серии линий кислородсодержащего центра иона Er<sup>3+</sup> (центр Er – O) и центра иона Er<sup>3+</sup> кубической симметрии (центр Er – C) [7]. В структуре, выращенной при  $T_s = 400$  °C, наблюдается уширенный спектр, характерный для редкоземельной примеси, локализованной в аморфных матрицах и преципитатных включениях в кремнии. Таким образом, можно предположить, что именно структурное совершенство слоя оказывает наибольшее влияние на интенсивность люминесцентного отклика структур.

Этот вывод хорошо согласуется с данными ПЭМ (рис. 4). Исследование поперечного сечения структуры Si/SiGe:Er/Si, выращенной на подложке Si(100), показало, что дислокации в активном слое локализуются вблизи границы активный слой/буферный слой, и не прорастают в глубь слоя SiGe:Er. Поэтому при исследовании тонких слоев наблюдается слабый сигнал фотолюминесценции. При толщинах слоев Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>:Er ≥ 50–200 нм формируется некоторая критическая плотность дислокаций во всем активном слое, начиная от границы с буферным слоем Si. В таких слоях сигнал эрбиевой фотолюминесценции отсутствует. Но при дальнейшем увеличении толщины слоя SiGe:Er дислокации уже не прорастают дальше в активный слой, а остаются локализованными вблизи гетерограницы, и таким образом вышележащий слой растет бездефектным. Сигнал эрбиевой фотолюминесценции становится тем интенсивнее, чем толще слой.

Таким образом, гетероструктуры Si/SiGe:Er/Si/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $1\bar{1}02$ ), выращенные комби-

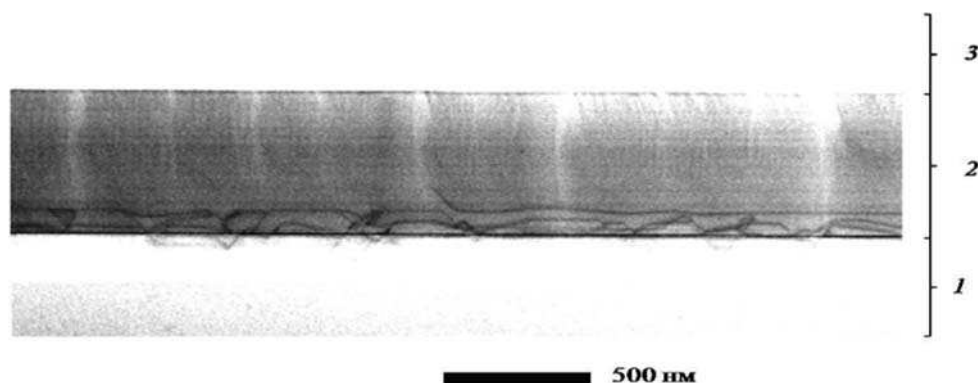


Рис. 4. ПЭМ-изображение структуры Si/SiGe:Er/Si, выращенной при температуре  $T_s = 350$  °C, где показаны буферный слой/подложка Si (1), слой SiGe:Er (2), покровный слой Si (3)

нированным методом молекулярно-лучевой эпитаксии с сублимационным источником кремния и газовым источником германия, проявляют интенсивную фотолюминесценцию на длине волны 1,54 мкм, которая определяется преимущественно их структурным совершенством. Наиболее совершенные слои SiGe:Er на КНС-подложках были выращены при температуре  $T_s \sim 375^\circ\text{C}$ . Шероховатость поверхности слоев при этих условиях не превышает значения  $\text{RMS} = 1\text{--}2\text{ нм}$ .

Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н., с.н.с. ИФМ РАН М.Н. Дроздову за проведение исследований гетероструктур методом ВИМС и А.И. Боброву за проведение исследований гетероструктур методом ПЭМ.

Работа выполнена при поддержке проекта ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (грант №14.В37.21.0337) и при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 8735.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Yamada, A.** Photo detection characteristics of  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$  *p-i-n* diodes integrated with optical waveguides [Text]/ A. Yamada, M. Sakuraba, J. Murota // *Thin Solid Films*. – 2006. – Vol. 508. – P. 399.

2. Достижения Intel в области кремниевой фотоники ускоряют развитие компьютеров [Электронный ресурс] // Пресс-центр Intel. 2008. URL: [http://newsroom.intel.com/community/ru\\_ru/blog/2008/12/07/достижения-intel-в-области-кремниевой-фотоники-ускоряют-развитие-компьютеров-и-систем-связи](http://newsroom.intel.com/community/ru_ru/blog/2008/12/07/достижения-intel-в-области-кремниевой-фотоники-ускоряют-развитие-компьютеров-и-систем-связи) (дата обращения 24.12.2012).

3. **Reed, G.T.** Silicon photonics: The state of the art [Text]/ G.T. Reed // Wiley – Interscience. – 2008.

4. **Stepikhova, M.V.** Observation of the population inversion of erbium ion states in  $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x:\text{Er}/$

$\text{Si}$  structures under optical excitation [Text]/ M.V. Stepikhova, L.V. Krasil'nikova, Z.F. Krasil'nik, [et al.] // *Optical Materials*. – 2006. – Vol. 28. – P. 893 – 896.

5. **Адонин, А.** Новые возможности технологии БИС со структурами «Кремний на сапфире» [Текст]/ А. Адонин // *Электронные компоненты*. – 2000. – № 3. – С. 2 – 6.

6. **Stepikhova, M.V.** Properties of optically active  $\text{Si:Er}$  and  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  layers grown by the sublimation MBE method [Text]/ M.V. Stepikhova, B.A. Andreev, V.B. Shmagin, [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2000. – Vol. 369. – P. 426 – 430.

7. **Przybylinska, H.** Optically active erbium centers in silicon [Text]/ H. Przybylinska, W. Jantsch, Yu. Suprun-Belevitch, [et al.] // *Physical Review B*. – 1996. – Vol. 54. – P. 2532–2547.

---

**МАТВЕЕВ Сергей Александрович** – аспирант кафедры физики полупроводников и оптоэлектроники Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, инженер Научно-исследовательского физико-технического института ННГУ.

603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23/3  
matveevsa.sou@gmail.com

**ДЕНИСОВ Сергей Александрович** – научный сотрудник лаборатории электроники твердого тела Научно-исследовательского физико-технического института Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского.

603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23/3  
denisov@nifti.unn.ru

**ЧАЛКОВ Вадим Юрьевич** – научный сотрудник лаборатории электроники твердого тела Научно-исследовательского физико-технического института Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского.

603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23/3  
chalkov@nifti.unn.ru

**ШЕНГУРОВ Владимир Геннадьевич** – заведующий лабораторией электроники твердого тела Научно-исследовательского физико-технического института Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского.

603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23/3  
denisov@nifti.unn.ru

**СТЕПИХОВА Маргарита Владимировна** – научный сотрудник Института физики микроструктур Российской академии наук (ИФМ РАН).

607680, Нижегородская обл., Кстовский район, д. Афонино, Академическая ул., 7  
mst@ipm.sci-nnov.ru