

# Фотолюминесценция ( $\lambda = 1.3$ мкм) при комнатной температуре квантовых точек InGaAs на подложке Si (100)

© Т.М. Бурбаев, И.П. Казаков<sup>¶</sup>, В.А. Курбатов, М.М. Рзаев, В.А. Цветков, В.И. Цехош

Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, 119991 Москва, Россия

(Получена 18 октября 2001 г. Принята к печати 30 октября 2001 г.)

На кремниевой подложке с буферным слоем  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  выращены структуры GaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с квантовыми точками, обладающие интенсивной фотолюминесценцией в области 1.3 мкм при комнатной температуре. Процесс выращивания осуществлялся последовательно в двух установках молекулярно-лучевой эпитаксии с перегрузкой структуры через атмосферу. Приводятся результаты исследования процесса роста структуры методом дифракции быстрых электронов.

## 1. Введение

Прогресс в области информационных технологий во многом определяется развитием оптоэлектроники, где пропускная способность линий передачи информации возрастает на порядки за счет более высокой несущей частоты сигнала. В настоящее время широко применяется оптическое волокно на основе  $\text{SiO}_2$ , в котором при длине волны 1.3 мкм отсутствует дисперсия, а при 1.55 мкм потери минимальны. В настоящее время ведется интенсивная разработка светоизлучающих приборов на эти длины волн.

Интегрирование оптических устройств обработки информации в кремниевые интегральные схемы — наиболее естественный путь развития в данном направлении, однако технологические трудности здесь весьма велики. Не удается создать светоизлучающие приборы на основе самого кремния из-за его „непрямозонной“ природы. Попытки использования nanoостровков Si-Ge, пористого кремния, легирования кремния редкоземельными элементами пока не привели к созданию приборов, так как оптические характеристики этих структур при комнатной температуре неудовлетворительны.

Возможное решение проблемы заключается в использовании прямозонных материалов  $A^{III}B^V$  в качестве светоизлучающих элементов, интегрированных на кремниевой подложке. Несмотря на очевидные успехи в технологии гибридных интегральных схем, где готовые приборы, например лазеры, „приклеиваются“ на кремниевую подложку, структуры, получаемые в процессе эпитаксиального роста, более перспективны хотя бы потому, что они технологичны при групповых методах изготовления интегральных схем. Получение совершенных эпитаксиальных слоев GaAs на кремнии сталкивается с рядом проблем, таких как высокая плотность дислокаций и возникновение антифазных доменов. Вместе с тем nanoостровковые структуры из прямозонного материала на кремниевой подложке практически не исследовались. В работе [1] nanoостровки InAs выращивались непосредственно на кремниевой подложке. Структуры обладали люминесценцией в области 1.55 мкм при комнатной температуре.

В данной работе предложен новый подход: квантовые точки (КТ)  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  формировались в матрице GaAs, эпитаксиально выращенной на подложке Si (001) с буферными слоями  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ .

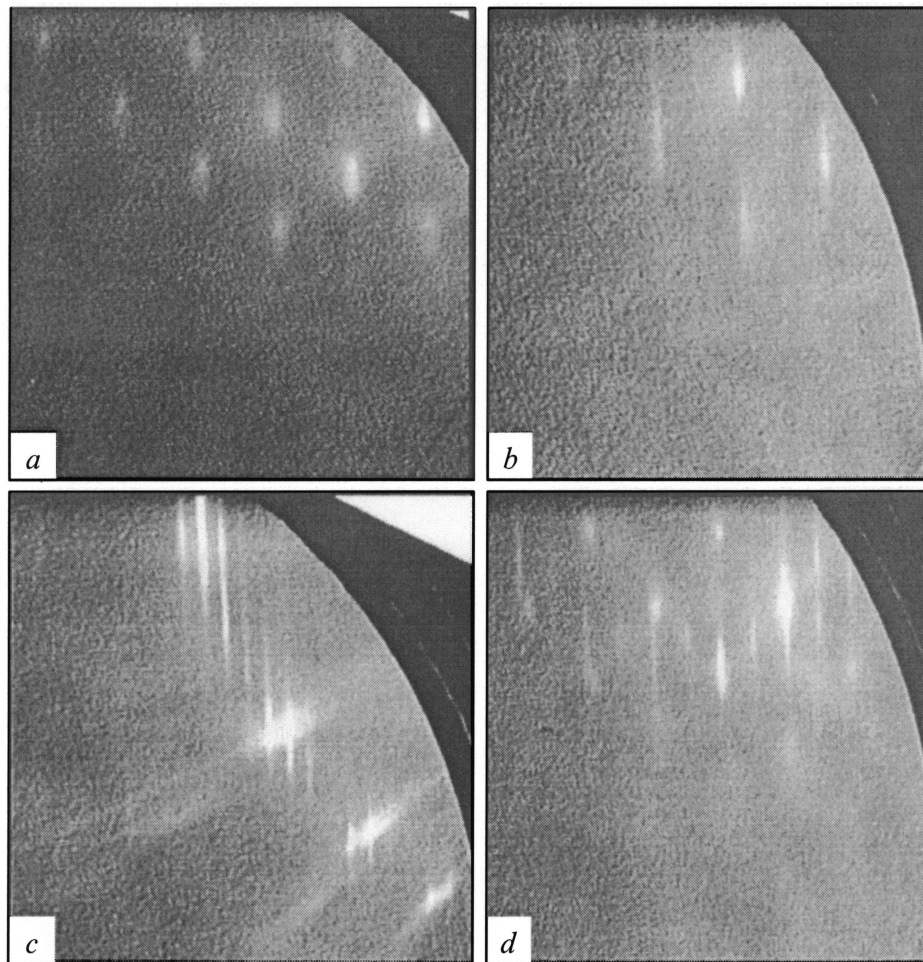
## 2. Подготовка образцов

Выращивание структуры проводилось последовательно на двух установках молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). На установке „Катунь“ с электронно-лучевыми испарителями выращивался буферный слой  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , на установке „ЦНА-25“ с тигельными молекулярными источниками — активная область структуры GaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  (КТ). Структура выращивалась на

GaAs, 200 Å, 650°C
InGaAs quantum dots, 650°C
GaAs, 2000 Å, 700°C
Cap Si, 50 Å, 500°C
Ge, 1500 Å, 500°C
$\text{Si}_{0.1}\text{Ge}_{0.9}$ , 500 Å, 250°C
$\text{Si}_{0.38}\text{Ge}_{0.62}$ , 1500 Å, 500°C
$\text{Si}_{0.38}\text{Ge}_{0.62}$ , 500 Å, 250°C
$\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ , 1500 Å, 500°C
$\text{Si}_{0.7}\text{Ge}_{0.3}$ , 500 Å, 250°C
Si, 500 Å, 400°C
Si, 1000 Å, 750°C
Substrate Si (001)

**Рис. 1.** Схематический разрез структуры, содержащей квантовые точки InGaAs, на подложке Si (001) с многослойным буфером  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ . Указаны толщины слоев  $d$  и температуры  $T_s$ , при которых слои выращивались.

<sup>¶</sup> E-mail: kazakov@sci.lebedev.ru  
Fax: (095)1357880



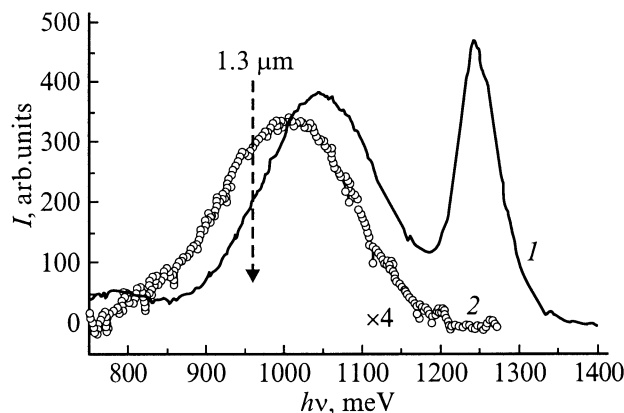
**Рис. 2.** Картины дифракции быстрых электронов на отражение на различных стадиях выращивания гетероструктуры (энергия электронов 15 кэВ, азимут  $\langle 110 \rangle$ ): *a* — поверхность подложки Si (001) с выращенными буферными слоями Si/SiGe/Ge/Si после перегрузки через атмосферу из установки „Катунь“ в ростовую камеру „ЦНА-25“; *b* — та же поверхность после очистки в потоке Ga; *c* — поверхность буферного слоя GaAs (001) толщиной 2000 Å; *d* — изменение картины дифракции после выращивания слоя квантовых точек InGaAs.

подложке кремния марки КЭФ-4.5 с ориентацией (001) диаметром 76 мм.

Предэпитаксиальная подготовка подложки в установке „Катунь“ заключалась в удалении окисного слоя в потоке паров Si при температуре  $T_s = 1000^\circ\text{C}$  (здесь и далее в качестве значения  $T_s$  приводятся показания термопары нагревателя подложки). Затем выращивался буферный слой Si толщиной 1000 Å ( $T_s = 750^\circ\text{C}$ ) и многослойный буфер  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  со ступенчатым увеличением содержания Ge. Для достижения более полной релаксации напряжений несоответствия и снижения плотности дислокаций в буферном слое со ступенчатым изменением состава использовался метод, предложенный авторами работ [2,3]. Схематический разрез структуры с указанием состава, толщины слоя и температуры  $T_s$  приведен на рис. 1. Каждый слой с определенным содержанием Ge включал подслой толщиной  $d = 500$  Å, выращенный при пониженной температуре,  $T_s = 250^\circ\text{C}$ . Затем температура поднималась до  $T_s = 500^\circ\text{C}$  и наращивалось еще 1500 Å материала того же состава. После паузы,

необходимой для увеличения потока Ge, таким же образом выращивался следующий слой и т.д. Как видно из приведенной схемы, многослойный буфер  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  состоял из трех слоев с содержанием Ge  $x = 0.3, 0.62, 1.0$ . Для защиты верхнего слоя чистого Ge на поверхность структуры был нанесен тонкий ( $d = 50$  Å) слой Si. Затем структура была перенесена через атмосферу в шлюзовую камеру установки МЛЭ „ЦНА-25“, в которой в течение 1 ч был достигнут вакуум выше  $10^{-6}$  Па.

Удаление окисного слоя  $\text{SiO}_2$  с поверхности структуры в установке „ЦНА-25“ проводилось путем прогрева при  $T_s = 800^\circ\text{C}$  в потоке Ga. Затем выращивалась следующая структура: слой GaAs толщиной  $d = 2000$  Å при  $T_s = 700^\circ\text{C}$ , слой КТ  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  ( $x = 0.5$ ) при  $T_s = 650^\circ\text{C}$ , защитный слой GaAs толщиной  $d = 200$  Å при  $T_s = 650^\circ\text{C}$ . Слой КТ выращивался в процессе циклического осаждения пар слоев InAs/GaAs, продолжительность осаждения каждого слоя 2 с. Эффективная толщина слоя КТ составила 30 Å.



**Рис. 3.** Спектры фотолюминесценции гетероструктуры с квантовыми точками InGaAs, выращенной на подложке Si(001)/Si<sub>0.7</sub>Ge<sub>0.3</sub>/Si<sub>0.38</sub>Ge<sub>0.62</sub>/Si<sub>0.1</sub>Ge<sub>0.9</sub>/Ge/GaAs, при 77 (1) и 300 К (2).

Процессы очистки поверхности подложки и выращивания гетероструктуры контролировались методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭ) и записывались на жесткий диск персонального компьютера системой регистрации и обработки изображений ДБЭ. На рис. 2 приведены картины ДБЭ на различных стадиях выращивания гетероструктуры. После перегрузки кремниевой подложки с буферными слоями Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> в ростовую камеру установки „ЦНА-25“ поверхность была покрыта слоем естественного окисла (рис. 2, a). Очистка в слабом потоке Ga с одновременным нагревом до  $T_s = 800^\circ\text{C}$  приводила к удалению окисного слоя, что подтверждается возникновением реконструкции ( $2 \times 1$ ), характерной для чистой поверхности кремния (рис. 2, b). Практически сразу после начала роста слоя GaAs на поверхности структуры установилась реконструкция ( $2 \times 4$ ). На рис. 2, c представлена картина ДБЭ от поверхности буферного слоя GaAs(001) толщиной 2000 Å, выращенного при  $T_s = 700^\circ\text{C}$ . Наличие вытянутых тяжей в азимуте  $\langle 110 \rangle$  свидетельствует о достаточно высоком качестве слоя GaAs. После выращивания слоя квантовых точек In<sub>0.5</sub>Ga<sub>0.5</sub>As на картине ДБЭ помимо тяжей присутствуют точечные рефлексы, характерные для кристаллических поверхностей с трехмерными островками (рис. 2, d). Анализ положения максимумов интенсивности стержней и точек дает соотношение между постоянными решеток InGaAs и GaAs  $a_{\text{InGaAs}}/a_{\text{GaAs}} = 1.034$ . Это позволяет оценить состав твердого раствора In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As как  $x \approx 0.5$ , без учета напряжений, возникающих из-за несоответствия параметров решетки КТ и матрицы GaAs.

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) измерялись при температурах 77 и 300 К с использованием монохроматора МДР-2. Источником возбуждения служил полупроводниковый лазер с длиной волны излучения  $\lambda = 0.66 \mu\text{м}$  (энергия кванта  $h\nu = 1.87 \text{ эВ}$ ). Максимальная мощность излучения была равна 70 мВт,

плотность мощности излучения на образце составляла не более  $4 \text{ Вт/см}^2$ . Излучение от образцов регистрировалось с помощью охлаждаемого жидким азотом германиевого  $p-i-n$ -фотодиода.

### 3. Результаты и обсуждение

При азотной температуре в спектрах фотолюминесценции  $I(h\nu)$  (рис. 3) наблюдаются линии как от квазидвумерного (2D) смачивающего слоя (при энергии  $h\nu = 1235 \text{ мэВ}$ ), так и от трехмерных (3D) квантовых точек InGaAs (максимум линии при энергии  $h\nu = 1045 \text{ мэВ}$ ). При повышении температуры до комнатной интенсивность излучения КТ падает примерно в 4 раза. Вследствие температурного изменения ширины запрещенной зоны GaAs положение линии при этом смещается в красную область спектра. Большую ширину линий излучения КТ ( $\sim 200 \text{ мэВ}$  на полувысоте) в спектрах ФЛ можно объяснить неоднородностями островков InGaAs как по размеру, так и по составу. Как показали исследования, проведенные на атомно-силовом микроскопе, буферный слой Ge и защитный слой GaAs имеют рельефную поверхность. Это дает основания предполагать, что выращивание КТ InGaAs проводилось так же на рельефной поверхности GaAs. В работах [4,5] подобный спектр ФЛ наблюдался на образцах со смешанной (2D–3D)-структурой слоя InAs в матрице GaAs. (2D–3D)-структура слоя InGaAs весьма вероятна и в наших образцах, учитывая неоднородность толщины слоя из-за различного наклона отдельных участков рельефной поверхности подложки к направлению падения молекулярных пучков. Известно также, что сегрегация в твердых растворах, и в частности InGaAs, на рельефной поверхности приводит к латеральной неоднородности по составу в результате различной скорости поверхностной диффузии компонентов — адатомов к ступеням, концентрация которых больше на наклонных к сингулярным плоскостям участках поверхности [6]. Наличие подобной смешанной (2D–3D)-структуры слоя InGaAs подтверждается также наблюдаемыми *in situ* картинами ДБЭ (рис. 2, d).

### 4. Заключение

В настоящей работе предложен и реализован способ выращивания ансамбля квантовых точек InGaAs на кремниевой подложке путем создания переходного буферного слоя Si/Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>/Ge/GaAs. Получены структуры с интенсивной фотолюминесценцией при комнатной температуре в важной для практических применений области спектра 1.3 мкм.

Показана возможность использования в качестве подложки для эпитаксии GaAs структуры Si/Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>, выращенной в другой установке, после ее перегрузки через атмосферу.

В отличие от формирования КТ  $A^{III}B^V$  непосредственно в кремниевой матрице предлагаемый способ обладает следующими преимуществами.

1) Имеется возможность гибкого управления процессом формирования КТ путем изменения напряжения несоответствия, зависящего от конструкции буферного слоя  $Si/Si_{1-x}Ge_x/Ge/GaAs$ .

2) Подавляется неконтролируемое легирование КТ примесью Si из окружающей матрицы.

3) Изготовление структур осуществляется на обычных установках МЛЭ и не требует разработки специальных ростовых камер, имеющих молекулярные источники как для выращивания слоев соединений  $A^{III}B^V$ , так и слоев  $Si_{1-x}Ge_x$ .

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты № 01-02-17732, № 00-02-16470), Научно-технических программ „Физика твердотельных наноструктур“ (проекты № 97-1050, № 2000-2Ф) и „Перспективные технологии и устройства микро- и нанoeлектроники“ (проект № 1), а также Программы государственной поддержки ведущих научных школ РФ (грант № 00-15-96568).

## Список литературы

- [1] G.E. Cirlin, V.N. Petrov, V.G. Dubrovsky, S.A. Masalov, A.O. Golubok, N.I. Komyak, N.N. Ledentsov, Zh.I. Alferov, D. Bimberg. *Techn. Phys. Lett.*, **24**, 10 (1998).
- [2] H. Chen, L.W. Guo, Q. Cui, Q. Hu, Q. Huang, J.M. Zhou. *J. Appl. Phys.*, **79**, 1167 (1996).
- [3] C.S. Peng, Z.Y. Zhao, H. Chen, J.H. Li, Y.K. Li, L.W. Guo, D.Y. Dai, Q. Huang, J.M. Zhou, Y.H. Zhang, T.T. Sheng, C.H. Tung. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 3160 (1998).
- [4] J.M. Gerard, J.B. Genin, J. Lefebvre, J.M. Moison, N. Lebouche, F. Barthe. *J. Cryst. Growth*, **150**, 351 (1995).
- [5] D.I. Lubyshchev, P.P. Gonzalez-Borrero, E. Marega, jr., E. Petitprez, P. Basmaji. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **14**, 2212 (1996).
- [6] K. Kamath, J. Phillips, J. Singh, P. Bhattacharya. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **14**, 2312 (1996).

Редактор Л.В. Шаронова

## Room temperature photoluminescence ( $\lambda = 1.3 \mu m$ ) of InGaAs quantum dots on Si(001) substrate

*T.M. Burbaev, I.P. Kazakov, V.A. Kurbatov, M.M. Rzaev, V.A. Tsvetkov, V.I. Tsekhosh*

P.N. Lebedev Physical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
119991 Moscow, Russia

**Abstract** A heterostructure with GaAs/ $In_xGa_{1-x}As$  quantum dots has exhibited intense photoluminescence in the range of  $1.3 \mu m$  at room temperature. It was grown on Si(001) substrate with  $Si_{1-x}Ge_x$  buffer layer. The growth process was performed consecutively in two molecular beam epitaxy systems with overloading through out the atmosphere. High energy electron diffraction investigations are presented.