

# Применение компенсирующих слоев GaAsP для роста лазерных гетероструктур с квантовыми ямами InGaAs/GaAs, излучающих на длинах волн больше 1100 нм, на искусственных подложках Ge/Si

© Н.В. Байдусь<sup>1</sup>, В.Я. Алешкин<sup>2</sup>, А.А. Дубинов<sup>2</sup>, З.Ф. Красильник<sup>2</sup>, К.Е. Кудрявцев<sup>2</sup>, С.М. Некоркин<sup>1</sup>, А.В. Новиков<sup>2</sup>, А.В. Рыков<sup>1</sup>, Д.Г. Реунов<sup>1</sup>, М.В. Шалеев<sup>1</sup>, П.А. Юнин<sup>2</sup>, Д.В. Юрасов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Институт физики микроструктур Российской академии наук, 603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: bnv@nifi.unn.ru, sanya@ipm.sci-nnov.ru, aleshkin@ipm.sci-nnov.ru

(Получена 25 апреля 2018 г. Принята к печати 7 мая 2013 г.)

Методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на подложках GaAs и искусственных подложках Ge/Si на основе Si(001) с эпитаксиальным метаморфным слоем Ge выращены лазерные структуры с напряженными квантовыми ямами InGaAs/GaAs. Для подавления релаксации упругих напряжений при росте квантовых ям InGaAs с высокой долей In применялись компенсирующие слои GaAsP. Сопоставлены структурные и излучательные свойства образцов, выращенных на различных типах подложек. На структурах, выращенных на подложках GaAs, получено стимулированное излучение на длинах волн до 1.24 мкм при температуре 300 К, выращенных на подложках Ge/Si — на длинах волн до 1.1 мкм при температуре 77 К.

DOI: 10.21883/FTP.2018.12.46754.33

## 1. Введение

К настоящему времени достигнут заметный прогресс в гибридной интеграции лазерных структур с квантовыми ямами (КЯ) InGaAs/GaAs на подложках Si с метаморфным слоем Ge. Была показана возможность создания подобных лазеров, работающих в области длин волн  $\sim 1000$  нм [1,2], а затем и  $\sim 1100$  нм [3,4]. Однако для использования гибридных  $A^{III}B^V$ -лазеров в кремниевых оптических межсоединениях необходимо еще более длинноволновое излучение, попадающее в область прозрачности объемного кремния (длины волн  $\lambda > 1100$  нм при комнатной температуре). Для смещения рабочей длины волны лазеров с КЯ InGaAs/GaAs в этот спектральный диапазон требуется увеличение доли In в КЯ или увеличение толщины КЯ. Однако в обоих случаях рост упругих напряжений сжатия в КЯ приводит к образованию на гетероинтерфейсе InGaAs/GaAs дислокаций несоответствия. В активной области лазера появляются в высокой концентрации центры безызлучательной рекомбинации, что сопровождается резкой деградацией люминесцентных характеристик получаемых структур. Известным приемом, позволяющим увеличить энергию образования дислокаций несоответствия и подавить их формирование, является встраивание вблизи КЯ тонких слоев GaAsP [4–7]. Вследствие того, что постоянная кристаллической решетки GaAsP меньше, чем GaAs, слои GaAsP создают упругие напряжения растяжения и частично компенсируют напряжения сжатия в КЯ. Это позволяет получить бездефектные КЯ с большей долей In и достичь более длинноволнового излучения, чем в случае „классических“ КЯ InGaAs/GaAs. В данной работе подобный подход применен для выращивания

длинноволновых лазерных гетероструктур с напряженными КЯ InGaAs/GaAs на искусственных подложках кремния с метаморфным эпитаксиальным слоем германия. Сопоставлены результаты, полученные при росте на подложках Ge/Si и GaAs.

## 2. Методика эксперимента

Для роста лазерных структур применялись „виртуальные подложки“ Ge/Si(001). Для формирования таких подложек на неотклоненные пластины Si (001) методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) в установке Riber SIVA-21 осаждался релаксированный слой Ge толщиной 1 мкм. Подробное описание процедуры получения подобных подложек Ge/Si(001) дано в работе [2]. Релаксированный слой Ge обладает постоянной решетки, близкой к GaAs, и играет роль согласованного буфера при росте соединений  $A^{III}B^V$  на кремнии. Далее на полученных подложках Ge/Si(001) методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ) при пониженном давлении в установке Aixtron AIX 200RF растили лазерную гетероструктуру. Источниками элементов являлись триметилгаллий, триметилалюминий, триметилиндий, арсин и фосфин.

Рост лазерной структуры начинался с осаждения буфера из трех периодов AlAs/GaAs (20/50 нм) для снижения количества дефектов при переходе от Ge к GaAs. Далее выращивался толстый буферный слой GaAs (2 мкм), содержащий 5 КЯ  $In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs$  толщиной 10 нм, выполняющих роль дислокационных фильтров. На сформированный таким образом буфер осаждался ограничивающий слой  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  толщиной 1 мкм, далее — волноводный слой (250 нм GaAs,

Исследуемые образцы

Номер образца	$x$ [In]	$d_{QW}$ , нм	$x$ [P]	$d_{CL}$ , нм	$T_{gr}$ , °C
#1369	0.39	7.5	—	—	600
#1384	0.4	8	0.11	10	600
#1400	0.43	7.5	0.14	12	530
#1431	0.44	9	0.125	15	530

*Примечание.* Указаны ростовой номер образца, доля индия в КЯ InGaAs,  $x$  [In], ширина КЯ  $d_{QW}$ , доля фосфора в компенсирующих слоях GaAsP  $x$  [P], толщина этих слоев  $d_{CL}$ , а также температура роста образцов  $T_{gr}$ .

активная область с КЯ InGaAs и с компенсирующими слоями GaAsP, 350 нм GaAs) и покровные слои (слой  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  20 нм для подавления поверхностной рекомбинации фотозвужденных носителей заряда и слой GaAs 10 нм, служащий для предотвращения окисления структуры). В серии лазерных структур варьировались доля In в КЯ  $In_xGa_{1-x}As$  ( $x = 0.38-0.45$ ) и ширина КЯ (6–9 нм), а также параметры компенсирующих слоев  $GaAs_{1-y}P_y$  (доля фосфора  $y = 0.1-0.15$ , толщина  $d = 10-15$  нм), располагавшихся по обе стороны от КЯ через спейсерный слой GaAs толщиной 2–10 нм. Параметры некоторых из исследованных образцов приведены в таблице.

Для уменьшения вероятности релаксации упругих напряжений активная область лазерных структур выращивалась при пониженной температуре (530–600 °C). Отметим, что температура роста является важнейшим параметром при росте КЯ с толщинами выше критических. Необходимо также учитывать сильное влияние температуры на состав твердых растворов InGaAs и GaAsP. Для получения высококачественных слоев GaAsP были проведены дополнительные исследования, направленные на выявление оптимальных температур роста слоев и соотношений потоков фосфина и арсина. Для большинства лазерных структур, формируемых на „виртуальных“ подложках Ge/Si(001), выращивались также структуры-спутники на подложках GaAs.

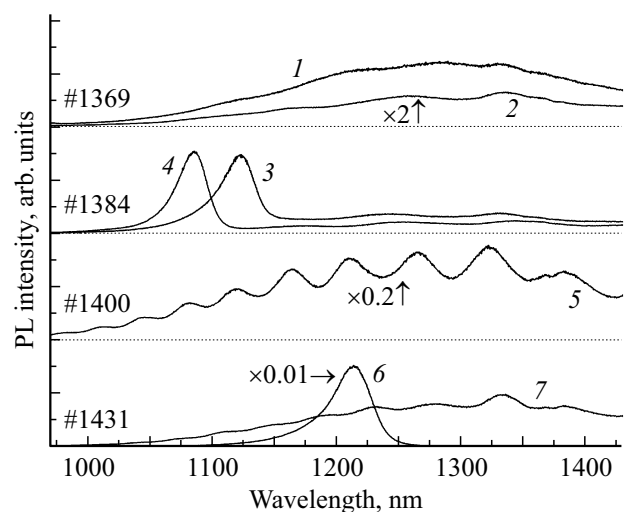
Для первичной характеристики излучательных свойств выращенных образцов регистрировалась карта фотолуминесценции (ФЛ) по площади структур. При этом использовался спектрометр RPM 2000, измерения проводились при температуре 300 К. При получении стимулированного излучения от лазерных гетероструктур накачка образцов осуществлялась с помощью параметрического генератора света „Spectra-Physics“ MOPO-SL (длина волны излучения 0.8 мкм, длительность импульса 10 нс, частота повторения импульсов 10 Гц). Возбуждающее импульсное излучение фокусировалось в полоску размерами  $8 \times 0.3$  мм (перекрывающую всю ширину образца от скола до скола). Для регистрации сигнала ФЛ использовался решеточный монохроматор Acton 2300i и многока-

нальный фотоприемник на основе линейки фотодиодов InGaAs (спектральный диапазон 0.6–2.2 мкм).

### 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены спектры стационарной ФЛ для серии исследуемых образцов, измеренные при комнатной температуре. Так, для образца #1369, не содержащего „компенсирующих“ слоев GaAsP, уже для минимальных значений доли In в КЯ InGaAs и минимальной ширины КЯ ( $x \approx 0.39$ ,  $d \approx 7.5$  нм соответственно) наблюдается релаксация упругих напряжений в КЯ. При этом характерная ширина спектров ФЛ (спектры 1, 2 на рис. 1) составляет сотни нанометров, а интенсивность ФЛ сравнима для образцов, выращенных на подложках GaAs и Ge/Si. В то же время, как следует из вида спектров ФЛ последующих образцов, „вставка“ слоев GaAsP позволяет в значительной степени подавить релаксацию упругих напряжений при формировании КЯ с заметно большей долей In, а также КЯ большей ширины. В этом случае в спектрах ФЛ на фоне широкой полосы, свидетельствующей о частичной релаксации упругих напряжений, наблюдается выраженный пик шириной 25–30 нм (спектры 3, 4 на рис. 1).

Для той области параметров КЯ, в которой удается сформировать напряженные (не релаксированные) КЯ InGaAs, как на подложках GaAs, так и на „виртуальных“ подложках Ge/Si, излучение образцов, выращенных на подложках Ge/Si, является заметно (на 40–70 нм) более коротковолновым, чем для их структур-спутников на подложках GaAs, что свидетельствует о менее активном встраивании In в КЯ InGaAs при росте на подложках

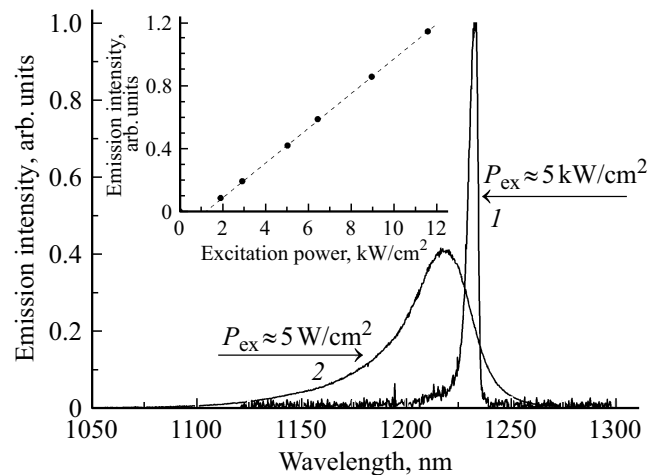


**Рис. 1.** Спектры фотолуминесценции (PL) структур с КЯ InGaAs/GaAs, выращенных на подложках GaAs (1, 3, 6) и на подложках Ge/Si (2, 4, 5, 7). Измерения при температуре  $T = 300$  К. Плотность мощности непрерывной оптической накачки  $P_{ex} \approx 5$  Вт/см<sup>2</sup>.

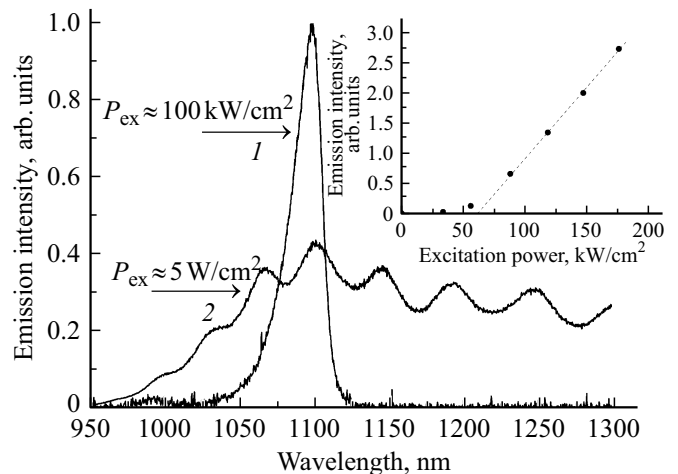
Ge/Si. В качестве предпосылок для этого можно указать следующие различия в характере ростовой поверхности при росте на GaAs и Ge/Si. Во-первых, искусственные подложки Ge/Si изначально являются значительно более дефектными (плотность прорастающих дислокаций  $10^7$ – $10^8$  см $^{-2}$  [8]) по сравнению с подложками GaAs. Во-вторых, при росте GaAs на неполярной подложке Ge/Si возникают антифазные дефекты, что приводит к формированию развитой поверхности с шероховатостью на уровне по меньшей мере десятков нанометров [2]. Высокая плотность дефектов и сильная шероховатость поверхности могут значительно влиять на встраивание адатомов In при росте КЯ InGaAs.

Далее, по мере увеличения доли In, в КЯ наблюдается следующее. При росте структур с КЯ InGaAs на подложках GaAs с использованием компенсирующих слоев GaAsP подбор ростовых условий позволяет формировать практически бездефектные напряженные КЯ с долей индия до  $x = 0.46$ . Получаемые образцы проявляют интенсивную ФЛ на длинах волн до 1220–1240 нм с характерной шириной спектра на уровне 30–40 нм (спектр б на рис. 1). В структурах же, выращенных на подложках Ge/Si, при аналогичных параметрах КЯ InGaAs и слоев GaAsP наблюдается релаксация упругих напряжений с образованием дислокаций несоответствия и сильной деградацией излучательных свойств. Максимальная длина волны излучения, достигнутая при росте структур с КЯ InGaAs на подложках Ge/Si без существенной потери люминесцентных свойств, составила 1120–1130 нм при ширине КЯ 8 нм и доле индия  $x = 0.42$ . Меньший „порог“ релаксации упругих напряжений при росте КЯ InGaAs на подложках Ge/Si в сравнении с GaAs можно связать с намного большей концентрацией прорастающих дислокаций в подобных подложках и неизбежным формированием антифазных границ при росте буфера GaAs на подложке Ge/Si.

В условиях мощного импульсного возбуждения для ряда исследуемых образцов наблюдалось существенное уменьшение ширины линии излучения КЯ и пороговый по мощности накачки рост интенсивности эмиссии. Это свидетельствует о реализации режима стимулированного излучения (СИ) на межзонных переходах в КЯ. Для структур, выращенных на подложках GaAs, наиболее длинноволновое СИ (1240 нм) было получено для образца #1431 (рис. 2). При этом порог возникновения СИ, наблюдаемого при комнатной температуре, составил  $\sim 1$  кВт/см $^2$ . Это близко к рекордным значениям, полученным ранее для напряженных КЯ InGaAs [9]. Для структур же, выращенных на подложках Ge/Si, стимулированное излучение наблюдалось лишь при температуре  $T = 77$  К (рис. 3). При этом была достигнута длина волны СИ  $\sim 1100$  нм с пороговой плотностью мощности накачки на уровне 60 кВт/см $^2$ . Столь высокий порог СИ во многом связан с тем, что для образцов, формируемых на подложках Ge/Si и характеризующихся большой долей In в КЯ InGaAs, на настоящий момент удалось лишь



**Рис. 2.** Спектр стимулированного излучения структуры с напряженной КЯ  $\text{In}_{0.46}\text{Ga}_{0.54}\text{As}/\text{GaAs}$ , выращенной на подложке GaAs (1). Для сравнения приведен (не в масштабе) спектр спонтанной эмиссии (2). Плотность мощности оптической накачки  $P_{\text{ex}} \approx 5$  кВт/см $^2$  (1) и  $\sim 5$  Вт/см $^2$  (2). Температура измерений  $T = 300$  К. На вставке — зависимость интегральной интенсивности эмиссии от плотности мощности возбуждения.



**Рис. 3.** Спектр стимулированного излучения структуры напряженной КЯ  $\text{In}_{0.43}\text{Ga}_{0.57}\text{As}/\text{GaAs}$ , выращенной на искусственной подложке Ge/Si (1). Для сравнения приведен (не в масштабе) спектр спонтанной эмиссии (2). Плотность мощности оптической накачки  $\sim 100$  кВт/см $^2$  (1) и  $\sim 5$  Вт/см $^2$  (2). Температура измерений  $T = 77$  К. На вставке — зависимость интегральной интенсивности эмиссии от плотности мощности возбуждения.

несколько снизить степень релаксации упругих напряжений в КЯ, однако не удалось подавить релаксацию целиком, как это показано для структур на подложках GaAs. В то же время следует оговориться, что для структур на подложках Ge/Si проведены лишь первые ростовые эксперименты и авторы работы допускают возможность значительного улучшения структурных и оптических характеристик формируемых структур по мере оптимизации ростовых параметров.

Таким образом, в работе рассмотрено формирование лазерных гетероструктур с КЯ InGaAs/GaAs и компенсирующими слоями GaAsP на подложках GaAs и Ge/Si. Обнаружено существенное различие свойств образцов, получаемых в одинаковых условиях на подложках GaAs и Ge/Si. Для таких структур наблюдаются различия в критической толщине образования дислокаций несоответствия и различия в эффективности встраивания индия при росте КЯ, что негативно отражается на возможности достижения длинноволновых ( $> 1100$  нм) люминесценции и стимулированного излучения в „гибридных“ структурах на подложках Ge/Si. В структурах, сформированных на подложках GaAs, наблюдалось стимулированное излучение на длине волны 1.24 мкм в условиях импульсной накачки при комнатной температуре, для структур же на подложке Ge/Si стимулированное излучение наблюдалось только при  $T = 77$  К и на значительно меньшей длине волны (1100 нм).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 14-12-00644).

## Список литературы

- [1] J. Wang, X. Ren, C. Deng, H. Hu, Yu He, Zh. Cheng, H. Ma, Y. Huang, X. Duan, X. Yan. *J. Lightwave Technol.*, **33**, 3163 (2015).
- [2] V.Ya. Aleshkin, N.V. Baidus, A.A. Dubinov et al. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 061111 (2016).
- [3] В.Я. Алешкин, Н.В. Байдусь, А.А. Дубинов, К.Е. Кудрявцев, С.М. Некоркин, А.В. Новиков, А.В. Рыков, И.В. Самарцев, А.Г. Фелелов, Д.В. Юрасов, З.Ф. Красильник. *ФТП*, **51** (11), 1530 (2017).
- [4] Н.В. Байдусь, В.Я. Алешкин, А.А. Дубинов, К.Е. Кудрявцев, С.М. Некоркин, А.В. Новиков, Д.А. Павлов, А.В. Рыков, А.А. Сушков, М.В. Шалеев, П.А. Юнин, Д.В. Юрасов, А.Н. Яблонский, З.Ф. Красильник. *ФТП*, **51** (11), 1579 (2017).
- [5] Д.А. Винокуров, Д.Н. Николаев, Н.А. Пихтин, А.Л. Станкевич, В.В. Шамахов, А.Д. Бондарев, Н.А. Рудова, И.С. Тарасов. *ФТП*, **45** (9), 1274 (2011).
- [6] N. Tansu, L.J. Mawst. *IEEE Photon. Technol. Lett.*, **13**, 179 (2001).
- [7] N. Tansu, J.Y. Yeh, L.J. Mawst. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 2112 (2003).
- [8] Д.В. Юрасов, А.И. Бобров, В.М. Данильцев, А.В. Новиков, Д.А. Павлов, Е.В. Скороходов, М.В. Шалеев, П.А. Юнин. *ФТП*, **49**, 1463 (2015).
- [9] L.W. Sung, H.H. Lin. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 1107 (2003).

Редактор Л.В. Шаронова

## Use of strain-compensating GaAsP layers for growth of InGaAs/GaAs quantum well laser heterostructures emitting at wavelengths above 1100 nm, on the artificial Ge/Si substrates

N.V. Baidus<sup>1</sup>, V.Ya. Aleshkin<sup>2</sup>, A.A. Dubinov<sup>2</sup>, Z.F. Krasilnik<sup>2</sup>, K.E. Kudryavtsev<sup>2</sup>, S.M. Nekorkin<sup>1</sup>, A.V. Novikov<sup>2</sup>, A.V. Rykov<sup>1</sup>, D.G. Reunov<sup>1</sup>, M.V. Shaleev<sup>2</sup>, P.A. Yunin<sup>2</sup>, D.V. Yurasov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** Highly strained InGaAs/GaAs quantum well laser heterostructures have been grown by the metalloorganic vapor phase epitaxy on GaAs substrates and on artificial Ge/Si(001) substrates. GaAsP strain-compensating layers were used to suppress strain relaxation for high indium content quantum wells. Comparative analysis of the structural and optical properties of the samples deposited onto GaAs and Ge/Si substrates has been performed. Samples grown on GaAs substrates have demonstrated room-temperature stimulated emission at the wavelength of 1.24  $\mu\text{m}$ . For the samples on Ge/Si substrates, stimulated emission has been observed at the wavelength of 1.1  $\mu\text{m}$  at  $T = 77$  K.