

## Субмонослойные квантовые точки InGaAs/GaAs, выращенные методом МОС-гидридной эпитаксии

© В.Я. Алешкин<sup>1</sup>, Н.В. Байдусь<sup>2</sup>, А.А. Дубинов<sup>1,¶</sup>, К.Е. Кудрявцев<sup>1</sup>, С.М. Некоркин<sup>2</sup>,  
А.В. Круглов<sup>2</sup>, Д.Г. Реунов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603950 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
603950 Нижний Новгород, Россия

¶ E-mail: sanya@ipmras.ru

Поступила в Редакцию 1 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 11 апреля 2019 г.

Принята к публикации 11 апреля 2019 г.

Проведен подбор режима роста квантовых точек методом МОС-гидридной эпитаксии для лазерных структур, выращенных на неотклоненных и отклоненных на  $2^\circ$  подложках GaAs и излучающих на длинах волн выше 1.2 мкм при комнатной температуре. В результате экспериментов удалось достичь плотности квантовых точек  $4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В лазерных структурах с 7 слоями квантовых точек наблюдалось стимулированное излучение на длине волны 1.06 мкм при температуре жидкого азота. Пороговая плотность мощности оптической накачки составила около  $5 \text{ кВт/см}^2$ .

**Ключевые слова:** квантовые точки, МОС-гидридная эпитаксия, GaAs/InGaAs.

DOI: 10.21883/FTP.2019.08.48011.9124

### 1. Введение

В настоящее время в мире бурно развиваются исследования в области гибридных лазеров, т.е. когда лазерная структура выращена на кремниевой подложке. Такой лазер необходим для оптических межсоединений в области длин волн прозрачности объемного кремния (длина волны  $> 1.18 \text{ мкм}$  при комнатной температуре) [1]. В лазерах с квантовыми ямами (КЯ) InGaAs/GaAs для смещения рабочей длины волны в область прозрачности объемного кремния требуется увеличение доли In в КЯ либо увеличение толщины КЯ. Однако в обоих случаях рост упругих напряжений сжатия в КЯ приводит к образованию на гетероинтерфейсе InGaAs/GaAs дислокаций несоответствия. Известным приемом, позволяющим увеличить энергию образования дислокаций несоответствия и подавить их формирование, является встраивание вблизи КЯ тонких слоев GaAsP [2]. Для лазерных структур, выращенных на кремнии, удалось лишь несколько снизить степень релаксации упругих напряжений в КЯ, однако подавить релаксацию целиком не удалось, как это показано для структур на GaAs-подложках [3]. В активной области лазера появляются в высокой концентрации центры безызлучательной рекомбинации, что сопровождается резкой деградацией люминесцентных свойств получаемых структур. Кроме того, структуры с КЯ InGaAs на кремниевых подложках очень чувствительны к дефектам, которые возникают на границе кремния и полупроводников  $A^{III}B^V$  [4–6]. Поэтому в последнее время для преодоления этих двух проблем в качестве активной среды используются квантовые точки (КТ) InAs.

К настоящему времени был создан ряд лазерных диодов с КТ на основе полупроводников  $A^{III}B^V$ , выращенных на Si подложках, отклоненных на несколько градусов от направления [001], для подавления формирования антифазных дефектов, вызванных ростом полярных материалов на неполярной подложке [7,8]. В то же время существующие технологии изготовления кремниевых процессоров развиты для точно ориентированных подложек Si (001) с отклонением, не превышающим  $0.5^\circ$  [9]. В последние годы появились сообщения о формировании лазеров с КТ InAs на неотклоненных кремниевых подложках [10,11] методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), использование которого не является практичным с точки зрения промышленного производства, и лишь совсем недавно появилась первая работа, посвященная формированию лазера с КТ на кремниевой подложке более высокопроизводительным, промышленным методом МОС-гидридной эпитаксии [12]. Однако авторы этой работы использовали отклоненную на  $4^\circ$  подложку. Поэтому до сих пор является актуальным рост гибридной лазерной структуры с КТ на неотклоненной кремниевой подложке методом МОС-гидридной эпитаксии. Работ, посвященных лазерам на КТ, выращенных методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках GaAs и излучающих на длинах волн выше 1.2 мкм, также мало [13,14].

В настоящей работе сообщается о проведении ростовых экспериментов, направленных на подбор оптимальных режимов роста КТ методом МОС-гидридной эпитаксии на неотклоненных и отклоненных на  $2^\circ$  подложках GaAs для реализации лазерных структур, излучающих на длинах волн выше 1.2 мкм.

Режимы роста исследуемых структур InGaAs/GaAs

Режим роста	$d_{\text{In}}, \text{MC}$	$d_{\text{Ga}}, \text{MC}$	$F(\text{AsH}_3)$	$N_{\text{cycle}}$	$D_{\Sigma}, \text{MC/нм}$	$T_{\text{gr}}, ^\circ\text{C}$
A	0.5	2	+	5	13/3.9	520
B	1	1	+	5	10/3	520
C	0.25	0.25	–	10	5/1.5	515
D	0.25	0.25	–	10	5/1.5	485

Указаны: количество индия и галлия ( $d_{\text{In}}$  и  $d_{\text{Ga}}$ ), осаждаемого в каждом цикле субмонослойного роста и число таких циклов ( $N_{\text{cycle}}$ ) при росте одного слоя КТ; суммарная толщина осаждаемого материала ( $D_{\Sigma}$ ), температура роста ( $T_{\text{gr}}$ ). Поток арсина ( $F$ ) сохранялся неизменным в течение всего ростового цикла („+“,), либо выключался во время осаждения In и Ga („–“).

## 2. Исследуемые образцы и методика субмонослойного роста КТ

Исследуемые гетероструктуры выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии при пониженном давлении на установке Aixtron AIX-200RF. Рост проводился на подложках GaAs как с точной ориентацией (001), так и с отклонением  $2^\circ$  в направлении [011]. Источниками элементов являлись триметилгаллий, триметилиндий, триметилалюминий и арсин. Рост буферного слоя GaAs, ограничительного слоя AlGaAs и вновь слоя GaAs (каждый из этих слоев имел толщину 0.5 мкм) осуществлялся при температуре  $T_{\text{gr}} \sim 650^\circ\text{C}$ . Рост непосредственно КТ проводился при пониженной температуре ( $485\text{--}520^\circ\text{C}$ ) в циклическом режиме субмонослойного осаждения [15]. В каждом цикле последовательно осаждались индий (в количестве 0.25–1 монослоя, MC) и галлий (0.25–2 MC), после чего делалась пауза в 5 с; далее такой цикл повторялся 5–10 раз. Поток арсина был при этом неизменным либо прерывался на время осаждения In и Ga. Всего было опробовано 4 различных ростовых режима, их параметры приведены в таблице. После роста слоя КТ структура заравнивалась покровным слоем GaAs толщиной 20–200 нм при той же (низкой) температуре, при которой проводился рост КТ.

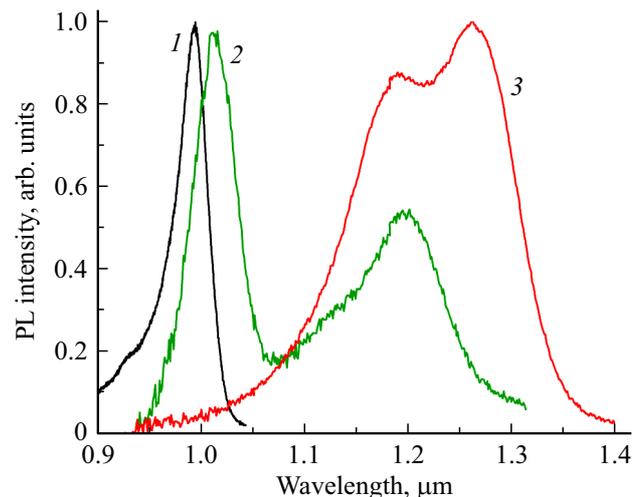
Выращивались также многослойные структуры, содержащие 3 слоя КТ, разделенных спейсерными слоями GaAs толщиной 6–12 нм; при этом последний слой поверхностных КТ заравнивался тонким (2 мкм) покровным слоем GaAs. Такие комбинированные структуры позволили проводить характеризацию формируемых массивов КТ как с применением атомно-силовой микроскопии (АСМ), так и с использованием спектроскопии фотолуминесценции (ФЛ).

Исследование морфологии поверхности выращенных образцов и установление характеристик получаемых массивов КТ InGaAs/GaAs проводились с помощью АСМ-микроскопа Solver PRO-M („NT-MDT“, Россия) на воздухе в полуконтактном режиме; при этом использовались зонды NT-MDT ETALON HA\_HR с радиусом закругления не более 10 нм. По АСМ-изображениям определялись поверхностная концентрация, высота и

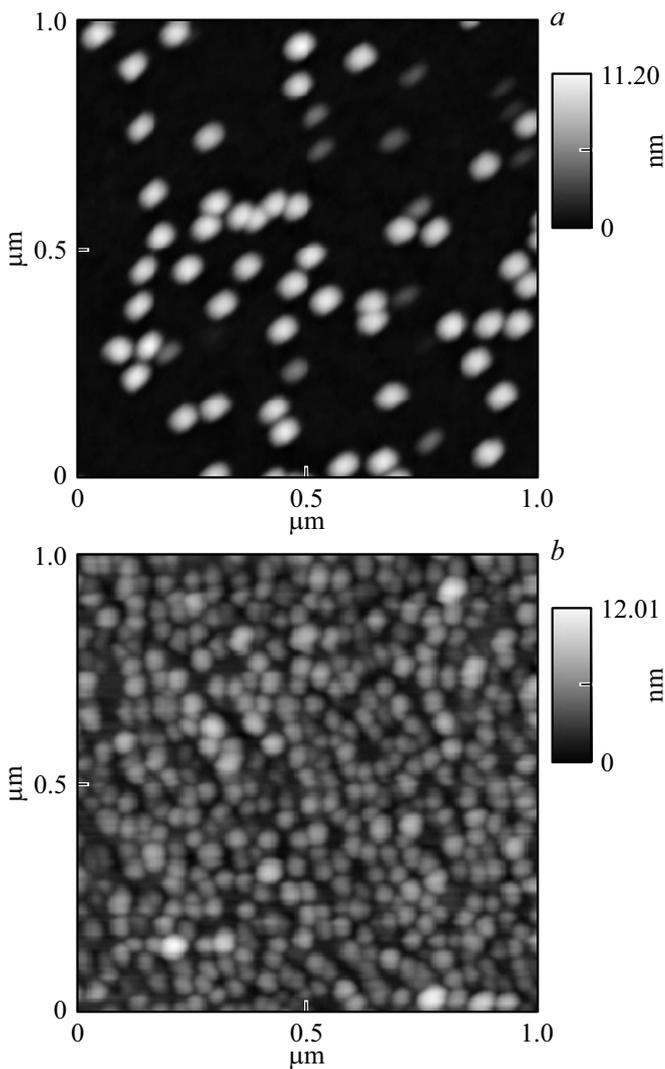
латеральные размеры КТ. Спектры ФЛ выращенных структур измерялись с помощью монохроматора МДР-23, оснащенного германиевым фотодетектором, с применением методики синхронного детектирования сигнала. Возбуждение ФЛ осуществлялось непрерывным лазером с длиной волны излучения 0.63 мкм, либо, при импульсных измерениях, с помощью параметрического генератора света „Spectra-Physics“ МОРО-SL (длина волны излучения 0.8 мкм, длительностью импульса 10 нс, частота повторения импульсов 10 Гц). Измерения проводились при температурах  $T = 77$  и  $300$  К.

## 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Спектры ФЛ образцов #1418, #1419 и #1420, выращенных в режимах А, В и С соответственно (см. таблицу) на подложках (001)GaAs, приведены на рис. 1. В спектре ФЛ образца #1418 наблюдается относительно узкий пик ( $\delta\lambda \sim 35$  нм при  $T = 300$  К) вблизи длины волны 1 мкм, что указывает на реализацию в режиме А двумерного роста и формирование квантовой ямы InGaAs. Отметим, что в работе [16] при росте методом МПЭ сходные условия субмонослойного осаждения материалов приводили к формированию КТ InAs/GaAs. Увеличение доли In, осаждаемого в одном цикле (образец #1419, выращенный в режиме В), приводит к возникновению в спектре ФЛ, наряду с коротковолновым узким пиком, также и широкого пика ( $\delta\lambda \sim 100$  нм при  $T = 300$  К) с максимумом вблизи 1.2 мкм. Можно сделать вывод, что в этом случае происходит переход от двумерного роста к трехмерному, а наблюдаемые



**Рис. 1.** Спектры ФЛ образцов, выращенных в различных режимах субмонослойного осаждения InGaAs: 1 — режим А (образец #1418), 2 — режим В (#1419), 3 — режим С (#1420). Вид спектров ФЛ в серии #1418/#1419/#1420 отражает переход от двумерного роста (КЯ) через „промежуточное состояние“ (КЯ + КТ) к трехмерному (КТ). Температура измерений  $T = 300$  К.



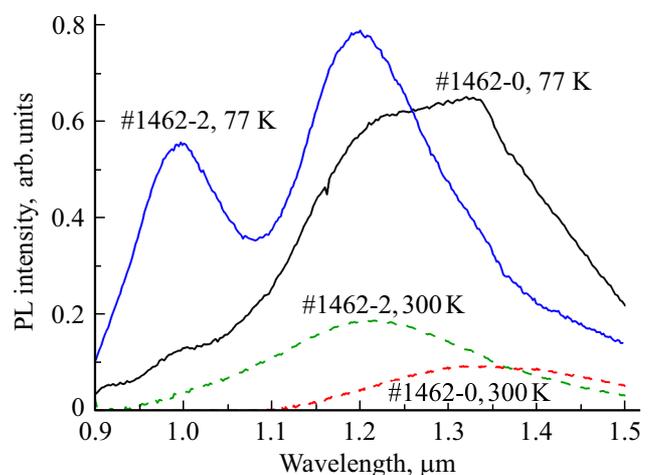
**Рис. 2.** АСМ-изображение поверхностных КТ образцов #1420 (a) и #1462-0 (b). Размер снимков  $1 \times 1$  мкм.

в спектрах ФЛ полосы эмиссии соответствуют излучению квантовой ямы („смачивающего“ слоя) и образующихся КТ.

Последующая оптимизация режимов роста заключалась в уменьшении количества осаждаемого в каждом цикле материала (режимы С и D); при этом во время осаждения металлических элементов выключался поток арсина. В этом случае в спектрах ФЛ наблюдалась одна широкая полоса ( $\delta\lambda > 100$  нм) эмиссии ФЛ с максимумом на длине волны 1.26 мкм, обусловленная межзонными переходами в КТ (рис. 1, образец #1420). Коротковолновое плечо в спектре ФЛ с максимумом вблизи 1.19 мкм обусловлено оптическими переходами с участием возбужденных состояний, что подтверждается зависимостью вида спектра от плотности мощности накачки (не приводится в данной работе) [17]. Формирование КТ подтверждается и данными АСМ-исследований; снимок поверхности образца #1420 представлен на рис. 2, а.

Наблюдается достаточно однородный массив КТ с поверхностной плотностью  $\sim 8 \cdot 10^9$  см $^{-2}$ . Кроме КТ, на поверхности образца присутствуют также большие (по-видимому, с образованием дислокаций) островки с поверхностной плотностью  $\sim 10^8$  см $^{-2}$ . Уменьшение температуры роста КТ до  $T_{gr} \sim 485^\circ\text{C}$  (режим D, образец #1462-0) позволило одновременно снизить плотность крупных кластеров до  $10^7$  см $^{-2}$  и существенно, до  $4 \cdot 10^{10}$  см $^{-2}$ , повысить поверхностную плотность КТ. Соответствующий АСМ-снимок представлен на рис. 2, b; видно, что как латеральный размер, так и высота КТ значительно уменьшились в сравнении со случаем высокотемпературного роста.

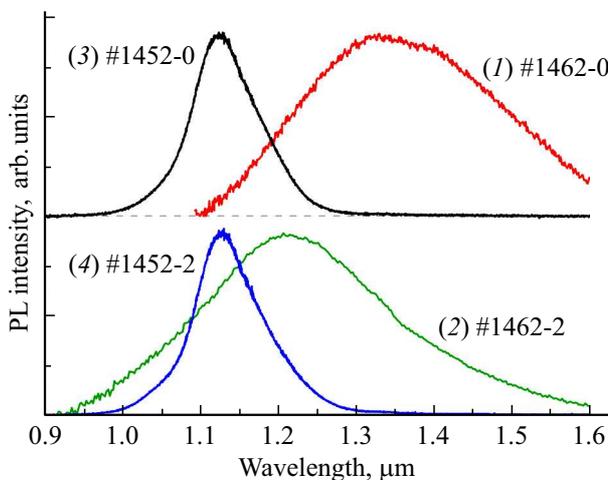
Ростовые эксперименты проводились также и на вицинальных (отклоненных на  $2^\circ$  в направлении [011]) подложках GaAs (образец #1462-2); при этом также было достигнуто формирование КТ приблизительно с той же концентрацией, что и в случае роста на сингулярной поверхности (001)GaAs. Латеральные размеры и высота КТ при росте на вицинальной поверхности оказалась несколько меньше, чем для роста на (001)GaAs. Спектры ФЛ образцов #1462-0 и #1462-2 сопоставлены на рис. 3, и следует отметить два их существенных различия. Во-первых, максимум излучения КТ в образце #1462-2 смещен на  $\sim 100$  нм в область меньших длин волн, что коррелирует с уменьшением размера КТ; во-вторых, в спектре ФЛ этого образца при температуре  $T = 77$  К проявляется коротковолновый пик вблизи 1 мкм, который может быть связан с наличием неоднородного квазидвумерного смачивающего слоя либо массива мелких КТ. Указанные обстоятельства позволяют сделать заключение, что наличие ступеней роста на вицинальной поверхности задерживает переход от двумерного роста слоя InGaAs к трехмерному и в некоторой степени препятствуют формированию КТ. В то же время рассмотрение роста структур с КТ на отклоненных под-



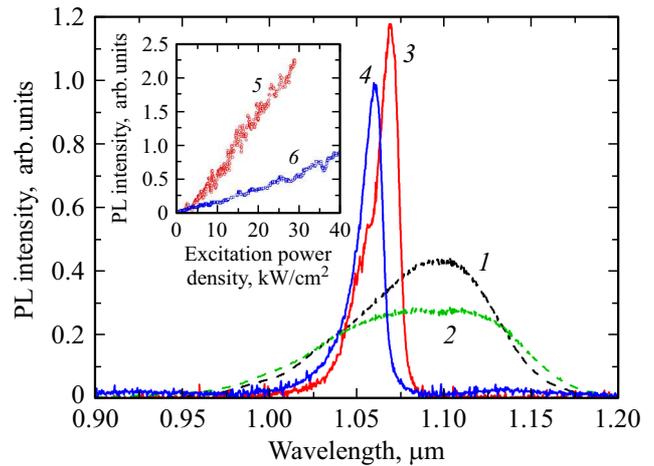
**Рис. 3.** Спектры ФЛ образцов #1462-0 и #1462-2, измеренные при температуре  $T = 77$  К (сплошные кривые) и  $T = 300$  К (штриховые кривые).

ложках может быть важно для последующей реализации гибридных лазерных структур с КТ  $A^{III}B^V$  на кремнии.

В данной работе были реализованы лазерные гетеро-структуры с КТ InGaAs/GaAs на подложках GaAs. Как и в случае структур, предназначенных для отработки условий роста и наблюдения спонтанной ФЛ, рост лазерных структур осуществлялся на точно ориентированных (001) подложках и на подложках, отклоненных на  $2^\circ$  в направлении [011]. В лазерных структурах формировался толстый (1 мкм) нижний слой оптического ограничения  $Al_{0.8}Ga_{0.2}As$ , далее осаждался волноводный слой GaAs толщиной 200 нм, в центр которого встраивались 7 слоев КТ с расстоянием между слоями 12 нм. Структура закрывалась тонким (50 нм) слоем  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$  с целью снижения поверхностной рекомбинации фотовозбужденных носителей заряда и покровным слоем GaAs, толщиной также 50 нм. Отметим, что для обеспечения хорошего структурного и оптического качества верхнего ограничивающего слоя AlGaAs необходим рост при достаточно высокой температуре ( $T_{gr} \sim 600-650^\circ C$ ), превышающей температуру роста КТ, что оказывает значительное влияние на излучательные свойства получаемых структур. Так, на рис. 4 сопоставлены спектры ФЛ образцов #1452-0 и #1452-2 (лазерные структуры, выращенные на сингулярной и вицинальной подложках соответственно) со спектрами ФЛ образцов #1462-0 и #1462-2. Рост этих образцов проводился в одинаковых условиях, за исключением роста верхнего ограничивающего слоя. Сопоставление приведенных спектров ФЛ позволяет сделать вывод, что высокотемпературное воздействие при зарастивании слоев КТ приводит к существенному сдвигу длины волны излучения получаемых массивов КТ в коротковолновую часть спектра, что может объясняться взаимодиффузией материалов КТ InGaAs и матрицы GaAs [18]. Данное обстоятельство



**Рис. 4.** Спектры ФЛ образцов с КТ InGaAs/GaAs #1462-0 (1) и #1462-2 (2), а также лазерных структур #1452-0 (3) и #1452-2 (4). Спектры нормированы на максимальное значение и разнесены по вертикали для наглядности. Измерения при температуре  $T = 300 K$ .



**Рис. 5.** Спектры излучения образцов #1452-0 (1, 3) и #1452-2 (2, 4) при непрерывной (1, 2) накачке (штриховые кривые) и при импульсной (3, 4) накачке (сплошные кривые). На вставке — зависимость максимума интенсивности излучения от плотности мощности накачки для образцов #1452-0 (5) и #1452-2 (6). Температура измерений  $T = 77 K$ .

определяет интерес к развитию низкотемпературного роста ограничительных слоев в лазерных структурах с КТ InGaAs/GaAs; в частности, такие слои, осаждаемые при температуре роста КТ без потери качества, могли бы быть реализованы на основе InGaP [12].

В лазерных структурах #1452-0 и #1452-2 в условиях импульсной оптической накачки удалось наблюдать появление стимулированного излучения на межзонных переходах в КТ. Соответствующие спектры спонтанной эмиссии и стимулированного излучения, измеренные при температуре  $T = 77 K$ , приведены на рис. 5. Для обоих образцов пик стимулированного излучения сдвинут в сторону высоких энергий относительно пика спонтанного излучения и хорошо соответствует по спектральному положению области излучательных переходов с участием возбужденных состояний КТ, что свидетельствует об их участии в обеспечении оптического усиления. На вставке рис. 5 приведены зависимости максимума интенсивности эмиссии от плотности мощности накачки для образцов #1452-0 и #1452-2. Пороговые плотности мощности накачки составили порядка  $5 \text{ кВт/см}^2$  и  $10 \text{ кВт/см}^2$  соответственно для образцов, выращенных на точно ориентированной и отклоненной подложках GaAs.

#### 4. Заключение

Были выявлены режимы субмонослойного роста, обеспечивающие формирование КТ InGaAs/GaAs, излучающих на длинах волн выше 1.2 мкм при комнатной температуре, в процессе МОС-гибридной эпитаксии на неотклоненных (001) и отклоненных на  $2^\circ$  подложках GaAs. Плотность КТ составила  $\sim 4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  при тем-

пературе роста 485°C; при этом плотность дислоцированных кластеров составила меньше  $10^7 \text{ см}^{-2}$ . Выращены лазерные структуры с 7 слоями КТ InGaAs/GaAs, в которых наблюдалось стимулированное излучение на длине волны 1.06 мкм при температуре жидкого азота.

### Благодарности

В работе использовалось оборудование УСУ „Фемтоспектр“ ЦКП „Физика и технология наноструктур“ Института физики микроструктур Российской академии наук.

### Финансирование работы

Работа частично выполнена при поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 18-29-20016 и в рамках государственного задания Института физики микроструктур РАН на 2019 г. (№ 0035-2019-0020-С-01).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] C. Sun, M.T. Wade, Y. Lee, J.S. Orcutt, L. Alloatti. *Nature*, **528**, 534 (2015).
- [2] 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).
- [3] Н.В. Байдусь, В.Я. Алешкин, А.А. Дубинов, З.Ф. Красильник, К.Е. Кудрявцев, С.М. Некоркин, А.В. Новиков, А.В. Рыков, Д.Г. Реунов, М.В. Шалеев, П.А. Юнин, Д.В. Юрасов. *ФТП*, **52** (12), 1443 (2018).
- [4] 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).
- [5] N.V. Kryzhanovskaya, E.I. Moiseev, Yu.S. Polubavkina, M.V. Maximov, M.M. Kulagina, S.I. Troshkov, Yu.M. Zadiranov, A.A. Lipovskii, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, Z.F. Krasilnik, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, A.V. Rykov, A.A. Sushkov, D.V. Yurasov, A.E. Zhukov. *Opt. Express*, **25**, 16754 (2017).
- [6] 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**, 311 (2018).
- [7] A.Y. Liu, C. Zhang, J. Norman, A. Snyder, D. Lubyshv, J.M. Fastenau, A.W.K. Liu, A.C. Gossard, J.E. Bowers. *Appl. Phys. Lett.*, **104**, 041104 (2014).
- [8] S. Chen, W. Li, J. Wu, Q. Jiang, M. Tang, S. Shutts, S.N. Elliott, A. Sobiesierski, A.J. Seeds, I. Ross, P.M. Smowton, H. Liu. *Nature Photonics*, **10**, 307 (2016).
- [9] K. Volz, A. Beyer, W. Witte, J. Ohlmann, I. N'emeth, B. Kunert, W. Stolz. *J. Cryst. Growth*, **315**, 37 (2011).
- [10] Y. Wan, J. Norman, Q. Li, M.J. Kennedy, D. Liang, C. Zhang, D. Huang, Z. Zhang, A.Y. Liu, A. Torres, D. Jung, A.C. Gossard, E.L. Hu, K.M. Lau, J.E. Bowers. *Optics*, **4**, 940 (2017).
- [11] A.Y. Liu, J. Peters, X. Huang, D. Jung, J. Norman, M.L. Lee, A.C. Gossard, J.E. Bowers. *Optics Lett.*, **42**, 338 (2017).
- [12] J. Wang, H. Hu, H. Yin, Y. Bai, J. Li, X. Wei, Y. Liu, Y. Huang, X. Ren, H. Liu. *Photonics Res.*, **6**, 321 (2018).
- [13] S.M. Kim, Y. Wang, M. Keever, J.S. Harris. *IEEE Photonics Technology Letters*, **16**, 377 (2004).
- [14] I.N. Kaiander, R.L. Sellin, T. Kettler, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, N.D. Zakharov, P. Werner. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2992 (2004).
- [15] S.S. Mikhlin, A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, N.A. Maleev, V.M. Ustinov, Yu.M. Shernyakov, I.P. Soshnikov, D.A. Livshits, I.S. Tarasov, D.A. Bedarev, B.V. Volovik, M.V. Maximov, A.F. Tsatsul'nikov, N.N. Ledentsov, P.S. Kop'ev, D. Bimberg, Zh.I. Alferov. *Semicond. Sci. Technol.*, **15**, 1061 (2000).
- [16] D. Arsenijevic, C. Liu, A. Payusov, M. Stubenrauch, D. Bimberg. *IEEE Photon. Tech. Lett.*, **24** (11), 1041 (2012).
- [17] D.L. Huffaker, D.G. Deppe. *Appl. Phys. Lett.*, **73**, 520 (1998).
- [18] D. Franke, M. Moehrle, J. Boettcher, P. Harde, A. Sigmund, H. Kuenze. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 081117 (2007).

Редактор А.Н. Смирнов

### Submonolayer InGaAs/GaAs quantum dots grown by MOCVD

V.Ya. Aleshkin<sup>1</sup>, N.V. Baidus<sup>2</sup>, A.A. Dubinov<sup>1</sup>, K.E. Kudryavtsev<sup>1</sup>, S.M. Nekorkin<sup>2</sup>, A.V. Kruglov<sup>2</sup>, D.G. Reunov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** In this paper, we selected the growth mode of InGaAs quantum dots by MOCVD for laser structures grown on exact and deflected at 2° GaAs substrates and emit at wavelengths above 1.2 μm at room temperature. As a result, the density of quantum dots  $4 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  was achieved. Stimulated emission was observed in laser structures with 7 layers of quantum dots at a wavelength of 1.06 μm at liquid nitrogen temperature. The threshold power density of optical pumping was about 5 kW/cm<sup>2</sup>.