

# Формирование nanoостровков InAs на поверхности кремния и гетероструктур на их основе

© И.В. Илькив<sup>1,2</sup>, В.В. Лендяшова<sup>1,3</sup>, Б.Б. Бородин<sup>3</sup>, В.Г. Талалаев<sup>4</sup>,  
Т. Шугабаев<sup>1</sup>, Р.Р. Резник<sup>2</sup>, Г.Э. Цырлин<sup>1,2,5</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова  
Российской академии наук,

194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный университет,

199034 Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,

194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Martin Luther University Halle-Wittenberg,

06108 Halle, Germany

<sup>5</sup> Национальный исследовательский университет ИТМО,

197101 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: fiskerr@yandex.com

Поступила в Редакцию 5 мая 2023 г.

В окончательной редакции 29 июня 2023 г.

Принята к публикации 6 июля 2023 г.

Представлены экспериментальные результаты исследований по формированию InAs-островков на поверхности кремния методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Установлено, что в зависимости от рельефа Si поверхности и наличия наноямок могут формироваться InAs-островки как с бимодальным, так и однородным распределением по размерам. С помощью двухстадийного зарощивания кремнием показана возможность создания гетероструктур с внедренными в кремний InAs-квантовыми точками, демонстрирующими фотолуминесценцию в области 1.65 мкм.

**Ключевые слова:** квантовые точки, молекулярно-пучковая эпитаксия, полупроводники, кремний, гетероструктуры.

DOI: 10.21883/FTP.2023.05.56199.26k

## 1. Введение

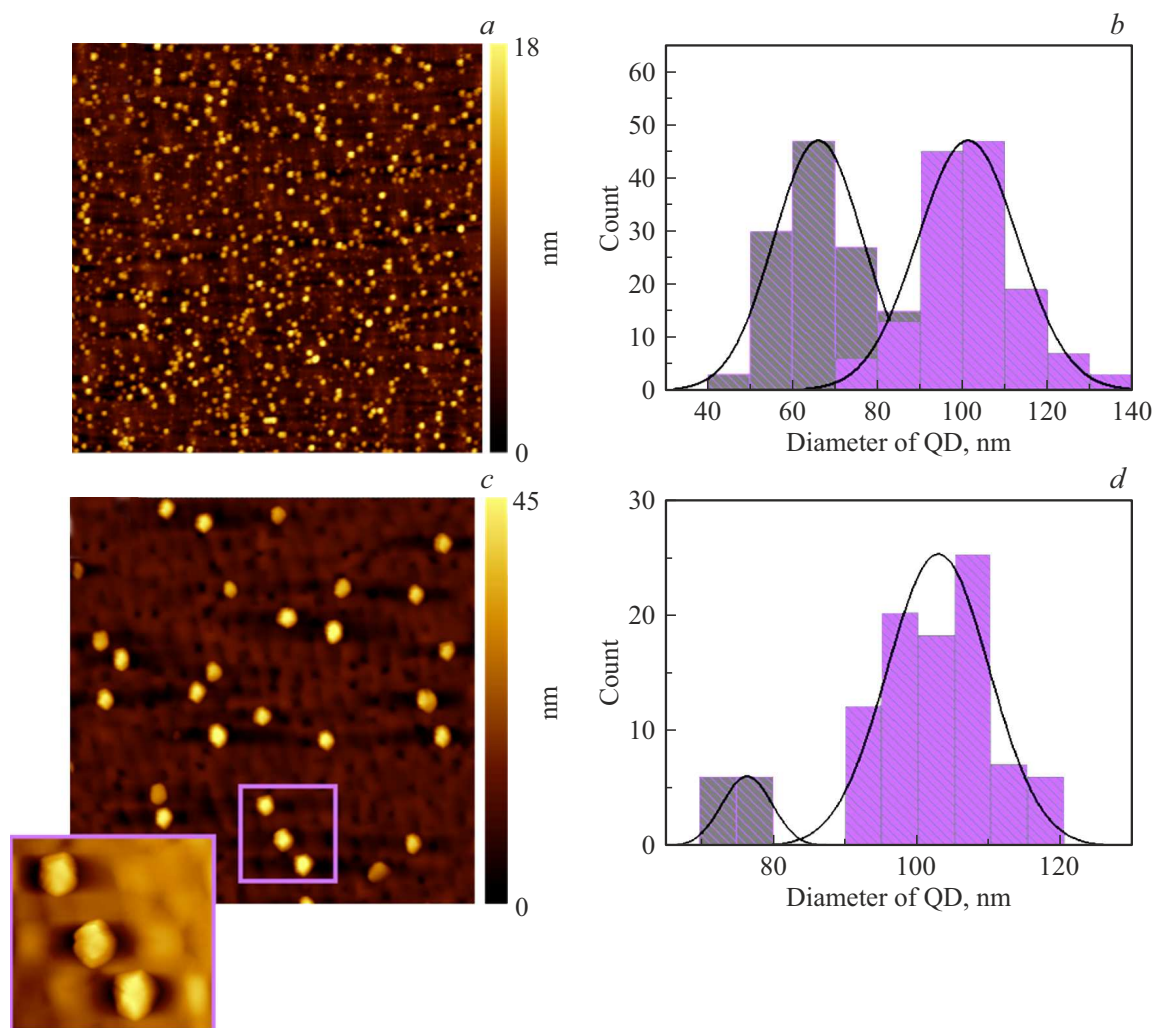
Интеграция полупроводниковых гетероструктур на основе соединений  $A^{III}B^V$  на кремний представляет значительный интерес в связи с перспективами создания на их основе оптоэлектронных интегральных схем с более высоким быстродействием и низким энергопотреблением [1,2]. Несмотря на достигнутые успехи, связанные с развитием методов сращивания полупроводниковых пластин (wafer bonding) [3], монокристаллическая интеграция путем прямого синтеза  $A^{III}B^V$  наноструктур на кремниевых подложках по-прежнему представляет высокий научный интерес. К настоящему времени уже были достигнуты определенные успехи в области получения  $A^{III}B^V$  гетероструктур на кремнии, в том числе создания на их основе инжекционных лазеров с непрерывным режимом работы при комнатных температурах [4]. Тем не менее технология роста буферных слоев с высоким кристаллическим качеством, в первую очередь с низкой плотностью прорастающих дислокаций и отсутствием антифазных доменов, до сих пор является весьма ресурсозатратным и представляет высокую технологическую сложность. В частности, основными проблемами являются необходимость формирования толстых (порядка 3–5 мкм) буферных слоев с градиентом состава

в [5,6] и упругонапряженными сверхрешетками [7,8], использование Si(100)-подложек с отклонением  $4-6^\circ$  в направлении [110] [7] и т.д. В этой связи в настоящее время все более актуальными становятся исследования, направленные главным образом на использование структур с активной областью на основе массивов самоорганизующихся квантовых точек (КТ), являющихся менее чувствительными к дефектам. При этом уникальные свойства квантовых точек, связанные с релаксацией упругих напряжений, могут быть использованы и для создания гетероструктур с монокристаллическими внедренными в слой кремния  $A^{III}B^V$  КТ [9–12].

Настоящая работа посвящена изучению процессов формирования InAs-наноостровков на поверхности кремния методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), а также их последующего зарощивания с целью формирования на их основе гетероструктур с внедренными в слой кремния InAs КТ.

## 2. Экспериментальные методы

Синтез наноструктур осуществлялся с применением МПЭ установки Riber Compact 21 EB200, оборудованной эффузионными источниками для роста  $A^{III}B^V$  соединений, а также электронно-лучевыми испарителями



**Рис. 1.** АСМ-изображения ( $5 \times 5$  мкм) Si-поверхности после осаждения InAs-слоя толщиной 0.6 МС (а) и 1 МС (с). Гистограммы распределения по размерам InAs-наностроек, сформированных после осаждения InAs-слоя толщиной 0.6 МС (b) и 1 МС (d)

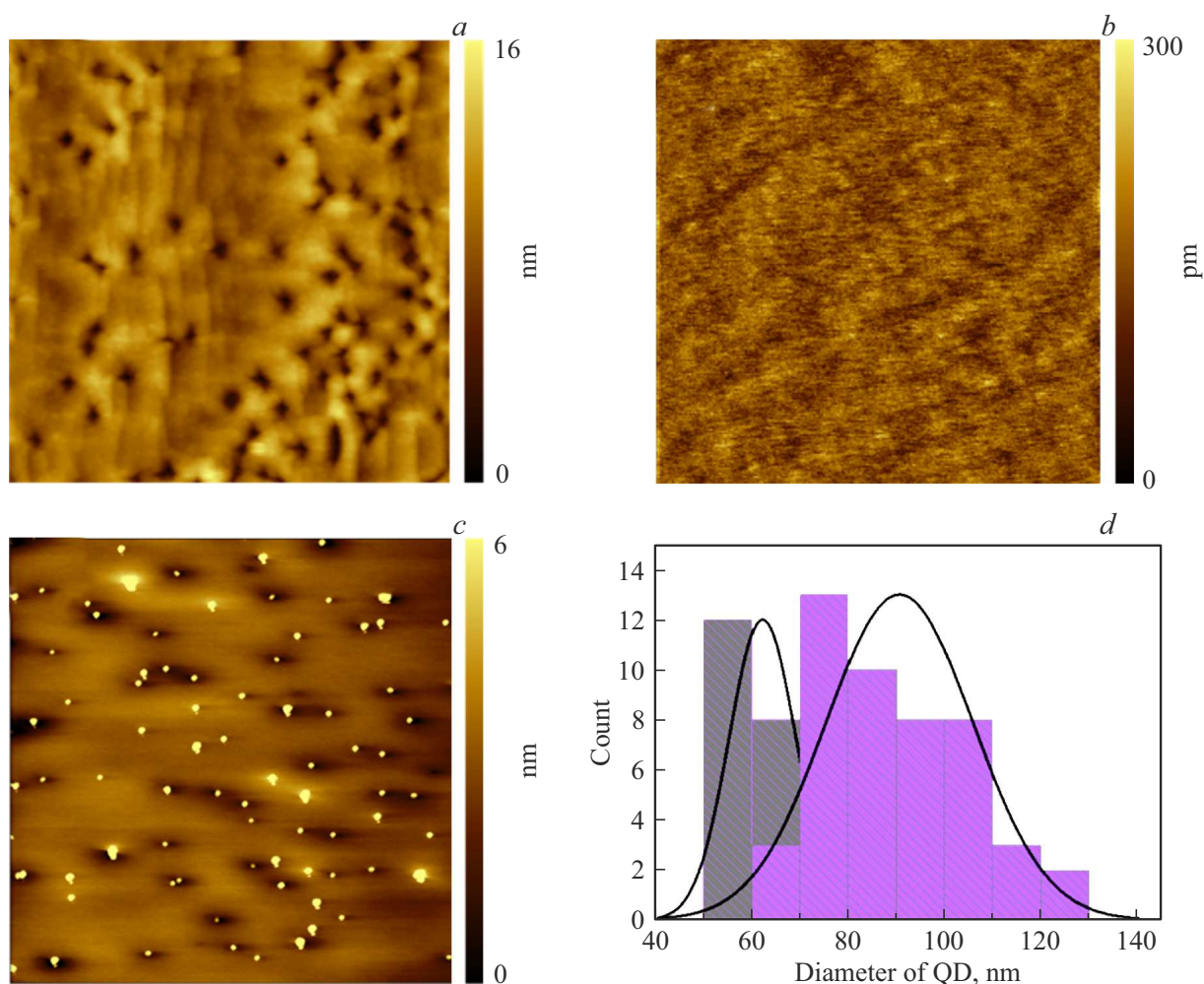
для Si и Ge, что в свою очередь позволило осуществить синтез гетероструктур в едином технологическом цикле. В качестве подложек были использованы Si(100)-пластины с разориентацией  $4^\circ$ . Сначала осуществлялось жидкофазное химическое травление подложек с последующим термическим отжигом в ростовой камере при  $900^\circ\text{C}$  с целью удаления тонкого слоя оксида и формирование буферного Si-слоя толщиной 50 нм при  $600^\circ\text{C}$ . Затем при температуре подложки  $400^\circ\text{C}$  осуществлялся самоорганизующийся рост InAs-островков. Скорость осаждения In составляла  $0.1 \text{ \AA}/\text{с}$ , а соотношение потоков V/III  $\sim 20$ . После этого выжидалась технологическая пауза для откачки остаточного мышьяка из ростовой камеры и осуществлялось формирование покровного Si-слоя. По завершении роста образцы с InAs КТ в кремнии охлаждались до комнатной температуры и выгружались для изучения оптических свойств методом низкотемпературной фотолуминесценции (ФЛ). Измерения проводились в криостате замкнутого цикла, охлаждае-

мом до 10 К. Накачка осуществлялась лазерным излучением на длине волны 405 нм, с плотностью мощности излучения  $\sim 30 \text{ Вт}/\text{см}^2$ . Спектры ФЛ регистрировались с помощью InGaAs-фотодетектора. Ширина входной и выходной щелей монохроматора составляла 1–1.5 мм. Время накопления сигнала равнялось 0.5 с.

Для исследования морфологических особенностей InAs-островков были синтезированы образцы без покровного Si слоя. Для этого был использован атомно-силовой микроскоп (АСМ) Ntegra Aura, работающий в полуконтактном режиме с использованием кремниевых зондов (HANC, TipsNano) с радиусом кривизны кончика  $< 10$  нм.

### 3. Результаты и обсуждение

К настоящему времени уже были представлены работы по синтезу InAs-островков на поверхности крем-

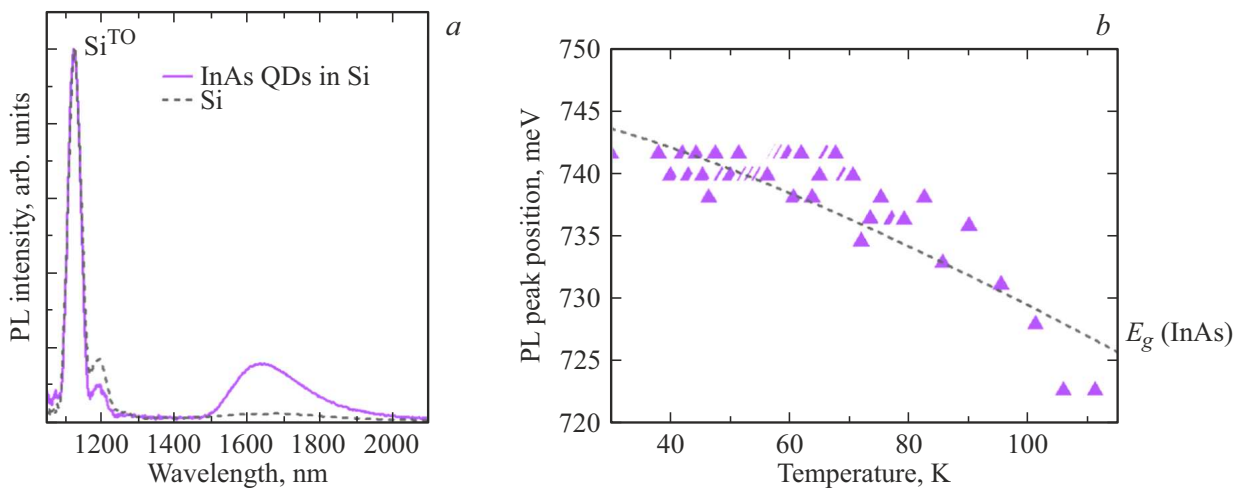


**Рис. 2.** АСМ-изображения ( $1 \times 1$  мкм) поверхности буферного слоя кремния до (a) и после (b) термического отжига. АСМ-изображение ( $5 \times 5$  мкм) InAs-нанопостов, сформированных на гладкой поверхности Si после осаждения InAs-слоя толщиной 0.6 МС (c) и соответствующая гистограмма распределения островков по размерам (d).

ниевых пластин, в которых было исследовано влияние основных ростовых параметров (температура роста, соотношение потоков и т.п.) на процессы формирования островков, в то время как о влиянии морфологии Si-поверхности известно в меньшей степени. Кроме того, сформировать гетероструктуры достаточно высокого кристаллического качества, демонстрирующие при этом фотолюминесценцию, удалось лишь в нескольких работах [11,12]. Следует отметить, что одна из возможных причин низкого оптического качества таких гетероструктур может быть взаимосвязана с формированием InAs-островков с относительно большими размерами, часто являющихся дислоцированными [10]. Поэтому в настоящей работе было решено в первую очередь исследовать возможность формирования InAs-островков с относительно малыми размерами.

Характерной особенностью формирования островков в рассогласованных системах материалов является изменение картин дифракции. Анализ изображений *in situ* дифракции быстрых отраженных электронов (ДБОЭ)

показал, что появление точечных рефлексов на ДБОЭ картине Si(100) со сверхструктурой ( $2 \times 1$ ) начинает происходить уже после осаждения  $\sim 0.7$  монослоев (МС) InAs. Это свидетельствует о том, что формирование InAs-островков при выбранных ростовых условиях происходит в рамках механизма Вольмера–Вебера [13]. На рис. 1, a представлены АСМ-изображения поверхности образцов с толщиной осажденного материала, равной 0.6 МС. Видно, что в результате осаждения InAs на поверхности кремния сформировались наноразмерные островки, которые обладали полусферической формой. Следует отметить, что островки имели бимодальное распределение по размерам. Относительно маленькие островки с поперечным размером  $68 \pm 15$  нм и высотой 2–4 нм имели поверхностную плотность  $4 \cdot 10^{10}$  см $^{-2}$ . Размеры больших островков составили  $100 \pm 10$  нм (поперечный размер) и 6–12 нм (высота), а плотность —  $2.3 \cdot 10^9$  см $^{-2}$ . С увеличением эффективной толщины осажденного материала до 1 МС (см. рис. 1, c) произошло увеличение средних размеров нанопостов,



**Рис. 3.** Спектр ФЛ внедренных в слой кремния InAs КТ (0.6 МС) и исходной Si-подложки (а). Спектр для кремния содержит пики межзонных переходов с участием фононов, наиболее интенсивный из которых отмечен на рисунке как SiTO. График зависимости положения пика фотолуминесценции гетероструктуры от температуры (b). Треугольными точками на графике представлены экспериментальные значения, пунктирной линией — рассчитанные по формуле Варшни при  $\alpha = 3.2 \cdot 10^{-4}$  эВ  $\cdot$  К $^{-1}$ ,  $\beta = 93$  К.

при этом характерное бимодальное распределение по размерам осталось прежним. Кроме того, форма островков изменилась и приобрела выраженную огранку (см. вставку к рис. 1, c). Следует также отметить, что отношение числа маленьких островков к большим значительно уменьшилось. Данный факт может быть обусловлен коалесценцией маленьких островков в процессе осаждения InAs.

Формирование островков с бимодальным распределением нередко встречается в системах материалов InAs/InP, InAs/GaAs на начальной стадии роста и, как правило, связывается с наличием энергетических барьеров [14,15]. В нашем случае было предположено, что одна из возможных причин возникновения энергетических барьеров может быть взаимосвязана с наличием на поверхности буферного слоя кремния наноямок, образующихся в процессе гомоэпитаксии кремния [16,17]. По-видимому, зарождение наноструктур с меньшими размерами происходит преимущественно в ямках, в то время как большие островки формируются на атомарно-гладких участках поверхности кремния вследствие большей области сбора материала, т.е. большего диффузионного потока адатомов индия в формирующийся наноструктур. Для более детального исследования этого процесса были проведены эксперименты по синтезу InAs-наноструктур на гладкой Si-поверхности. Для получения гладкой и свободной от наноямок поверхности осуществлялся *in situ* термический отжиг подложек со сформированным Si буферным слоем при температуре 1100°C в течение 20 мин (рис. 2, b). В результате экспериментов было продемонстрировано, что бимодальное распределение островков по размерам стало менее выраженным (рис. 2, d). При этом средний размер островков увеличился, а плотность на порядок уменьшилась. Таким образом, формируемые на гладкой Si-поверхности

InAs-наноструктуры обладают большей однородностью по размерам.

Для проведения оптических измерений были синтезированы гетероструктуры с InAs-островками, полностью внедренными в кремний путем эпитаксиального наращивания. Формирование покровного S-слоя осуществлялось в два этапа: (1) — низкотемпературное (400°C) осаждение S-слоя толщиной 10 нм после формирования InAs-островков с целью фиксации их положения и предотвращения испарения материала точек с поверхности, (2) — рост S-слоя толщиной 20 нм с более высоким кристаллическим качеством при повышенной (500°C) температуре подложки. Измеренные при температуре 10 К спектры ФЛ гетероструктур с InAs КТ (эффективная толщина осажденного материала 0.6 МС) представлены на рис. 3, a. В спектре наблюдается слабоинтенсивный пик в области 1.65 мкм, который не был обнаружен на референсных образцах с буферным Si-слоем и, по-видимому, обусловлен фотолуминесценцией InAs КТ. Следует отметить, что данный пик является достаточно широким и асимметричным. При этом наличие длинноволнового плеча может быть взаимосвязано с бимодальным распределением размеров InAs КТ. В свою очередь сигнал ФЛ от гетероструктур с InAs КТ с толщиной осажденного материала 1–2 МС зарегистрировать не удалось, что подтверждает дефектность относительно больших InAs КТ.

На рис. 3, b показаны экспериментально полученная температурная зависимость положения максимума пика ФЛ от InAs КТ и ширина запрещенной зоны InAs, рассчитанная по формуле Варшни [18] с использованием коэффициентов  $\alpha = 3.2 \cdot 10^{-4}$  эВ  $\cdot$  К $^{-1}$  и  $\beta = 93$  К. Видно, что температурная зависимость положения максимума ФЛ воспроизводит изменение ширины запрещенной зоны InAs в диапазоне 0–100 К. Кроме того, полученная

зависимость хорошо согласуется с экспериментальными данными других работ, посвященных исследованию оптических свойств InAs КТ [19–21].

#### 4. Заключение

В результате выполненных работ была продемонстрирована возможность роста InAs-наноструктур на поверхности кремния. Продемонстрировано, что в зависимости от рельефа и наличия на Si-поверхности наноямок могут формироваться InAs-островки как с бимодальным, так и однородным распределением по размерам. С помощью двухстадийного зарастивания кремнием показана возможность формирования гетероструктур с внедренными в кремний InAs-квантовыми точками, которые могут демонстрировать фотолюминесценцию в области 1.65 мкм.

#### Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (0791-2023-0004). Оптические измерения выполнены в рамках исследовательского гранта СПбГУ № 94033852. Исследование морфологии InAs-островков при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект тематики научных исследований № 2019-1442 (код научной темы FSER-2020-0013).

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] D. Thomson, A. Zilkie, J. E. Bowers, T. Komljenovic, G.T. Reed, L. Vivien, D. Marris-Morini, E. Cassan, L. Virot, J.M. Féddéli, J.M. Hartmann, J.H. Schmid, D.X. Xu, F. Boeuf, P. O'Brien, G.Z. Mashanovich, M.N. Nedeljkovic. *J. Optics*, **18** (7), 073003 (2016).
- [2] X. Chen, M. M. Milosevic, S. Stanković, S. Reynolds, T.D. Bucio, K. Li, D.J. Thomson, F. Gardes, G.T. Reed. *Proc. IEEE*, **106** (12), 2101 (2018).
- [3] A. Sakanas, E. Semenova, L. Ottaviano, J. Mørk, K. Yvind. *Microelectron. Eng.*, **214**, 93 (2019).
- [4] C. Jiang, H. Liu, J. Wang, X. Ren, Q. Wang, Z. Liu, B. Ma, K. Liu, R. Ren, Y. Zhang, S. Cai, Y. Huang. *Appl. Phys. Lett.*, **121** (6), 061102 (2022).
- [5] H. Tanoto, S.F. Yoon, K.L. Lew, W.K. Loke, C. Dohrman, E.A. Fitzgerald, L.J. Tang. *Appl. Phys. Lett.*, **95** (14), 141905 (2009).
- [6] W.K. Loke, Y. Wang, Y. Gao, L. Khaw, K.E.K. Lee, C.S. Tan, E.A. Fitzgerald, S.F. Yoon. *Mater. Sci. Semicond.*, **146**, 106663 (2022).
- [7] B. Kunert, Y. Mols, M. Baryshniskova, N. Waldron, A. Schulze, R. Langer. *Semicond. Sci. Technol.*, **33** (9), 093002 (2018).
- [8] J.C. Norman, D. Jung, Z. Zhang, Y. Wan, S. Liu, C. Shang, R.W. Herrick, W.W. Chow, A.C. Gossard, J.E. Bowers. *IEEE J. Quant. Electron.*, **55** (2), 1 (2019).
- [9] G.E. Cirlin1, V.G. Dubrovskii, V.N. Petrov, N.K. Polyakov, N.P. Korneeva, V.N. Demidov, A.O. Golubok, S.A. Masalov, D.V. Kurochkin, O.M. Gorbenko, N.I. Komyak, V.M. Ustinov, A.Yu. Egorov, A.R. Kovsh, M.V. Maximov, A.F. Tsatsul'nikov, B.V. Volovik, A.E. Zhukov, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov, N. N. Ledentsov, M. Grundmann, D. Bimberg. *Semicond. Sci. Technol.*, **13** (11), 1262 (1998).
- [10] M. Benyoucef, M. Usman, J.P. Reithmaier. *Appl. Phys. Lett.*, **102** (13), 132101 (2013).
- [11] R. Heitz, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, A.Yu. Egorov, M.V. Maximov, V.M. Ustinov, A.E. Zhukov, Zh.I. Alferov, G.E. Cirlin, I.P. Soshnikov, N.D. Zakharov, P. Werner, U. Gösele. *Appl. Phys. Lett.*, **74** (12), 1701 (1999).
- [12] C. Bru-Chevallier, A. El Akra, D. Pelloux-Gervais, H. Dumont, B. Canut, N. Chauvin, P. Regreny, M. Gendry, G. Patriarche, J.M. Jancu, J. Even, P. Noe, V. Calvo, B. Salem. *J. Nanosci. Nanotechnol.*, **11** (10), 9153 (2011).
- [13] Z. M. Zhao, O. Hul'ko, H.J. Kim, J. Liu, T. Sugahari, B. Shi, Y.H. Xie. *J. Cryst. Growth*, **271** (3-4), 450 (2004).
- [14] B. Bansal, M.R. Gokhale, A. Bhattacharya, B.M. Arora. *J. Appl. Phys.*, **101** (9), 094303 (2007).
- [15] X.B. Su, Y. Ding, B. Ma, K.L. Zhang, Z.S. Chen, J.L. Li, X.R. Cui, Y.Q. Xu, H.Q. Ni, Z.C. Niu. *Nanoscale Res. Lett.*, **13**, 1 (2018).
- [16] E.N. Yitamben, R.E. Butera, B.S. Swartzentruber, R.J. Simonson, S. Misra, M.S. Carroll, E. Bussmann. *New J. Phys.*, **19** (11), 113023 (2017).
- [17] N.A. Fominykh, M.S. Sobolev, I.V. Ilkiv, D.V. Mokhov, T.N. Berezovskaya, A.D. Bouravlev. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1695** (1), 012006 (2020).
- [18] Y.P. Varshni. *Phys. Rev. B*, **2** (10), 3952 (1970).
- [19] W.H. Jiang, X.L. Ye, B. Xu, H.Z. Xu, D. Ding, J.B. Liang, Z.G. Wang. *J. Appl. Phys.*, **88** (5), 2539 (2000).
- [20] I. Yeo, J. Dong Song, J. Lee. *Appl. Phys. Lett.*, **99** (15), 151909 (2011).
- [21] R. Heitz, I. Mukhametzhano, A. Madhukar, A. Hoffmann, D. Bimberg. *J. Electron. Mater.*, **28**, 520 (1999).

Редактор Г.А. Оганесян

## Formation of InAs nanoislands on silicon surfaces and heterostructures based on them

*I.V. Ilkiv<sup>1,2</sup>, V.V. Lendyashova<sup>1,3</sup>, B.B. Borodin<sup>3</sup>,  
V.G. Talalaev<sup>4</sup>, T. Shugabaev<sup>1</sup>,  
R.R. Reznik<sup>2</sup>, G.E. Cirlin<sup>1,2,5</sup>*

<sup>1</sup> Alferov University,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup> St. Petersburg State University,

199034 St. Petersburg, Russia

<sup>3</sup> Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>4</sup> Martin Luther University Halle-Wittenberg,

06108 Halle, Germany

<sup>5</sup> ITMO University,

197101 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Experimental results of studying the InAs islands formation of silicon surface by molecular beam epitaxy are presented. It has been found that, InAs islands with both bimodal and uniform size distributions can be formed depending on the Si surface relief and the presence of nanopits. The possibility of fabricating heterostructures with InAs quantum dots demonstrating photoluminescence in the region of  $1.65 \mu\text{m}$ , was showed.