

08

## Аксиальные гетероструктуры на основе InAs/AlGaAs нитевидных нанокристаллов, полученные с помощью низкотемпературной молекулярно-пучковой эпитаксии

© Р.Р. Резник<sup>1-3</sup>, А.С. Андреева<sup>1,2</sup>, К.П. Котляр<sup>1-3</sup>, И.В. Илькив<sup>1-3</sup>, В.В. Лендяшова<sup>1-3</sup>,  
В.О. Гридчин<sup>1-3</sup>, П.А. Манташян<sup>4,5</sup>, А.В. Сюй<sup>6,7</sup>, А.С. Кулагина<sup>1,2</sup>, А.И. Хребтов<sup>1-3</sup>,  
И.П. Сошников<sup>2</sup>, А.Д. Большаков<sup>1,2,6</sup>, Г.Э. Цырлин<sup>1-3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Алферовский университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Институт химической физики им. А.Б. Налбандяна, Ереван, Армения

<sup>5</sup> Российско-армянский университет, Ереван, Армения

<sup>6</sup> Московский физико-технический институт (Национальный исследовательский университет), Долгопрудный, Московская обл., Россия

<sup>7</sup> Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

E-mail: r.reznik@spbu.ru

Поступило в Редакцию 3 апреля 2026 г.

В окончательной редакции 6 мая 2026 г.

Принято к публикации 6 мая 2026 г.

Приводятся результаты экспериментальных исследований формирования методом молекулярно-пучковой эпитаксии на поверхности кремния с использованием золота в качестве катализатора аксиальных гетероструктурных нитевидных нанокристаллов InAs/AlGaAs, где верхняя часть на основе InAs формируется при температуре подложки, меньшей точки эвтектики для Au–Si и Au–III(Ga, Al, In). Показано, что верхняя часть на основе InAs обладает диаметром, меньшим длины волны де Бройля для данного материала, и сформировалась в вюрцитной кристаллографической фазе.

**Ключевые слова:** III–V соединения, полупроводники, гетероструктуры, нитевидные нанокристаллы, кремний, молекулярно-пучковая эпитаксия.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.15.63403.20712

В настоящее время полупроводниковые гетероструктуры на основе III–V нитевидных нанокристаллов (ННК) привлекают особое внимание исследователей благодаря своим уникальным оптическим, транспортным, электрофизическим и другим свойствам [1–3]. Отдельно следует отметить, что формирование аксиальных нанометровых включений более узкозонного материала в теле ННК позволяет получать гетероструктуры типа „ННК с квантовой точкой (КТ)“ [4]. Ранее нами была продемонстрирована возможность синтеза методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) ННК AlGaAs с КТ (In)GaAs на поверхности Si(111) по механизму пар–жидкость–кристалл (ПЖК) с использованием золота в качестве катализатора и показано, что синтезированные наноструктуры могут являться источниками одиночных фотонов [5,6]. Тем не менее при оптимальной с точки зрения морфологии ННК AlGaAs температуре подложки 510 °С достичь содержания In в КТ  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  более  $x = 0.55$  путем увеличения соотношения потоков In/Ga ранее не удавалось. Это объясняется высоким уровнем десорбции адатомов In с поверхности образца при такой температуре подложки во время роста. В то же время для расширения спектра приложений на основе ННК AlGaAs с КТ (In,Ga)As необходимо рас-

ширять диапазон составов КТ. Одним из решений этой проблемы является уменьшение температуры подложки во время формирования сегмента (In,Ga)As. В работах [7–9] была продемонстрирована возможность роста гетероструктурных ННК In(Ga)As/GaAs при снижении температуры подложки перед InAs-сегментом вплоть до 350 °С. Однако в этих случаях InAs-сегменты обладали диаметром, большим длины волны де Бройля для соответствующего материала, а жидкие капли катализатора могли перемещаться на боковые грани ННК. Как нами было показано ранее, чистые вюрцитные ННК InAs и InGaAs могут быть синтезированы методом МПЭ на поверхности кремния с золотым катализатором при температурах подложки 220–270 °С [10–12]. Поскольку такие значения температур находятся ниже точек эвтектики Au–Si и Au–III(Ga, In) [13], а скорость роста таких ННК оказалась значительно больше, чем для аналогичных ННК, синтезированных по механизму ПЖК, было выдвинуто предположение о формировании ННК по механизму пар–кристалл–кристалл (ПКК) и предложены новые подходы к описанию процессов такого роста [10–12,14]. Несмотря на то что для ННК ZnO была продемонстрирована возможность переключения механизмов роста с ПЖК на ПКК при осажде-

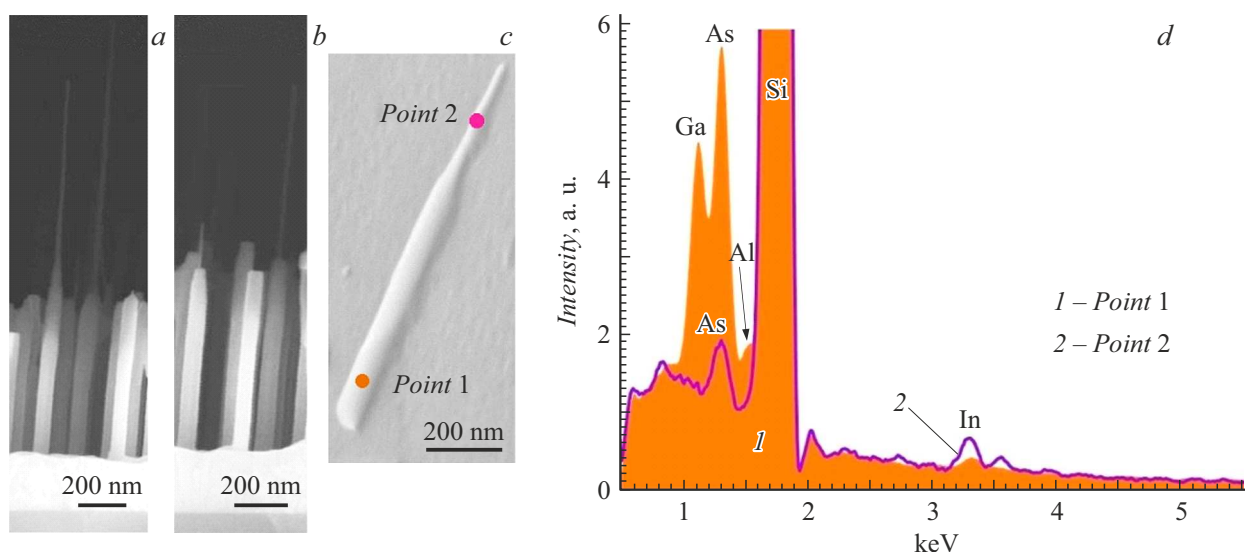
нии из газовой фазы [15], возможность перехода от высокотемпературного ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ) МПЭ-роста к росту при температурах подложки, меньшей точки эвтектики катализатор–ННК–подложка, для аксиальных гетероструктур на основе III–V ННК широко в литературе не представлена.

В настоящей работе приводятся результаты исследований двухстадийного синтеза методом МПЭ на поверхности кремния с использованием золота в качестве катализатора аксиальных гетероструктурных ННК InAs/AlGaAs, где верхняя часть ННК на основе InAs формируется при температуре подложки, меньшей точки эвтектики для Au–Si и Au–III(Ga, Al, In). Переключение механизмов роста в рамках единого ростового процесса не только может привести к последующему получению КТ InAs в теле ННК AlGaAs, зарекомендовавших себя как универсальная матрица для КТ (In,Ga)As, но и открывает новые перспективы для зонной инженерии III–V гетероструктурных ННК в целом.

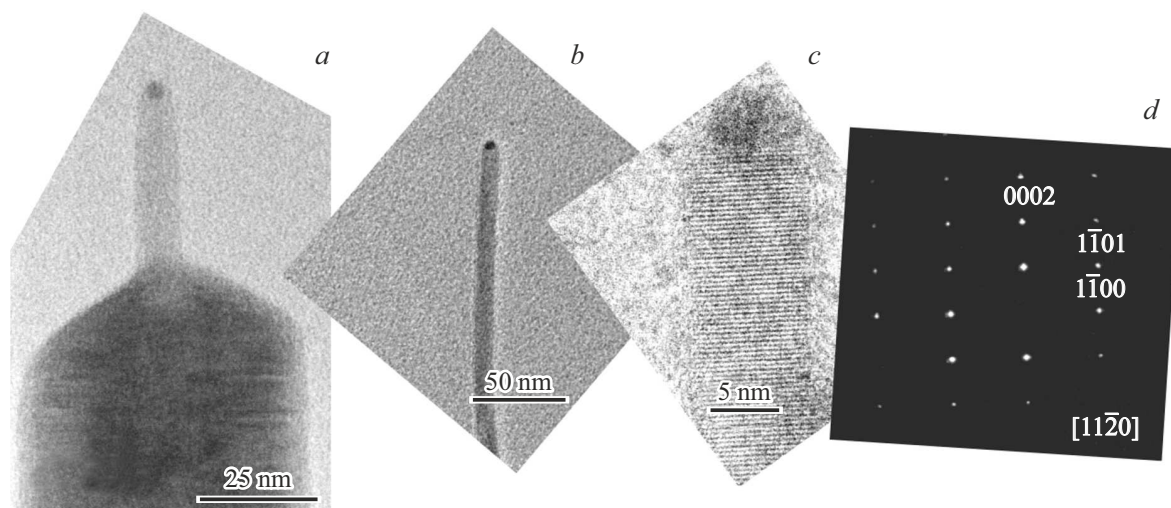
Перед загрузкой в установку МПЭ подложки Si(111) подвергались химической очистке в водном растворе плавиковой кислоты HF (10:1) для удаления слоя естественного окисла с поверхности. После загрузки подложки в камеру металлизации температура подложки увеличивалась до  $850^\circ\text{C}$  для удаления остаточного окисла с поверхности. Затем температура подложки уменьшалась до  $550^\circ\text{C}$ , и на поверхность Si(111) напылялся слой золота номинальной толщиной 0.1–0.3 нм с последующей выдержкой подложки при той же температуре в течение 60 с. На следующем этапе температура образца уменьшалась до комнатной, и образец перемещался в ростовую камеру без нарушений условий сверхвысокого вакуума. В ростовой камере температура образца увеличивалась до  $510^\circ\text{C}$ , и открывались заслонки источников As, Ga и Al для формирования ННК AlGaAs под золотыми каплями катализатора. Согласно предварительным калибровкам, величины потоков из источников Ga и Al соответствовали скоростям роста слоев GaAs и AlAs на поверхности GaAs(100) 0.7 и 0.3 монослоев в секунду (ML/s) соответственно. После 15 min роста заслонки источников Ga и Al закрывались, и температура образца уменьшалась до значения  $270^\circ\text{C}$ , которое находится ниже точки эвтектики как для Au–Si, так и для Au–III(Ga, Al, In) [13]. Затем открывалась заслонка источника In для формирования верхней части ННК InAs в течение 10 min. Величина потока из источника In соответствовала скорости роста InAs на поверхности GaAs(100) 0.15 ML/s. Рост всего образца проходил в условиях превышения по потоку As. Морфологические и структурные свойства синтезированных ННК были исследованы с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ соответственно). Для определения состава синтезированных ННК была использована установка энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS), совмещенной с РЭМ.

Ожидалось, что в нашем случае нижняя часть ННК, соответствующая AlGaAs, будет обладать большим диаметром по сравнению с верхней частью ННК, соответствующей InAs. Известно, что увеличение несогласования по постоянным кристаллическим решеткам между ННК и поверхностью роста приводит к уменьшению диаметра ННК [16]. При этом рассогласование по постоянным кристаллическим решеткам для InAs и AlGaAs значительно больше, чем для AlGaAs и Si [16]. Результаты исследований морфологических свойств синтезированных массивов ННК подтвердили формирование ННК с нижней частью большего диаметра и верхней частью меньшего диаметра. Однако при подготовке образца к измерениям РЭМ большинство тонких вершин ННК отламывалось от нижних частей. На рис. 1, *a, b* приведены оптимальные с точки зрения целостности ННК РЭМ-изображения синтезированных наноструктур. Как видно на рисунках, ННК на поверхности Si(111) сформировались в направлении [111], что свидетельствует об эпитаксиальном характере их роста. Средний диаметр нижней части ННК составляет 90 нм, а высота — 785 нм. Верхняя часть ННК обладает диаметром 10–20 нм и высотой до 870 нм. Получение InAs-сегментов с диаметром, меньшим длины волны де Бройля для соответствующего материала ( $\sim 40$  нм для InAs [17]), в гетероструктурных ННК критически важно для создания наноструктур типа „ННК с КТ“.

Для определения элементных составов нижней и верхней частей ННК методом EDS ННК были удалены с поверхности ростовой подложки и перенесены на поверхность пластины Si таким образом, чтобы ННК лежали на поверхности пластины. Для этого часть выращенного образца помещалась в колбу с изопропиловым спиртом и выдерживалась в ультразвуковой ванне в течение 3 min для получения суспензии на основе ННК и спирта. Затем с помощью пипетки несколько капель суспензии наносилось на поверхность кремниевой пластины с последующей выдержкой при комнатной температуре для испарения изопропилового спирта. Как и ожидалось, большинство тонких вершин ННК было отломано во время переноса. Тем не менее на поверхности кремния с помощью установки РЭМ с возможностью EDS-анализа удалось обнаружить ряд ННК с сохранившимися верхними частями. На рис. 1, *c* приведено типичное РЭМ-изображение одиночного синтезированного ННК, лежащего на поверхности пластины Si. Измерения элементного состава ННК проводились в двух характерных областях, отмеченных на рисунке как *Point 1* (соответствует нижней части ННК большего диаметра) и *Point 2* (соответствует верхней части ННК меньшего диаметра). Спектры EDS с идентифицированными максимумами приведены на рис. 1, *d*. Как видно из рисунка, на обоих спектрах наблюдается интенсивная полоса, соответствующая Si, присутствие которой объясняется глубиной проникновения электронного пучка, превышающей диаметр ННК. Помимо этого на полученном в нижней части ННК спектре EDS наблюдаются максимумы, соответ-



**Рис. 1.** *a, b* — типичные РЭМ-изображения массивов синтезированных ННК InAs/AlGaAs на Si(111). *c* — РЭМ-изображение одиночного синтезированного ННК, лежащего на поверхности пластины Si. Точки, обозначенные как *Point 1* и *Point 2*, соответствуют областям измерений элементного состава методом EDS. *d* — спектры EDS с идентифицированными максимумами, полученные в соответствующих областях.



**Рис. 2.** *a* — ПЭМ-изображение одиночного синтезированного ННК InAs/AlGaAs; *b* — ПЭМ-изображение отломанной верхней части ННК на основе InAs; *c* — типичное ПЭМ-изображение высокого разрешения верхней части ННК на основе InAs; *d* — соответствующая картина электронной дифракции, полученная в области верхней части ННК на основе InAs.

ствующие Ga, Al, As. В свою очередь на полученном в верхней части ННК спектре наблюдаются максимумы, соответствующие In и As, при этом линии Ga и Al отсутствуют. Следует отметить, что больший уровень шумов в области малых энергий электронного пучка связан с особенностями измерений методом EDS. Таким образом, результаты измерений элементного состава с помощью EDS, совмещенной с РЭМ, подтвердили формирование нижней части ННК на основе AlGaAs и верхней части ННК на основе InAs.

С целью изучения структурных свойств методом ПЭМ синтезированные ННК были перенесены на угле-

родную сетку описанным выше методом. На рис. 2, *a–d* приведены ПЭМ-изображения одиночного синтезированного ННК InAs/AlGaAs, отломанной верхней части ННК (InAs), типичное ПЭМ-изображение высокого разрешения сегмента верхней части ННК (InAs) и типичная картина электронной дифракции для сегмента InAs. Видно, что на вершине части ННК малого диаметра (InAs), сформированной на ННК AlGaAs большего диаметра, наблюдается наночастица катализатора (рис. 2, *a–c*), что подтверждает каталитический характер роста ННК. При этом ПЭМ-изображение высокого разрешения и картина электронной дифракции показали, что верхние

части ННК на основе InAs сформировались в вюрцитной кристаллографической фазе (рис. 2, *c, d*). Ранее было показано, что формирование чистой вюрцитной фазы характерно при росте ННК InAs по механизму ПЖК [10,14].

Таким образом, была продемонстрирована возможность формирования методом МПЭ на поверхности кремния с использованием золота в качестве катализатора гетероструктурных ННК InAs/AlGaAs, где нижняя часть на основе AlGaAs формируется по механизму ПЖК, а верхняя часть ННК на основе InAs формируется при температуре подложки, меньшей точки эвтектики Au–Si и Au–III(Ga, Al, In). Было показано, что верхняя часть ННК на основе InAs обладает значительно меньшим диаметром по сравнению с нижней частью ННК на основе AlGaAs. Результаты исследований структурных свойств одиночных синтезированных ННК показали, что верхняя часть ННК на основе InAs сформировалась в вюрцитной кристаллографической фазе, что характерно для роста InAs ННК по механизму ПЖК. Поскольку возможность формирования структуры типа стержень–оболочка с высоким кристаллографическим качеством была продемонстрирована для рассогласованных по постоянным кристаллических решеток материалов ННК [18], в частности In(Ga)As/(Al)GaAs, последующий рост AlGaAs, в том числе с одновременным повышением температуры подложки, может привести к получению InAs-сегментов в теле ННК AlGaAs. В дальнейшем время формирования InAs-сегмента может быть значительно уменьшено для получения КТ InAs в ННК AlGaAs. Таким образом, переключение механизмов роста в рамках единого ростового процесса не только может привести к последующему формированию InAs-сегментов и КТ в теле ННК AlGaAs, но и открывает новые перспективы для зонной инженерии III–V гетероструктурных ННК в целом.

### Финансирование работы

Синтез наноструктур и исследования структурных свойств выполнены при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-10101 (<https://rscf.ru/project/25-79-10101/>). Измерения EDS выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (номер проекта FSRM-2026-0004). П.А. Манташян выражает благодарность Научному комитету Республики Армения за оказанную поддержку (исследовательский проект № 23RL-1B004).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] E. Barrigón, M. Heurlin, Z. Bi, B. Monemar, L. Samuelson, *Chem. Rev.*, **119**, 9170 (2019). DOI: 10.1021/acs.chemrev.9b00075
- [2] A. Agarwal, G. Misra, K. Agarwal, *J. Inst. Eng. India B*, **103**, 699 (2022). DOI: 10.1007/s40031-021-00671-w
- [3] J. Wong-Leung, I. Yang, Z. Li, S.K. Karuturi, L. Fu, H.H. Tan, C. Jagadish, *Adv. Mater.*, **32**, 1904359 (2020). DOI: 10.1002/adma.201904359
- [4] T.-Y. Chang, H. Kim, W.A. Hubbard, K.M. Azizur-Rahman, J.J. Ju, J.-H. Kim, W.-J. Lee, D. Huffaker, *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **14**, 12488 (2022). DOI: 10.1021/acsami.1c21013
- [5] L. Leandro, C.P. Gunnarsson, R. Reznik, K.D. Jöns, I. Shtrom, A. Khrebtov, T. Kasama, V. Zwiller, G. Cirlin, N. Akopian, *Nano Lett.*, **18**, 7217 (2018). DOI: 10.1021/acs.nanolett.8b03363
- [6] R.R. Reznik, I.V. Ilkiv, K.P. Kotlyar, V.O. Gridchin, D.N. Bondarenko, V.V. Lendyashova, E.V. Ubyivovk, A.S. Dragunova, N.V. Kryzhanovskaya, G.E. Cirlin, *Phys. Status Solidi RRL*, **16**, 2200056 (2022). DOI: 10.1002/pssr.202200056
- [7] M.E. Messing, J. Wong-Leung, Z. Zanolli, H.J. Joyce, H.H. Tan, Q. Gao, L.R. Wallenberg, J. Johansson, C. Jagadish, *Nano Lett.*, **11**, 3899 (2011). DOI: 10.1021/nl202051w
- [8] D.V. Beznasyuk, E. Robin, M.D. Hertog, J. Claudon, M. Hocevar, *Nanotechnology*, **28**, 365602 (2017). DOI: 10.1088/1361-6528/aa7d40
- [9] M. Paladugu, J. Zou, Y.-N. Guo, X. Zhang, Y. Kim, H.J. Joyce, Q. Gao, H.H. Tan, C. Jagadish, *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 101911 (2008). DOI: 10.1063/1.2978959
- [10] V.G. Dubrovskii, R.R. Reznik, I.V. Ilkiv, K.P. Kotlyar, I.P. Soshnikov, E.V. Ubyivovk, S.V. Mikushev, G.E. Cirlin, *Phys. Status Solidi RRL*, **16**, 2100401 (2022). DOI: 10.1002/pssr.202100401
- [11] А.А. Корякин, Е.В. Убийвовк, К.П. Котляр, В.В. Лендяшова, Р.Р. Резник, Г.Э. Цырлин, *Письма в ЖТФ*, **50** (7), 27 (2024). DOI: 10.61011/PJTF.2024.07.57466.19742 [A.A. Koryakin, E.V. Ubyivovk, K.P. Kotlyar, V.V. Lendyashova, R.R. Reznik, G.E. Cirlin, *Tech. Phys. Lett.*, **50** (4), 25 (2024).].
- [12] V.G. Dubrovskii, R.R. Reznik, N.V. Kryzhanovskaya, I.V. Shtrom, E.D. Ubyivovk, I.P. Soshnikov, G.E. Cirlin, *Semiconductors*, **54**, 650 (2020). DOI: 10.1134/S1063782620060056
- [13] *Smithells metals reference book*, ed. by W.F. Gale, T.C. Totemeier, 8th ed. (Elsevier Butterworth-Heinemann, Amsterdam–Boston, 2004).
- [14] A.A. Koryakin, S.A. Kukushkin, K.P. Kotlyar, E.D. Ubyivovk, R.R. Reznik, G.E. Cirlin, *CrystEngComm*, **21**, 4707 (2019). DOI: 10.1039/C9CE00774A
- [15] N.S. Ramgir, K. Subannajui, Y. Yang, R. Grimm, R. Michiels, M. Zacharias, *J. Phys. Chem. C*, **114**, 10323 (2010). DOI: 10.1021/jp909377b
- [16] L.C. Chuang, M. Moewe, C. Chase, N.P. Kobayashi, C. Chang-Hasnain, S. Crankshaw, *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 043115 (2007). DOI: 10.1063/1.2436655
- [17] <https://www.ioffe.ru/SVA/NSM/Semicond/InAs/basic.html>
- [18] M. Royo, M. De Luca, R. Rurali, I. Zardo, *J. Phys. D*, **50**, 143001 (2017). DOI: 10.1088/1361-6463/aa5d8e