

Влияние дизайна буферного слоя на фотолюминесценцию InAs квантовых точек, выращенных на подложках GaAs/Si(100)

© В.В. Лендиншова^{1,2}, В.Г. Талалаев¹, Д.А. Кириленко³, А.А. Калиничев¹, Т. Шугабаев^{1,2}, В.А. Поздеев², А.С. Андреева^{1,2}, И.В. Штром⁴, Р.Р. Резник^{1,2}, Г.Э. Цырглин^{1–4}, И.В. Илькив^{1,2}

¹ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: erilerican@gmail.com

Поступило в Редакцию 21 октября 2025 г.

В окончательной редакции 3 декабря 2025 г.

Принято к публикации 4 декабря 2025 г.

Представлен результат синтеза слоев GaAs на неразориентированных подложках Si(100) с использованием буферного слоя Si. Показано, что использование упругонапряженного слоя In_{0.1}Ga_{0.9}As и сверхрешеток In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs в сочетании с циклическим термическим отжигом позволяет получать относительно тонкие темплейты с гладкой поверхностью и плотностью дислокаций на поверхности $\sim 8 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Гетероструктуры с квантовыми точками на основе таких буферных слоев демонстрируют фотолюминесценцию с $\lambda \approx 1250 \text{ нм}$ при 300 К и временами жизни носителей, сравнимыми с таковыми для аналогичных структур на согласованных GaAs-подложках. Полученные результаты показывают возможность создания эффективных светоизлучающих гетероструктур с квантовыми точками на кремнии.

Ключевые слова: арсенид индия-галлия, квантовые точки в квантовой яме, молекулярно-пучковая эпитаксия, полупроводники, кремний, просвечивающая электронная микроскопия, фотолюминесценция.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.07.62516.20539

Интеграция оптоэлектронных компонентов на базе прямозонных материалов III–V и кремниевой платформы рассматривается как перспективное решение для создания источников излучения на основе кремния с электрической накачкой, а также фотонных интегральных схем на основе кремния. Наиболее распространенный в настоящее время подход основан на прямом склеивании полупроводниковых пластин кремния и материалов III–V [1]. Несмотря на то, что эффективность метода неоднократно демонстрировалась и уже были представлены коммерческие устройства, сам процесс остается сложным и дорогостоящим. Отмеченные выше проблемы могут быть преодолены с помощью монолитной интеграции, т. е. прямого роста гетероструктур III–V на кремниевых подложках. Известно, что из-за большого несоответствия кристаллических решеток и различий в коэффициентах термического расширения [2] прямой рост материалов III–V на кремниевых подложках обычно сопряжен с проблемами, связанными с образованием антифазных доменов, пронизывающих дислокаций и микротрещин. Улучшение кристаллического качества формируемых на кремнии слоев типа III–V обычно достигается формированием толстых (порядка 5–7 $\mu\text{м}$) буферных слоев с несколькими фильтрующими слоями [3], использованием разориентированных подложек Si [4], пространственно ограниченным ростом или ростом с усилением миграции [5,6] и т. д. Однако, несмотря на достигнутые результаты, высокий расход

материалов, длительность процесса и технологическая сложность, а также растрескивание гетероструктур до сих пор остаются основными проблемами подобных подходов. В связи с этим значительное внимание уделяется исследованию возможностей снижения общей толщины буферного слоя при сохранении его соответствующих структурных характеристик и использованию структур с активной областью на основе массивов самоорганизующихся квантовых точек (КТ), которые вследствие пространственной обособленности КТ друг от друга в меньшей степени подвержены влиянию дислокаций [7]. Настоящая работа посвящена исследованию возможностей синтеза относительно тонких темплейтов GaAs на неразориентированных подложках Si(100) для последующего формирования светоизлучающих гетероструктур с КТ InAs/InGaAs на их основе.

Эксперименты по синтезу образцов проводились на установке молекулярно-пучковой эпитаксии Riber Compact 21EB200 с использованием пластин Si(100) диаметром 2 дюйма. Для контроля состояния поверхности и температуры подложки в процессе роста структур установка оснащена системой дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) и инфракрасным пирометром. Для подготовки подложек использовался модифицированный метод Шираки [8]. Исследование картин ДБЭО во время термического отжига пластин в ростовой камере продемонстрировало образование двухдоменной реконструкции (2 \times 1) при температуре

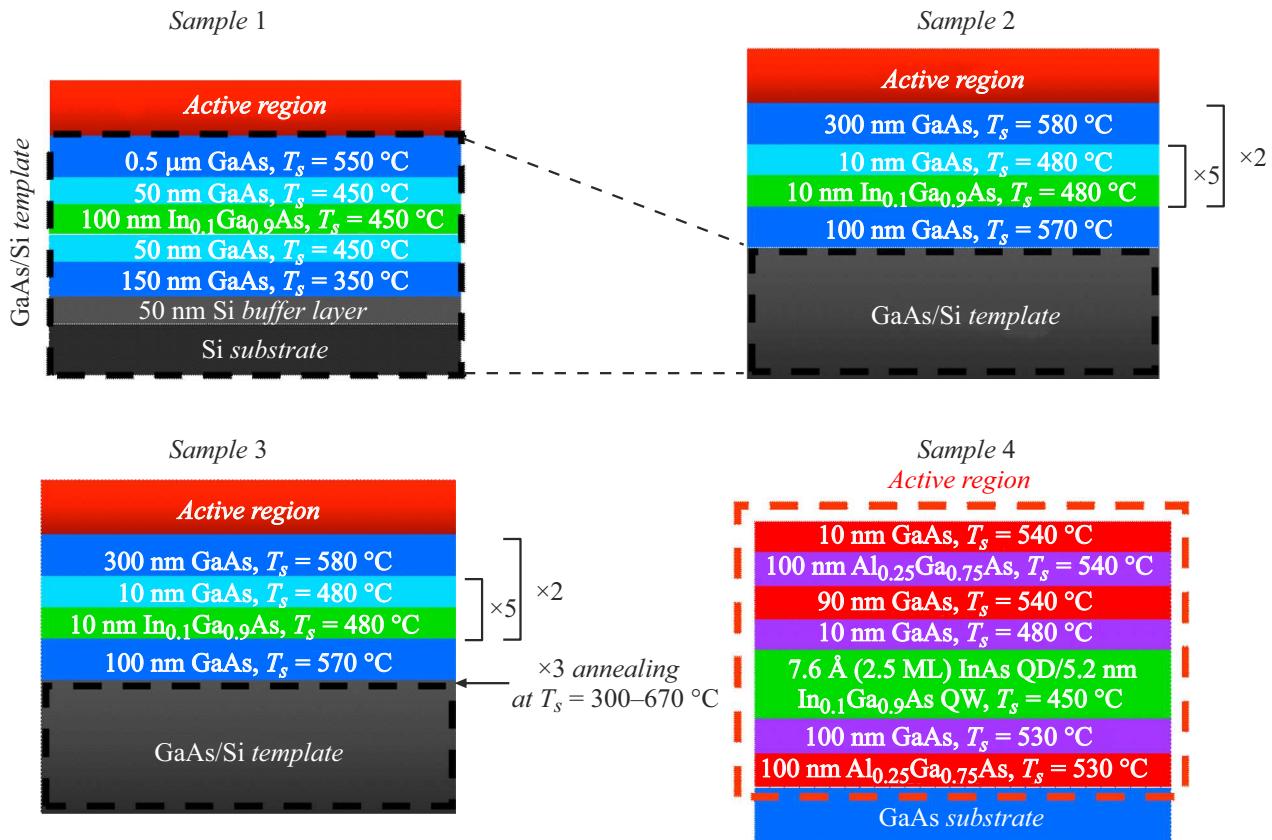


Рис. 1. Послойная структура серии образцов № 1–3 и референсного образца № 4.

подложки $T_s = 780$ °C. На первом этапе роста для формирования гладкой поверхности кремния осуществлялись выращивание буферного слоя кремния толщиной 50 nm при $T_s = 600$ °C и его термический отжиг при $T_s = 1100$ °C с целью перехода к эшелонированию поверхности кремния, т. е. попарному объединению моноатомных ступеней [9]. После этого температура подложки понижалась в потоке мышьяка до 350 °C, и выращивался базовый темплейт GaAs/Si общей толщиной 850 nm (рис. 1), более подробное описание методики синтеза было представлено в работе [10].

Исследования морфологических особенностей синтезированных темплейтов осуществлялись методом атомно-силовой микроскопии (ACM) на микроскопе Ntegra Aura, работающем в полуконтактном режиме, с использованием кремниевых зондов (HANC, TipsNano) с радиусом кривизны кончика < 10 nm. Исследования оптических свойств образцов проводились методом фотолюминесценции (ФЛ) и фотолюминесценции с временным разрешением (ВРФЛ) при 6–293 K. Фотолюминесценция возбуждалась излучением импульсного лазера ($\lambda_{ex} = 400$ nm), работающего с частотой 80 MHz при длительности импульса 100 fs, диаметр лазерного пятна составлял 150 μm. Средняя мощность накачки P_{avg} варьировалась в диапазоне 1–100 mW. Структурные свойства выращенных на темплейтах образцов исследовались с помощью просвечивающего электронно-

го микроскопа (ПЭМ) JEM2100F (Jeol) в геометрии поперечного скана (011) при ускоряющем напряжении 200 kV. Образцы подготавливались по общепринятой методике, включающей утонение с помощью премиационной шлифовки и распыление ионами аргона на конечном этапе до перфорации.

После выращивания темплейтов GaAs/Si(100) с целью формирования более гладкой поверхности GaAs и, как показано далее, снятия остаточных напряжений в структуре были проведены эксперименты по циклическому термическому отжигу образцов в потоке мышьяка ($2 \cdot 10^{-5}$ Torr) [10] при температурах 350–700 °C. В процессе отжига температура подложки сначала поднималась до 670–700 °C, выдерживалась в течение 5 min и затем опускалась до 350 °C в течение одного цикла. При этом на образцах, подвергнутых трехкратному термическому отжигу с предельной температурой 670 °C, наблюдалось уменьшение среднеквадратичной (RMS) шероховатости поверхности с ~ 2 nm для образцов без отжига до RMS = 1.4 nm в области сканирования 10×10 μm. В то же время при более высоких температурах отжига происходила деградация поверхности вследствие миграции и десорбции атомов Ga с поверхности слоя. На основе темплейтов GaAs/Si с гладкой поверхностью была выращена серия образцов с одним слоем КТ InAs/InGaAs с длиной волны излучения в области 1.3 μm (рис. 1). Для сравнения также была

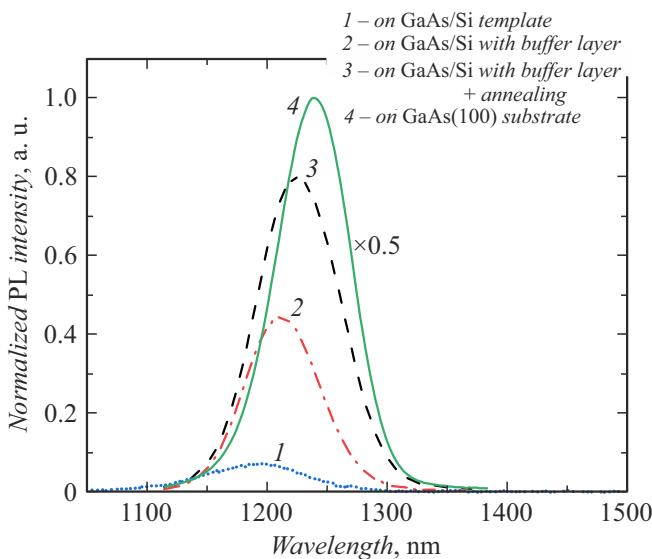


Рис. 2. Типичные спектры фотолюминесценции при комнатной температуре для гетероструктуры с КТ InAs, выращенной на различных буферных слоях: 1 — на темплейте GaAs/Si(100) с упругонапряженным слоем InGaAs; 2 — на буферном слое с двумя СР InGaAs/GaAs на темплейте GaAs/Si(100); 3 — на буферном слое с двумя СР InGaAs/GaAs на темплейте GaAs/Si(100) с проведением циклического термического отжига темплейта перед ростом буферного слоя; 4 — референсный образец на подложке GaAs(100). Номера кривых соответствуют номерам образцов.

выращена аналогичная гетероструктура с КТ на соглассованной подложке GaAs(100).

Спектры ФЛ полученных образцов представлены на рис. 2. Все образцы демонстрировали ФЛ при комнатной температуре с максимумами в диапазоне 1195–1224 nm, что свидетельствует о формировании близких по характеристикам квантовых точек InAs/InGaAs во всех образцах. Незначительное изменение длины волны излучения может быть связано с разной степенью релаксации буферных слоев и, как следствие, разным соотношением параметров кристаллической решетки матрицы и квантовых точек, приводящим к формированию различных по размерам КТ [11]. Анализ спектров показал, что наименьшую интенсивность излучения (около 4 % от референсной) демонстрировал образец № 1, выращенный на темплейте GaAs/Si с упругонапряженным фильтр-слоем InGaAs без циклического отжига. При этом введение двух сверхрешеток (СР) InGaAs/GaAs в буферный слой привело к значительному увеличению интегральной интенсивности ФЛ (до 23 %). В свою очередь проведение циклического отжига темплейта перед формированием СР позволило повысить интенсивность ФЛ образца № 3 до 40 % от референсной без введения дополнительных дислокационных фильтров. Таким образом, рост интегральной интенсивности ФЛ от 4 до 40 % по мере введения в буферный слой упругонапряженной вставки, сверхрешеток и проведения циклического отжига последовательно отражает вклад каждого структурного элемента в подавление каналов безызлучательной рекомбинации.

Для более детального исследования оптических свойств образца № 3 были проведены измерения фотолюминесценции с временным разрешением. На рис. 3, a представлены типичные кривые затухания для образца № 3, соответствующие моноэкспоненциальному процессу для ВРФЛ при 6–77 K. На рис. 3, b показана зависимость времени затухания фотолюминесценции от температуры. Видно, что время затухания на длине волны пика ФЛ увеличивалось от 0.930 ± 0.003 ns при $T = 6$ K до 1.04 ± 0.05 ns с повышением температуры до 77 K, что может быть связано с термоиндуцированным перераспределением носителей заряда между

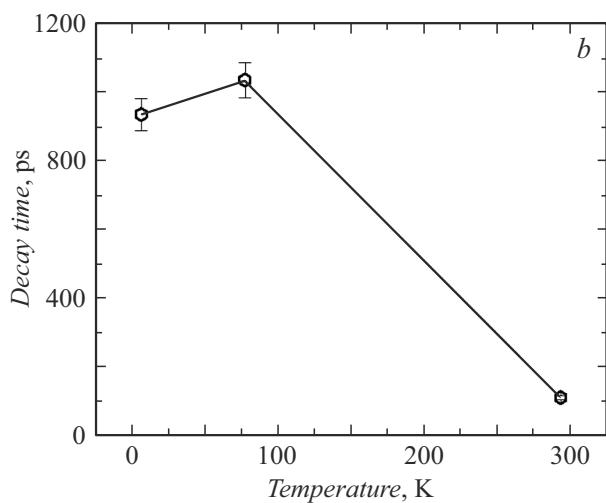
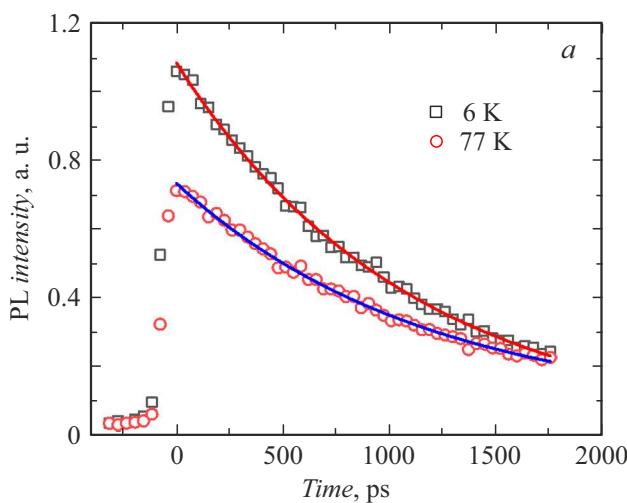


Рис. 3. a — экспериментальные кривые затухания ФЛ при температурах $T = 6$ и 77 K для образца № 3 с аппроксимацией, измеренные в максимумах полос ФЛ. b — зависимость времени жизни от температуры при средней мощности накачки $P_{avg} = 100$ mW.

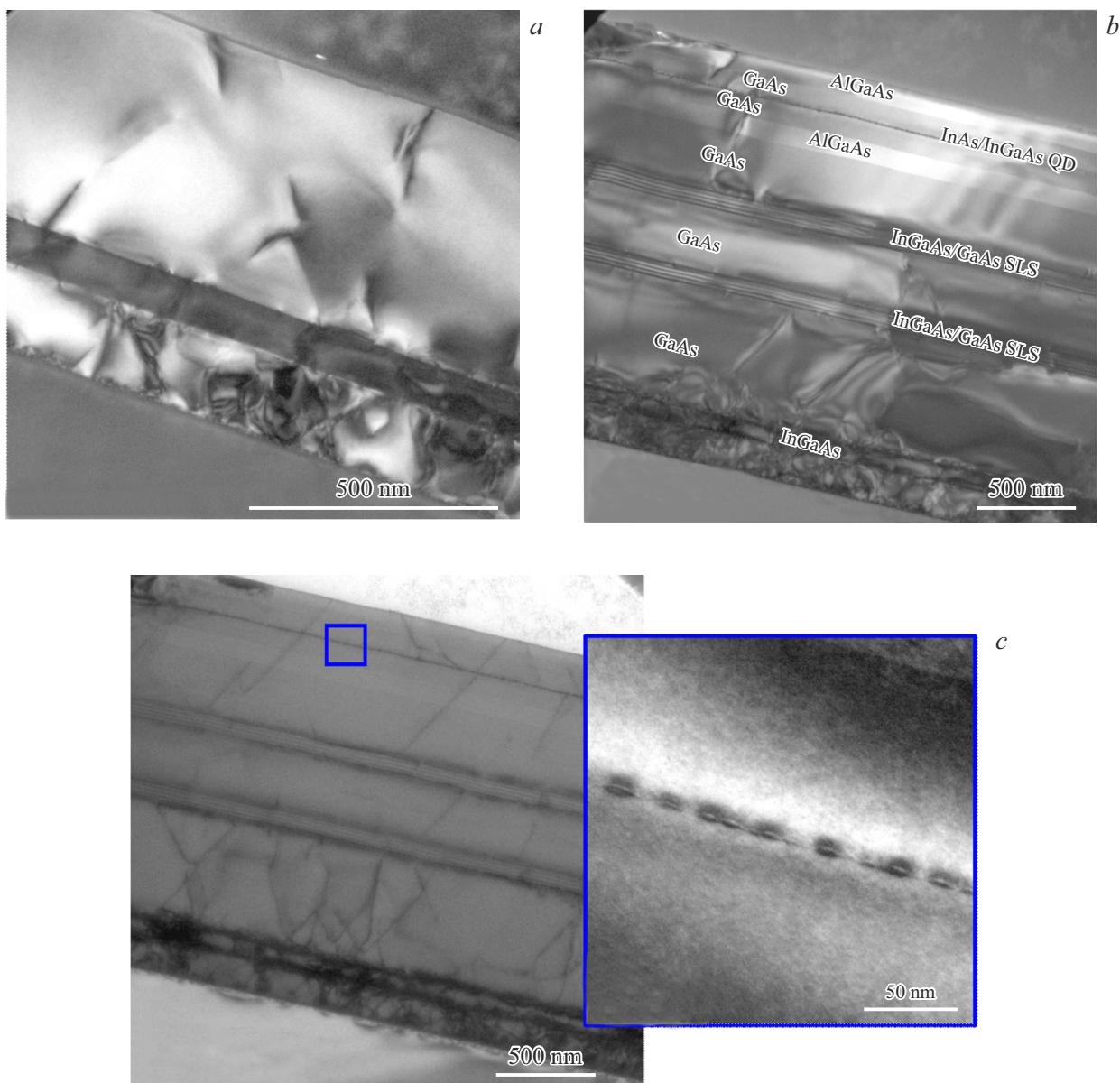


Рис. 4. ПЭМ-изображения поперечного сечения (110), полученные в режиме темного поля с использованием рефлекса (002), для базового темплейта со слоем InGaAs без циклического отжига (a) и образца № 3 (b). c — ПЭМ-изображения в режиме светлого поля для образца № 3 с активной областью на основе КТ InAs/InGaAs (на вставке).

квантовыми точками [12]. Важно отметить, что такие значения типичны для времени затухания при излучении квантовых точек в системах InGaAs/GaAs [13]. Уменьшение времени затухания ФЛ и интенсивности люминесценции на пиковой длине волны при повышении температуры вплоть до комнатной обусловлено термической активацией безызлучательных процессов на дефектах, расположенных в окрестности КТ.

Для изучения структурных свойств базовый темплейт, включающий только фильтр-слой InGaAs и не подвергшийся циклическому отжигу, и образец № 3 были исследованы с помощью ПЭМ-анализа поперечного скола (110). На рис. 4, a, b представлены ПЭМ-изображения

в режиме темного поля темплейта и образца № 3 соответственно. На снимке базового темплейта (рис. 4, a) видно наличие выделенных контрастных областей, свидетельствующих о распространении структурных напряжений сквозь все слои GaAs и $In_{0.1}Ga_{0.9}As$. В образце, подвергнутом термическому отжигу, наблюдалось перераспределение напряжений и их преимущественная концентрация в областях упругонапряженного слоя InGaAs и впоследствии выращенных сверхрешетках. Кроме того, видно размытие гетерограниц слоя InGaAs после высокотемпературного отжига, что обусловлено интердиффузией атомов In и Ga. Плотность пронизывающих дислокаций определялась путем подсчета их

количества на ПЭМ-изображениях в режиме светлого поля (рис. 4, *c*). Наблюдаемые дислокации являлись преимущественно 60-градусными с векторами Бюргерса $\mathbf{b} = a/2$ [110] (a — постоянная элементарной ячейки), т.е. параллельными направлениям [110] и [110]. Видно, что плотность дислокаций в низкотемпературных слоях GaAs составляла $\sim 2.5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и снижалась сначала до $\sim 8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ после слоя InGaAs в пределах темплейта. В то же время использование циклического отжига и введение двух сверхрешеток InGaAs/GaAs в образце № 3 позволило снизить плотность дислокаций после фильтр-слоев до $\sim 8 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Таким образом, использование комбинации упругонапряженного слоя InGaAs и двух сверхрешеток InGaAs/GaAs в качестве дислокационных фильтров вместе с циклическим термическим отжигом позволяет уменьшить плотность дислокаций на три порядка в пределах относительно тонкого буферного слоя. При этом снижение плотности пронизывающих дислокаций коррелирует с ростом интенсивности ФЛ, что взаимосвязано с улучшением кристаллического качества темплейта. Следует отметить, что слои GaAs на кремнии с плотностью дислокации на поверхности менее $4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ уже могут быть использованы для последующего доращивания и формирования полосковых инжекционных лазеров, как это было показано в недавних работах [11,14–16].

Полученные результаты демонстрируют возможность использования упругонапряженного слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0.1$) и сверхрешеток $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0.15$)/GaAs для формирования дислокационных фильтров в тонких буферных слоях GaAs на кремни для роста светоизлучающих гетероструктур. Было установлено, что последовательное введение напряженного слоя InGaAs, напряженных СР InGaAs/GaAs и проведение циклического отжига структуры при общей толщине буферного слоя менее $2 \mu\text{m}$ приводят к поэтапному снижению плотности дислокаций и росту эффективности излучения. Также было показано, что такая методика формирования буферного слоя позволяет при меньшей толщине достичь поверхностной плотности дислокаций $\sim 8 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. При этом измеренные времена жизни носителей заряда в квантовых точках также оказались типичными для точек в системах материалов In(Ga)As/GaAs. Таким образом, слои GaAs, полученные в результате прямого роста на неразориентированных подложках Si(100), могут быть использованы для создания светоизлучающих устройств на кремниевой платформе.

Финансирование работы

Экспериментальные образцы синтезированы при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (0791-2023-0004). Исследования морфологических свойств синтезированных образцов методом АСМ выполнены при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ ИАП РАН № 075-00444-25-00. Исследования оптических

свойств синтезированных образцов были выполнены при поддержке СПбГУ, шифр проекта 122040800254-4. Исследования методом ПЭМ выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“, поддержанного Минобрнауки России.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Khan, T.-H. Nguyen, Q.T. Trinh, N.-T. Nguyen, D.V. Dao, Y. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, **27** (20), 2500342 (2025). DOI: 10.1002/adem.202500342
- [2] T. Soga, T. Imori, M. Umeno, S. Hattori, *Jpn. J. Appl. Phys.*, **26** (5A), L536 (1987). DOI: 10.1143/JJAP.26.L536
- [3] 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. Quantum Electron.*, **55** (2), 2000511 (2019). DOI: 10.1109/JQE.2019.2901508
- [4] B. Kunert, Y. Mols, M. Baryshnikova, N. Waldron, A. Schulze, R. Langer, *Semicond. Sci. Technol.*, **33** (9), 093002 (2018). DOI: 10.1088/1361-6641/aad655
- [5] J. Norman, M.J. Kennedy, J. Selvidge, Q. Li, Y. Wan, A.Y. Liu, P.G. Callahan, Mc.P. Elhlin, T.M. Pollock, K.M. Lau, A.C. Gossard, J.E. Bowers, *Opt. Express*, **25** (4), 3927 (2017). DOI: 10.1364/OE.25.003927
- [6] 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, *Optica*, **4** (8), 940 (2017). DOI: 10.1364/OPTICA.4.000940
- [7] Y. Kim, R.J. Chu, G. Ryu, S. Woo, Q.N.D. Lung, D.-H. Ahn, J.-H. Han, W.J. Choi, D. Jung, *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **14** (39), 45051 (2022). DOI: 10.1021/acsami.2c14492
- [8] A. Ishizaka, Y. Shiraki, *J. Electrochem. Soc.*, **133** (4), 666 (1986). DOI: 10.1149/1.2108651
- [9] D.E. Aspnes, J. Ihm, *Phys. Rev. Lett.*, **57**, 3054 (1986). DOI: 10.1103/PhysRevLett.57.3054
- [10] В.В. Лендышова, И.В. Илькив, Б.Р. Бородин, Д.А. Кириленко, А.С. Драгунова, Т. Шугабаев, Г.Э. Цырлин, Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, № 7, 39 (2024). DOI: 10.31857/S1028096024070052 [V.V. Lendyashova, I.V. Ilkiv, B.R. Borodin, D.A. Kirilenko, A.S. Dragunova, T. Shugabaev, G.E. Cirlin, *J. Surf. Investig.*, **18** (4), 796 (2024). DOI: 10.1134/S1027451024700460].
- [11] M.O. Petrushkov, D.S. Abramkin, E.A. Emelyanov, M.A. Putyato, O.S. Komkov, D.D. Firsov, A.V. Vasev, M.Yu. Yesin, A.K. Bakarov, I.D. Loshkarev, A.K. Gutakovskii, V.V. Atuchin, V.V. Preobrazhenskii, *Nanomaterials*, **12** (24), 4449 (2022). DOI: 10.3390/nano12244449
- [12] L. Kong, Z. Wu, Z.C. Feng, I.T. Ferguson, *J. Appl. Phys.*, **101**, 1261101 (2007). DOI: 10.1063/1.2745410
- [13] M. Syperek, P. Leszczynski, J. Misiewicz, E.M. Pavelescu, C. Gilfert, J.P. Reithmaier, *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 011901 (2010). DOI: 10.1063/1.3280384

- [14] T. Laryn, R.J. Chu, Y. Kim, M.A. Madarang, Q.N.D. Lung, D.-H. Ahn, J.-H. Han, W.J. Choi, D. Jung, *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **16** (23), 30209 (2024).
DOI: 10.1021/acsami.4c04597
- [15] M. Mtunzi, H. Zeng, L. Bao, C. Chen, J.-S. Park, H. Deng, Y. Wang, H. Jia, J. Li, H. Wang, Y. Hou, M.G. Masteghin, R. Beanland, F. Gardes, J. Moeyaert, T. Baron, M. Tang, A. Seeds, H. Liu, *J. Phys. D*, **58**, 405101 (2025).
DOI: 10.1088/1361-6463/ae074b
- [16] J. Ye, H. Liu, C. Jiang, S. Liu, H. Zhai, H. Chang, J. Wang, Q. Wang, Y. Huang, X. Ren, *Cryst. Growth Des.*, **25** (4), 1030 (2025). DOI: 10.1021/acs.cgd.4c01384