УДК 621.315.592

# Селективный рост эпитаксиальных слоев GaAs на подложке Si методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений

© С.О. Слипченко, В.В. Шамахов, М.И. Кондратов, А.Е. Гришин, М.В. Токарев, Е.В. Фомин, Д.Н. Николаев, А.В. Мясоедов, Н.А. Берт, Н.А. Пихтин

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: serghpl@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 10 декабря 2025 г.
В окончательной редакции 13 февраля 2026 г.
Принята к публикации 10 марта 2026 г.

Методом селективной эпитаксии на подложке Si выращены два типа GaAs-структур — с нанесением $SiO_2$-маски непосредственно на поверхность подложки (тип 1) и с нанесением $SiO_2$-маски на поверхность планарного буферного слоя GaAs (тип 2). Исследовано влияние конструкции структуры на морфологию поверхности с использованием атомно-силовой микроскопии и профилометрии, а также дефектность сформированных эпитаксиальных слоев с использованием растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что плотность прорастающих дислокаций составила $2.9 \cdot 10^8$ и $2.1 \cdot 10^8$ см$^{-2}$ для структур типа 1 и 2 соответственно. Среднеквадратичная шероховатость поверхности в центре окна составила 4.87 и 3.26 нм для структур типа 1 и 2 соответственно.

**Ключевые слова:** газофазная эпитаксия, селективная эпитаксия, кремниевая подложка, GaAs.

DOI: 10.61011/FTP.2026.01.62896.8870

## 1. Введение

В настоящее время наблюдается повышенный интерес к полупроводниковым гетероструктурам, создаваемым методом селективной эпитаксии, ключевым отличием которой является то, что рост происходит в заранее подготовленных областях пластины, тогда как оставшаяся часть защищена пассивирующей маской [1]. Селективная эпитаксия позволяет реализовать более широкие возможности при управлении свойствами создаваемых гетероструктур по сравнению с классической планарной эпитаксией, при которой эпитаксиальные слои имеют одинаковые свойства для всей поверхности пластины. Существенная часть исследований, посвященных технологии селективной эпитаксии, связана с ростом на подложках GaAs или InP [2–5]. Например, в работе [6] исследовались механизмы селективного роста наногребней GaAs, полученных газофазной эпитаксией из металлорганических соединений. Исследования [3,7,8] показали возможность управлять свойствами активной области, формируемой при селективной эпитаксии, чтобы обеспечить настройку длины волны выбранного одиночного вертикально-излучающего источника. В работах [9,10] представлены результаты, описывающие особенности роста объемных слоев твердых растворов и квантовых ям методом селективной эпитаксии в широких окнах, демонстрирующие изменение механизмов роста за счет изменения локальной разориентации поверхности эпитаксиального слоя.

Необходимо отметить, что технология селективной эпитаксии является важным инструментом при создании фотонных интегральных схем (ФИС) [4,11]. Если селективная эпитаксия на подложках $A^{III}B^{V}$ расширяет возможности по управлению свойствами гетероструктур, то использование данной технологии при росте светоизлучающих гетероструктур $A^{III}B^{V}$ на кремнии является необходимостью. Это обусловлено тем, что при монолитной интеграции светоизлучающая гетероструктура должна быть сформирована только в выбранной локальной части ФИС, тогда как остальная часть ФИС должна быть сохранена для формирования волноводов, делителей, фильтров и других элементов, обеспечивающих управление оптическим излучением. В связи с этим возникает необходимость изучить особенности роста структур $A^{III}B^{V}$ методом селективной эпитаксии на подложках Si. В настоящее время существует несколько подходов, используемых при создании светоизлучающих структур на кремнии. Один из них основан на использовании конструкций, включающих буферные структуры GaAs. Эти элементы конструкции выполняют функцию переходной области между кремниевой подложкой и светоизлучающей структурой и обеспечивают снижение плотности дефектов в активной области. Также важным параметром технологии селективной эпитаксии является размер окна, в котором происходит рост. В рамках данной работы выбраны конструкции со сверхширокими окнами, что позволит в будущем снизить требования к точности согласования между элементами ФИС. В статье приведены результаты исследований общих закономерностей селективного роста эпитаксиальных слоев GaAs на кремниевой подложке, выполняющих функцию буферных структур, а также определено влияние их

конструкции на основные характеристики — шероховатость поверхности, плотность дефектов, однородность толщины.

## 2. Изготовление образцов

Выращивание структур осуществлялось методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений на установке с вертикальным типом реактора „TurboDisc“ (данное название является торговой маркой, а также может быть использовано как технический термин). В качестве реагентов элементов III группы использовался триметилгаллий, а в качестве элементов V группы — арсин. Газом-носителем являлся водород.

Было исследовано два типа образцов, отличающихся своей конструкцией, с целью определения влияния конструкции на характеристики селективно выращенного слоя. Общая схема образцов показана на рис. 1. Для образца типа 1 селективная эпитаксия проводилась в окнах, сформированных в маске $SiO_2$, нанесенной непосредственно на подложке Si (рис. 1, *a*). Образец типа 2 включал планарный буферный слой GaAs, выращенный на подложке Si, на котором формировались окна для последующей селективной эпитаксии (рис. 1, *b*). Таким образом, для образца типа 2 селективный рост осуществлялся в окнах, сформированных в маске $SiO_2$, нанесенной на поверхность планарного буферного слоя GaAs. При изготовлении образцов обоих типов использовалась подложка Si (001) с разориентацией 4° в направлении [110]. В качестве маски использовалась пленка $SiO_2$ толщиной 0.2 мкм, нанесенная методом реактивного ионно-плазменного распыления. После нанесения слоя $SiO_2$ в нем при помощи литографии и мокрого травления формировались чередующиеся окна шириной $W = 88$ мкм и длиной $L = 2870$ мкм с периодом 400 мкм. В качестве травителя использовался буферный травитель. Выбор ширины окна был обусловлен тем, что современные технологии ФИС позволяют реализовать режим многозадачности, когда на одной пластине изготавливается несколько проектов. Это обусловлено большой площадью доступных подложек Si и пластин кремний-на-изоляторе и желанием снизить себестоимость. В этом случае возможность использования широких окон существенно упрощает процесс проектирования и позволяет использовать стандартные библиотеки элементов ФИС. Другой аспект — это снижение влияния границы окно/маска на формируемые $A^{III}B^{V}$ области. После формирования окон для получения образца типа 1 был проведен селективный рост слоя GaAs (см. рис. 1, *a*). В процессе роста температура повышалась от 400 до 650 °C. Для образца типа 2 на первом этапе на подложке Si выращивался планарный буферный слой GaAs толщиной 1.85 мкм. В процессе роста планарного буферного слоя также проводилось повышение температуры роста от 400 до 650 °C, т.е. данный буфер выращивался аналогично селективно выращенному слою в образце типа 1. На втором этапе в сформированных окнах в слое $SiO_2$ на планарном буферном слое GaAs проводился селективный рост GaAs при температуре 650 °C (рис. 1, *b*) с целью, чтобы обеспечить суммарную толщину планарного буферного слоя с селективно выращенной частью в центре окна, близкой к толщине в центре окна образца типа 1. Весь рост осуществлялся при пониженном давлении в реакторе 100 мбар. Мольный поток триметилгаллия для селективной части обоих типов образцов составлял $3.1 \cdot 10^{-5}$ моль/мин, а арсина — $1.1 \cdot 10^{-3}$ моль/мин. Скорость роста GaAs при планарном росте на подложке Si, соответствующая данному мольному потоку триметилгаллия, составляла 20 нм/мин. Поток водорода через реактор составлял 10 л/мин. Далее образцы исследовались с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и профилометрии. РЭМ-исследование выполнено на микроскопе JEOL JSM 7001F. АСМ-исследования выполнены на микроскопе NTEGRA (NT-MDT Spectrum Instruments) в прерывисто-контактном режиме с использованием зондов ETALON HA_FM. ПЭМ-исследование выполнено на микроскопе JEM Jeol 2100F. Исследования изменения профиля толщины выполнены на профилометре Ambios XP-1.

## 3. Результаты и обсуждение

С целью общего анализа особенностей роста у границы окно/маска и характера поверхности в окне были проведены исследования образцов с помощью РЭМ (рис. 2). Из рис. 2, *a, b* видно, что боковые грани исследуемых образцов имеют различную форму. Для образца типа 2 (рис. 2, *b*) боковая грань соответствует плоскости (111), что типично для селективной эпитаксии при росте на подложке GaAs (001). Для образца типа 1 (рис. 2, *a*) форма боковой грани существенно отличается. Так, нижняя грань боковой поверхности слоя соответствует плоскости $(11\bar{1})$, центральная — плоскости (110), а верхняя — плоскости (111). Обозначение граней на рис. 2, *a* соответствует условно выбранной системе координат, когда структура наблюдается вдоль направления $[\bar{1}10]$, а ростовая поверхность соответствует плоскости (001). Определение Ga- и As-полярности граней типа {111}, а также сравнение ее влияния на формирование габитуса в работе специально не производились. Исходя из наших результатов, (111)A и (111)B грани обладают сопоставимой скоростью формирования. При выращивании структур использовалась подложка Si (001) с разориентацией 4° в направлении [110]. Предполагается, что ориентация полярных граней сохраняется единой для всех полосковых структур на подложке. Из рис. 2, *c, d* видно, что РЭМ-изображения поверхности образцов, полученные при одинаковом увеличении в центре окна, также имеют заметные отличия. Для образца типа 1

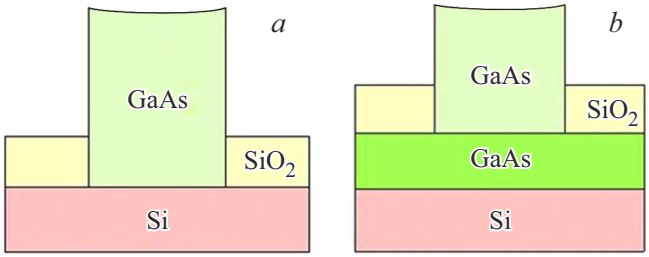



**Рис. 1.** Схематическое изображение образца типа 1 (*a*) и образца типа 2 (*b*).

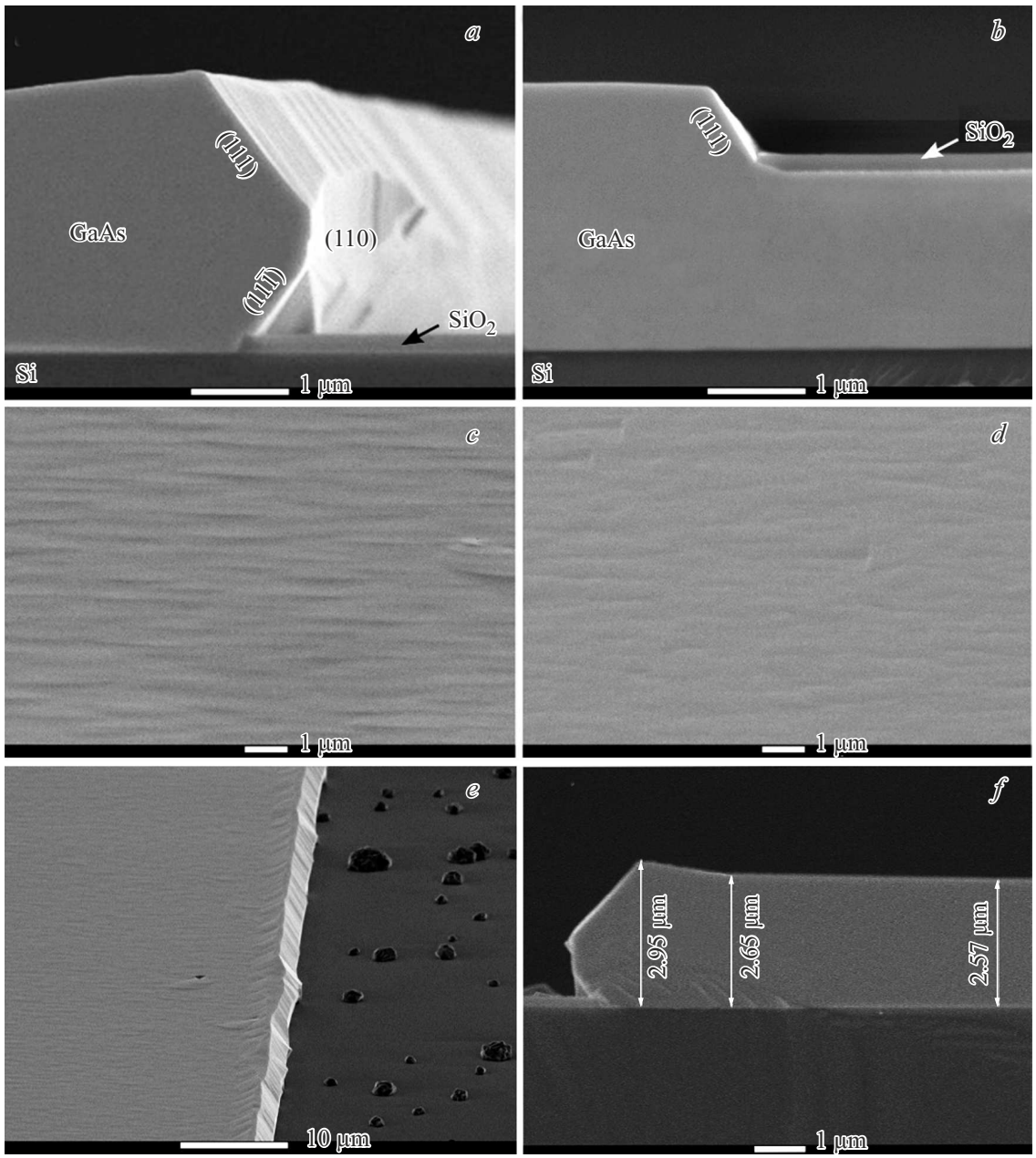



**Рис. 2.** РЭМ-изображение скола на границе окно/маска (образец типа 1 (*a,f*) и образец типа 2 (*b*)), поверхности в центре окна (образец типа 1 (*c*) и образец типа 2 (*d*)) и поверхности на границе окно/маска для образца типа 1 (*e*). Масштабная метка на изображениях *a*–*d,f* соответствует 1 мкм, а для изображения *e* — 10 мкм.

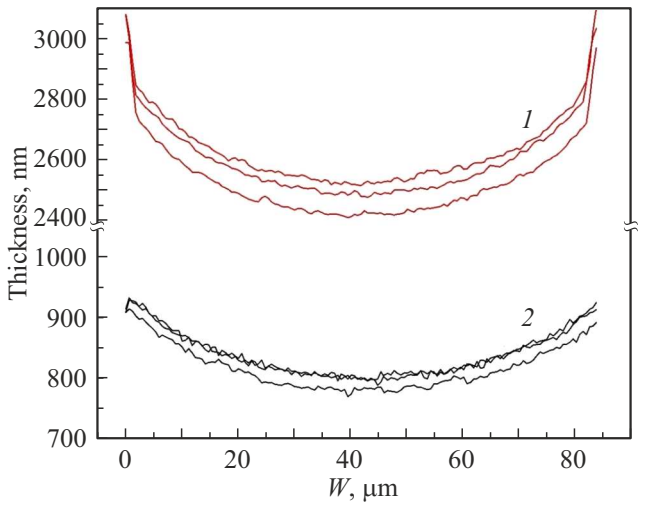



**Рис. 3.** Профили изменения толщины селективно выращенного слоя GaAs по ширине окна ($W$): *1* — образец типа 1, *2* — образец типа 2.

(рис. 2, *c*) рельеф поверхности заметно более выражен, чем для образца типа 2 (рис. 2, *d*). Следует отметить, что для образца типа 1 на поверхности маски наблюдается формирование поликристаллов, в то время как маска образца типа 2 остается чистой. Такое поведение связано с тем, что в образце типа 1 рост части слоя GaAs проводится при пониженных температурах, что способствует осаждению части материала на маске и в дальнейшем данный материал является центром кристаллизации при последующем росте. На рис. 2, *e* представлено РЭМ-изображение поверхности для образца типа 1 на границе окно/маска. Из изображения видно, что на поверхности маски наблюдаются разрозненные поликристаллы различного размера, т. е. вся поверхность не покрыта сплошным слоем поликристаллов. Плотность поликристаллов на поверхности возрастает к центральной части маски между полосками (данное изображение в статье не приведено). В образце типа 2 рост происходит при температурных условиях, когда маска остается чистой, т. е. все вещество, попадающее на маску, десорбируется и за счет градиента концентраций в газовой фазе диффундирует в сторону окна. Данное поведение является типичным для селективного роста при стандартных условиях методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений на подложках $A^{III}B^{V}$ [12].

Чтобы оценить изменения толщины слоя GaAs в окне при селективной эпитаксии, образцы были исследованы на профилометре. Для каждой структуры было прописано по 3 профиля толщины по ширине окна ($W$) в разных ее частях. На рис. 3 представлены профили, показывающие изменение толщины слоя GaAs по ширине окна ($W$) для образцов типа 1 и 2. В приведенных значениях толщин селективно выращенного слоя GaAs учитывалась толщина маски 0.2 мкм, так как маска $SiO_2$ при измерениях не удалялась. Для образца типа 1 толщина селективно выращенного слоя GaAs в центре окна составила 2410–2510 нм, а на краю окна 3000–3100 нм. При этом разница в толщинах между краем и центром окна составила 590 нм. Также видно, что на краю окна имеется область шириной $\sim 2$ мкм, в которой происходит резкое увеличение толщины слоя GaAs. Данный факт также хорошо заметен на РЭМ-изображении (рис. 2, *f*). Для образца типа 2 толщина слоя GaAs в центре окна составила 780–800 нм, а на краю окна 895–925 нм, что дает изменение толщины между краем и центром окна 115–125 нм. Видно, что толщина слоя GaAs по всей ширине окна для образца типа 2 в отличие от образца типа 1 меняется плавно при движении от центра окна к краю (рис. 3). Сегодня существует несколько подходов при формировании элементов ФИС. Один из них основан на росте структуры в глубоких окнах, сформированных в структурах кремний-на-изоляторе, и рост поликристаллов на маске допустим, а для их удаления используется процедура химико-механического полирования. Но в данном случае необходимо использовать дополнительные технологические операции по защите и удалению соответствующих материалов, поэтому снижение плотности или отсутствие поликристаллов на поверхности маски является важной целью при разработке технологии селективного роста. Также селективная эпитаксия необходима для управления толщиной активной области, чтобы обеспечивать возможность роста именно ряда оптимизированных слоев для излучателей, усилителей, модуляторов и фотодетекторов, что невозможно при использовании стандартной эпитаксии. Эта возможность в одном процессе управлять толщиной слоев реализуется за счет соотношения размеров окна/маски, что позволяет получать в одном технологическом процессе различные длины волн или спектры поглощения. При этом отсутствие поликристаллов на маске позволяет обеспечить более высокую воспроизводимость и более точное прогнозирование параметров селективно выращиваемых слоев.

С целью количественной оценки среднеквадратической шероховатости (СКШ) поверхности селективно выращенного слоя GaAs были проведены АСМ-исследования морфологии поверхности. На рис. 4 представлены АСМ-изображения поверхности размером $10 \times 10$ мкм в центре и на краю окна для образцов типа 1 и 2. Из анализа АСМ-изображений получены следующие значения СКШ: для образца типа 1 СКШ в центре окна составляет 4.87 нм и на краю окна 8.3 нм, а для образца типа 2 СКШ в центре окна составляет 3.26 нм и на краю окна 3.92 нм. Такое поведение СКШ может быть связано как с кривизной поверхности, так и толщиной селективно выращенного слоя. Толщина селективно выращенного слоя и перепад толщины между центром и краем окна для образца типа 1 заметно больше, чем для образца типа 2 (см. рис. 3). Это косвенно может подтверждаться тем, что для структуры типа 2 СКШ предварительно

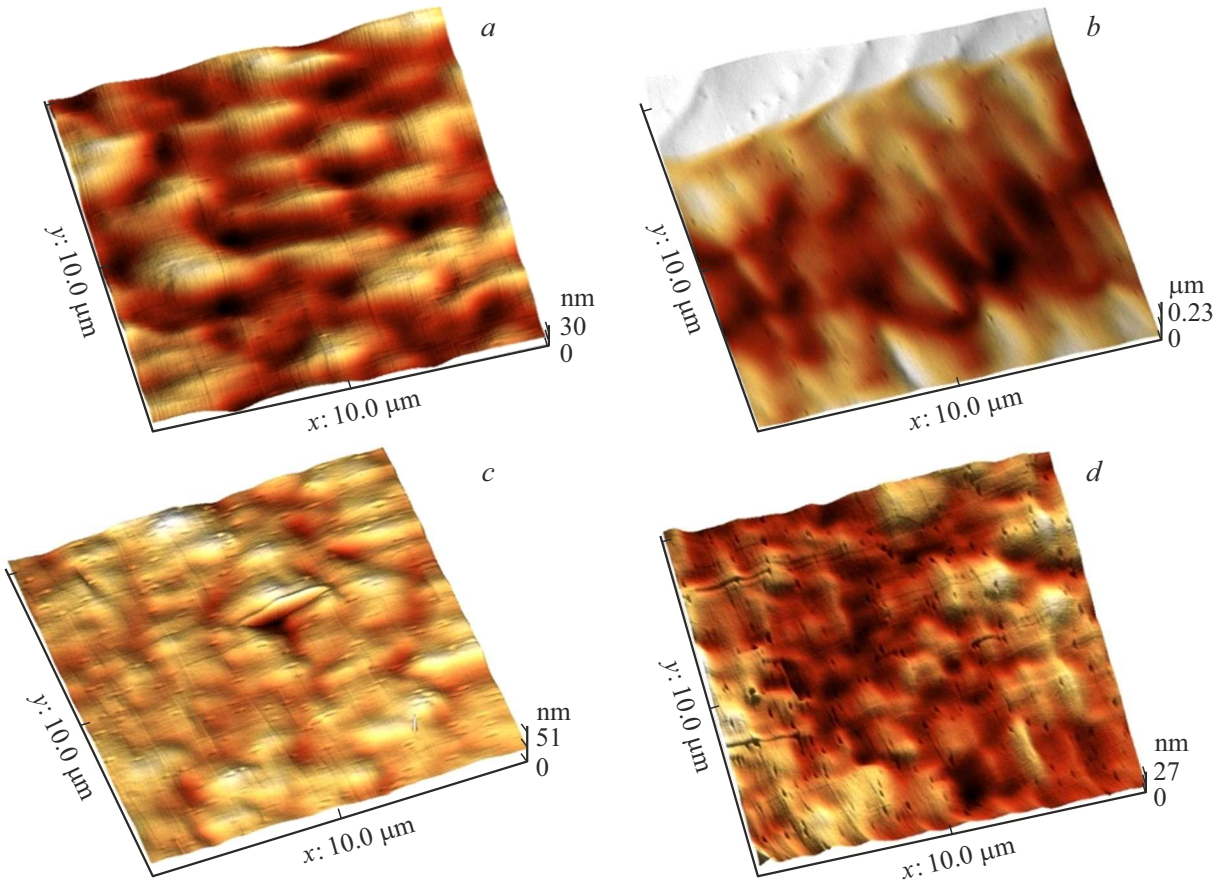



**Рис. 4.** АСМ-изображения поверхности образцов (площадь сканирования $10 \times 10$ мкм$^2$) в центре окна (*a* — образец типа 1, *c* — образец типа 2) и у края окна (*b* — образец типа 1, *d* — образец типа 2).




**Рис. 5.** Светлопольные ПЭМ-изображения сечения в планарной геометрии селективно выращенного слоя GaAs в центральной части окна, полученные вблизи оси зоны [001]: *a* — образец типа 1, *b* — образец типа 2.

выращенного планарного буферного слоя GaAs на подложке Si составляла $\sim 2.5$ нм.

Чтобы оценить дефектность селективно выращенных слоев GaAs обоих типов образцов, с помощью ПЭМ были проведены исследования плотности прорастающих дислокаций (ППД). На рис. 5 представлены светлопольные ПЭМ-изображения сечения в планарной геометрии селективно выращенных слоев GaAs в центральной части окна, полученные вблизи оси зоны [001] для приповерхностной области. Подсчет ППД производился по 5 изображениям площадью $2\times2$ мкм$^2$: для образца типа 1 ППД находилась в диапазоне $2.0-3.4\cdot10^8$ см$^{-2}$ и усредненное значение получалось $\sim 2.9\cdot10^8$ см$^{-2}$; для образца типа 2 ППД находилась в диапазоне $1.4-2.5\cdot10^8$ см$^{-2}$ и усредненное значение получалось $\sim 2.1\cdot10^8$ см$^{-2}$. Из полученных данных видно, что значения ППД для образца типа 2 меньше, чем для образца типа 1.

Следует отметить, что полученные результаты имеют хорошую воспроизводимость для обоих типов образцов.

## 4. Заключение

В работе методом селективной эпитаксии на подложке Si были выращены GaAs-образцы двух типов — с применением $SiO_2$-маски непосредственно на поверхности подложки Si (структура типа 1) и с применением $SiO_2$-маски на поверхности планарного буферного слоя GaAs (структура типа 2). На основании проведенных исследований можно выделить следующие отличия в основных структурных характеристиках разработанных конструкций. Локальные измерения значений ППД методом ПЭМ достигали $2.0\cdot10^8$ и $1.4\cdot10^8$ см$^{-2}$ для образцов типа 1 и 2 соответственно. Оценка усредненного значения показала отличие в 1.5 раза между образцами типа 1 и 2, которое составило $2.9\cdot10^8$ и $2.1\cdot10^8$ см$^2$ соответственно. Так как в конструкциях использовались простейшие буферы на основе GaAs, полученные значения ППД в дальнейшем могут быть снижены за счет использования дислокационных фильтров. Другой важной характеристикой слоев является СКШ поверхности, так как она может оказывать влияние на оптические свойства квантово-размерных активных областей, приводя к уширению спектра оптического усиления из-за пространственной неоднородности толщины. Продемонстрированные значения СКШ в центре окна составили 4.87 и 3.26 нм для образцов типа 1 и 2 соответственно. Отличительной особенностью селективной эпитаксии является неоднородность скорости роста по площади окна, что видно и в наших экспериментах. В результате этого наблюдается неоднородность толщины выращенных слоев в окне, которая приводит к более сильному перепаду толщин по площади окна с увеличением толщины слоя. Так, для образца типа 1 при толщине селективно выращенного слоя в центре окна 2410 нм разница в толщине слоя GaAs между центральной и крайней областями достигает 590 нм. Снижение толщины селективно выращенного слоя GaAs для образца типа 2 до 800 нм привело к снижению перепада толщины слоя GaAs между центром и краем окна до 110 нм. Однако влияние данного эффекта можно нивелировать за счет оптимизации конструкции окна и маски [13]. Проведенное в работе [13] моделирование показало, что снижение неоднородности скорости роста в окне возможно за счет уменьшения отношения ширины маски к ширине окна. В данном случае выбор должен быть сделан в рамках компромиссного решения, учитывающего допустимую с технологической точки зрения минимальную ширину маски и плотность формируемых окон.

Проведенные исследования показали возможность использования различных конструкций для селективного роста объемных эпитаксиальных слоев на кремниевой подложке (рис. 1). Это позволяет адаптировать технологию под конкретные требования процесса создания ФИС. Например, в случае ограничений, вызванных ростом поликристаллической фазы на поверхности маски, возможна реализация конструкции на основе образцов типа 2, когда буферный слой формируется перед ростом излучающей части и изготовлением других активных и пассивных элементов ФИС. Однако если технологический процесс допускает наличие поликристаллической фазы или возможны операции по ее удалению, то целесообразно использование подхода, реализованного в рамках конструкции для образца типа 1, так как позволяет уменьшить число технологических операций.

### Благодарности

Исследования методом ПЭМ выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ (базовая организация — ФТИ им. А.Ф. Иоффе), поддерживаемого Министерством образования и науки России.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

[1] B. Wang, Y. Zeng, Y. Song, Y. Wang, L. Liang, L. Qin, J. Zhang, P. Jia, Y. Lei, C. Qiu, Y. Ning, L. Wang. Crystals, **12** (7), 1011 (2022). DOI: 10.3390/cryst12071011

[2] V. Shamakhov, S. Slipchenko, D. Nikolaev, A. Smirnov, I. Eliseyev, A. Grishin, M. Kondratov, I. Shashkin, N. Pikhtin. Nanomaterials, **13** (17), 2386 (2023). DOI: 10.3390/nano13172386

[3] X. Zhao, A.F. McKenzie, C.W. Munro, K.J. Hill, D. Kim, S.L. Bayliss, N.D. Gerrard, D.A. MacLaren, R.A. Hogg. J. Cryst. Growth, **603**, 127036 (2023). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2022.127036

[4] J. Decobert, G. Binet, A.D.B. Maia, P.-Y. Lagrée, C. Kazmierski. Adv. Opt. Techn., **4** (2), 167 (2015). DOI: 10.1515/aot-2015-0013
[5] A.P. Roth, P. Finnie, S. Charbonneau, C. Lacelle, C. Guerini, J. Fraser, M. Buchanan, Y. Feng. Microelectron. J., **28** (8–10), 909 (1997). DOI: 10.1016/S0026-2692(96)00130-9
[6] N. Morgan, V.G. Dubrovskii, A.-K. Stief, D. Dede, M. Sanglé-Ferrière, A. Rudra, V. Piazza, A.F. Morral. Cryst. Growth Des., **23** (7), 5083 (2023). DOI: 10.1021/acs.cgd.3c00316
[7] G. Afonso, G. Cerulo, N. Vaissiere, V. Vakarin, A. Elias, C. Fortin, J.-F. Paret, D. Lanteri, K. Mekhazni, F. Pommereau, J. Decobert. Phys. Status Solidi A, **221** (13), 2300656 (2024). DOI: 10.1002/pssa.202300656
[8] T. Fujii, K. Takeda, H. Nishi, N.-P. Diamantopoulos, T. Sato, T. Kakitsuka, T. Tsuchizawa, S. Matsuo. Optica, **7** (7), 838 (2020). DOI: 10.1364/OPTICA.391700
[9] V. Shamakhov, D. Nikolaev, S. Slipchenko, E. Fomin, A. Smirnov, I. Eliseyev, N. Pikhtin, P. Kop'ev. Nanomaterials, **11** (1), 11 (2021). DOI: 10.3390/nano11010011
[10] S. Slipchenko, V. Shamakhov, D. Nikolaev, E. Fomin, I. Soshnikov, A. Bondarev, M. Mitrofanov, N. Pikhtin, P. Kop'ev. Appl. Surf. Sci., **588**, 152991 (2022). DOI: 10.1016/j.apsusc.2022.152991
[11] S. Lourdudoss. Curr. Opin. Solid State Mater. Sci., **16** (2), 91 (2012). DOI: 10.1016/j.cossms.2012.01.003
[12] V. Shamakhov, S. Slipchenko, D. Nikolaev, I. Soshnikov, A. Smirnov, I. Eliseyev, A. Grishin, M. Kondratov, A. Rizaev, N. Pikhtin, P. Kop'ev. Technologies, **11** (4), 89 (2023). DOI: 10.3390/technologies11040089
[13] А.Е. Маричев, В.В. Шамахов, А.Е. Гришин, С.О. Слипченко, Н.А. Пихтин. ФТП, **59** (8), 452 (2025). DOI: 10.61011/FTP.2025.08.62186.8457

*Редактор Г.А. Оганесян*

## Selective area growth of GaAs epitaxial layers on Si substrate by metalorganic chemical vapor deposition

*S.O. Slipchenko, V.V. Shamakhov, M.I. Kondratov, A.E. Grishin, M.V. Tokarev, E.V. Fomin, D.N. Nikolaev, A.V. Myasoedov, N.A. Bert, N.A. Pikhtin*

Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Two types of GaAs structures were grown on a Si substrate by selective area epitaxy — using an $SiO_2$ mask directly on the substrate surface (type 1) and using an $SiO_2$ mask on the surface of a planar GaAs buffer layer (type 2). The effect of the structure design on surface morphology was studied using atomic force microscopy and profilometry, as well as defects of the formed epitaxial layers using scanning and transmission electron microscopy. It is shown that the threading dislocation density was $2.9 \cdot 10^8$ and $2.1 \cdot 10^8\,cm^{-2}$ for type 1 and 2 structures, respectively. The root mean square surface roughness in the center of the window was 4.87 and 3.26 nm for type 1 and 2 structures, respectively.