

Научная статья

УДК 539.23

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17209>

## ФОРМИРОВАНИЕ ОДНОДОМЕННЫХ БУФЕРНЫХ СЛОЕВ ФОСФИДА ГАЛЛИЯ НА КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ БЕЗ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ЭПИТАКСИИ С ПОВЫШЕННОЙ МИГРАЦИЕЙ

**В. В. Федоров**<sup>1,2</sup> ✉, **С. В. Федина**<sup>1,2</sup>, **А. К. Кавеев**<sup>3,2</sup>  
**Д. А. Кириленко**<sup>3,4</sup>, **Н. Н. Фалеев**<sup>3</sup>, **И. С. Мухин**<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия;

<sup>2</sup> Академический университет им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия;

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия;

<sup>4</sup> Национальный исследовательский университет информационных технологий,  
механики и оптики (ИТМО), Санкт-Петербург, Россия

✉ [fedorov\\_vv@spbstu.ru](mailto:fedorov_vv@spbstu.ru)

**Аннотация.** В работе исследовано влияние ростовых условий и состояния поверхности кремния на процессы формирования буферных слоев фосфида галлия GaP на подложках кремния Si (001). Предложен и развит двухстадийный метод эпитаксиального выращивания псевдоморфных однодоменных буферных слоев GaP на Si (001), обеспечивающий разделение стадий зарождения и роста слоя на подложке. В отличие от метода эпитаксии с повышенной миграцией, предложенная технология позволяет управлять профилем легирования буферных слоев GaP на Si, что важно для дальнейших функциональных применений. Найдены основные факторы, определяющие ориентацию кристаллической решетки GaP при ее зарождении на вицинальной поверхности подложки. Путем тщательного контроля ростового процесса на обеих стадиях методами просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ), дифракции быстрых электронов на отражение (RHEED), атомно-силовой микроскопии (AFM) и высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (HRXRD) доказано высокое структурное совершенство выращенных буферных слоев.

**Ключевые слова:** гетероструктура, молекулярно-пучковая эпитаксия, буферный слой, фосфид галлия, кремниевая подложка

**Финансирование:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01080 (<https://rscf.ru/project/22-29-01080>).

**Для цитирования:** Федоров В. В., Федина С. В., Кавеев А. К., Кириленко Д. А., Фалеев Н. Н., Мухин И. С. Формирование однодоменных буферных слоев фосфида галлия на кремниевой подложке без применения метода эпитаксии с повышенной миграцией // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2024. Т. 17. № 2. С.120–133. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17209>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)



Original article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17209>

## THE FORMATION OF SINGLE-DOMAIN GALLIUM PHOSPHIDE BUFFER LAYERS ON A SILICON SUBSTRATE WITHOUT THE USE OF MIGRATION ENHANCED EPITAXY TECHNIQUE

V. V. Fedorov<sup>1,2</sup> ✉, S. V. Fedina<sup>1,2</sup>, A. K. Kaveev<sup>3,2</sup>,  
D. A. Kirilenko<sup>3,4</sup>, N. N. Faleev<sup>3</sup>, I. S. Mukhin<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;

<sup>2</sup> Alferov University, RAS, St. Petersburg, Russia;

<sup>3</sup> Ioffe Institute, RAS, St. Petersburg, Russia;

<sup>4</sup> ITMO University, St. Petersburg, Russia

✉ [fedorov\\_vv@spbstu.ru](mailto:fedorov_vv@spbstu.ru)

**Abstract.** In the paper, the influence of growth factors and silicon surface condition on the epitaxial formation of single-domain GaP buffer layers on Si (001) has been studied. A novel two-stage growth technique for the epitaxial building-up of this structure has been put forward and developed. In contrast to using the migration enhanced epitaxy technique, the proposed technology allows one to separate the nucleation and growth stages, to control the doping profile of the GaP buffer layers. The latter is important for further functional applications. The main factors determining the orientation of GaP crystalline lattice when it nucleates on the Si vicinal surface were found. The structural perfection of the grown buffer layers at both stages was proved through careful control by TEM, RHEED, AFM, and HRXRD. These findings have important implications for further functional applications.

**Keywords:** heterostructure, molecular beam epitaxy, buffer layer, gallium phosphide, silicon substrate

**Funding:** The reported study was funded by Russian Science Foundation (Grant No. 22-29-01080), <https://rscf.ru/project/22-29-01080>.

**For citation:** Fedorov V. V., Fedina S. V., Kaveev A. K., Kirilenko D. A., Faleev N. N., Mukhin I. S., The formation of single-domain gallium phosphide buffer layers on a silicon substrate without the use of migration enhanced epitaxy technique, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 17 (2) (2024) 120–133. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.17209>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

### Введение

Интеграция гетероструктур на основе полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$  на кремнии позволяет объединить преимущества высокоразвитой кремниевой интегральной технологии с уникальными возможностями технологии создания гетероструктур  $A^{III}B^V$ , такими как реализация электронных и оптических ограничений путем конструирования поперечного зонного профиля структуры [1]. Особое внимание в литературе уделяется проблеме монолитной (эпитаксиальной) интеграции гетероструктур  $A^{III}B^V$  на кремниевой подложке. Подразумевается, что непосредственное формирование  $A^{III}B^V$  позволяет расширить функциональные возможности создаваемых гетероструктур и снизить число технологических этапов, по сравнению с применением чисто гибридной технологии (где осуществляется перенос предварительно сформированных функциональных элементов на кремниевые пластины).

Однако задача эпитаксиального формирования слоев соединений  $A^{III}B^V$  с высоким совершенством на поверхности кремния сталкивается с необходимостью преодоления целого ряда препятствий, характерных для технологии гетеровалентной эпитаксии. Среди них можно выделить следующие:

формирование дефектов кристаллической структуры вследствие неупругой релаксации напряжений несоответствия (проблема рассогласования параметров решетки слоя и подложки);

несоответствие симметрий кристаллических решеток слоя  $A^{III}B^V$  (структура цинковой обманки) и подложки Si (структура алмаза), ведущее к образованию в эпитаксиальном слое антифазных доменов и антифазных доменных границ между ними;

протекание нежелательных поверхностных химических реакций на гетероинтерфейсе; существенное различие поверхностных энергий кремния, эпитаксиального слоя и гетерограницы.

Одной из наиболее показательных систем являются эпитаксиальные слои фосфида галлия GaP на поверхности кремниевой подложки Si (001). Несмотря на самое низкое для всех бинарных соединений  $A^{III}B^V$  рассогласование кристаллических решеток GaP и Si (для них  $\Delta a/a$  составляет всего около 0,37 %), кристаллическое совершенство синтезируемых в настоящее время слоев арсенида галлия GaAs на германиевой подложке Ge(001) ( $\Delta a/a \approx 0,07\%$ ) или даже слоев GaAs, выращенных через метаморфный [2, 3] буфер на Si(001) ( $\Delta a/a \approx 4\%$ ), зачастую оказывается выше качества слоев GaP на Si [4, 5]. Сложность формирования слоев фосфида галлия связана со склонностью данного материала к трехмерному механизму роста на поверхности кремния и возможностью протекания нежелательных поверхностных химических реакций. Так, атомы фосфора могут замещать поверхностные атомы кремния, нарушая однородность поверхности [6, 7], а галлий — растравливать поверхность кремния, приводя к образованию ямок [8].

В настоящее время для создания эпитаксиальных слоев GaP на Si применяется технология эпитаксиального роста с повышенной миграцией [9], при которой потоки фосфора и галлия попадают на подложку поочередно. Однако такая практика затрудняет контроль профиля легирования и неизбежно снижает ресурс заслонок установки молекулярно-пучковой эпитаксии [10]. Именно по этим причинам по-прежнему ведется активный поиск новых альтернативных подходов к формированию буферных слоев GaP на Si [11].

Цель настоящего исследования — развить двухстадийный метод эпитаксиального выращивания однодоменных буферных слоев фосфида галлия на кремниевой подложке, который бы обеспечивал разделение стадий зарождения и роста слоя фосфида галлия и включал как низко-, так и высокотемпературный этапы, а также не требовал бы применения метода эпитаксии с повышенной миграцией.

Для указанной цели требовалось установить основные факторы, определяющие ориентацию решетки фосфида галлия GaP при зарождении на вицинальной поверхности кремния Si (001).

### Двухстадийный метод эпитаксиального формирования GaP на Si (001)

Выращивание эпитаксиальных гетероструктур осуществляли на трехдюймовых (75 мм) пластинах кремния методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ). Для роста гетероструктур использовали вицинальные подложки кремния (001) *p*-типа (кремний дырочного типа (КДБ)) с удельным электрическим сопротивлением, равным 0,3 – 3,0 Ом·см и углом разориентации, равным  $4,0 \pm 0,5^\circ$  в направлении  $\langle 110 \rangle$ .

В работе использовали установку МПЭ-ПА Veeco GEN-III (США), оснащенную источниками фосфора и мышьяка кречерного типа с игольчатыми клапанами. Температура поверхности контролировалась термопарой и пирометром, откалиброванными по наблюдению поверхностного фазового перехода Si (111)  $7 \times 7 \rightarrow 1 \times 1$ . Для калибровки источников давление молекулярного пучка ( $P(P_2)$ ,  $P(Ga)$ ,  $P(Al)$ ) регистрировалось ионизационным вакуумметром типа Байярда – Альперта. Стехиометрическое отношение потоков  $P_2/Ga$  (отношение давлений  $P(P_2)/P(Ga) \approx 6$ ) было найдено путем наблюдения за процессом накопления капель галлия на поверхности структуры.

Перед загрузкой в камеру МПЭ, пластины кремния очищали по методу Ширази; на заключительном этапе очистки на поверхности пластины формировался тонкий слой



оксида  $\text{SiO}_x$  [12]. Исследование состояния поверхности подложки Si (001) и формирующегося эпитаксиального слоя фосфида галлия проводили *in situ*, методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ, *англ.* RHEED) на отражение. Поверхностный оксид кремния удаляли путем термического отжига при температуре  $T = 820 \pm 10$  °С (минимально необходимая) в течение 30 мин. При этом на картинах ДБЭ наблюдалось формирование однотипной поверхностной реконструкции кремния ( $2 \times 1$ ).

Следует отметить, что применение более высоких температур отжига способствовало образовыванию поверхностной реконструкции ( $2 \times 2$ ). Скорее всего, обнаруженное явление связано с загрязнением поверхности кремния, вызванным повышением фонового давления элементов V группы [13, 14]. Для того чтобы снизить это давление, использовали относительно низкие температуры для источников и, как следствие, получали низкие скорости роста. Скорость роста слоя фосфида галлия составляла 90 нм/час.

С целью достижения однородного распределения молекулярных потоков в процессе роста, применяли азимутальное вращение подложки со скоростью 5 об/мин. Значение потока фосфора  $P_2$ , использованное при формировании слоев GaP и AlGaP, превышало стехиометрическое в 1,33 раза (отношение давлений  $P(V)/P(III) = 8$ ).

При формировании слоя фосфида галлия, при стехиометрическом отношении потоков  $P_2/\text{Ga}$ , наблюдалось увеличение поверхностной плотности и латерального размера дефектов, представляющих собой ямки с глубиной, превышающей толщину формируемого слоя. Вероятно, при малых значениях потока  $P_2$ , на начальных этапах роста происходило накопление избыточного числа атомов галлия Ga, которые растравливали поверхность кремния. При дальнейшем же увеличении отношения потоков  $P_2/\text{Ga}$ , вплоть до значений, превышающих стехиометрическое вдвое или более, существенно возрастала шероховатость поверхности как следствие подавления диффузии атомов III группы.

Предложенная нами методика эпитаксиального выращивания буферных слоев фосфида галлия на кремниевой подложке включает две стадии: низко- и высокотемпературную. На первой выращивается затравочный слой AlGaP и первый слой GaP, на второй стадии – второй слой GaP. Такая технология обеспечивает отличные условия формирования гетероструктуры как на стадии зарождения, так и стадии роста эпитаксиального слоя.

Основные этапы выращивания и структурная схема буферного слоя представлены на рис. 1.

Ранее в работе [15] мы показали, что эта методика способствует формированию слоев с гладкой морфологией поверхности, однако исследования процессов зарождения и роста кристаллической структуры слоев выходили за рамки проведенного анализа. В данном исследовании, необходимость выделения низкотемпературной стадии и введения затравочного слоя AlGaP была связана с требованием однородного формирования эпитаксиального слоя по всей поверхности подложки [16] на начальном этапе. Поэтому сразу после сгона поверхностного оксида кремниевую подложку охлаждали до достаточно низкой ростовой температуры (440 – 460 °С), обеспечивающей малую диффузионную длину адатомов (атомы на поверхности кристалла) и высокую плотность зарождения островков GaP, при сохранении их структурного качества. Непосредственно перед началом выращивания структуры подложку экспонировали ростовым потоком  $P_2$  в течение 10 с.

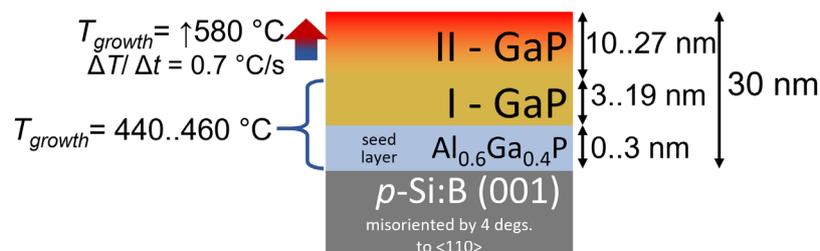


Рис. 1. Основные этапы двухстадийного выращивания структуры GaP на кремниевой подложке  $p\text{-Si}(001)$  (данные слева) и общая структурная схема (значения толщины низко- и высокотемпературных слоев GaP – справа)

При переходе к высокотемпературной стадии, процесс выращивания структуры не прерывали и температуру подложки поднимали до 580 °С со скоростью 0,7 °С/с. Как показали опыты, в противном случае (при остановке ростового процесса) увеличение температуры подложки вело к нарушению однородности формирующегося слоя, на его поверхности образовывались ямки, которые сохранялись и не зарастали при дальнейшем росте слоя фосфида галлия.

Температура высокотемпературного этапа была выбрана на основе литературных данных как обеспечивающая высокое качество слоев GaP (001) при гомоэпитаксии [17]. Высокая подвижность адатомов способствовала снижению плотности структурных дефектов, сглаживанию ростовой поверхности и, как следствие, возможности наблюдения поверхностной реконструкции на картинах дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Во избежание формирования структурных дефектов, вызванных неупругой релаксацией напряжений несоответствия, общая толщина слоя GaP не превышала 30 нм. Для определения оптимальных условий формирования фосфида галлия на кремниевой подложке были синтезированы образцы, различающиеся температурой формирования низкотемпературного слоя I-GaP (440 и 460 °С), значениями его толщины (от 3 до 19 нм), а также толщиной затравочного слоя – твердого раствора  $Al_{0,6}Ga_{0,4}P$  (от 0 до 3 нм).

Качество буферного слоя предварительно оценивалось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ, *англ.* AFM) в полуконтактном режиме путем сравнения шероховатости поверхности, образующейся при коалесценции антифазных доменов. Структурные особенности буферных слоев на кремнии изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, *англ.* TEM) и высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (ВРРД, *англ.* HRXRD) в симметричной и ассиметричной геометриях рассеяния; это позволяло установить согласование решеток в плоскости слоя и оценивать упругие напряжения. Для изучения методом ВРРД использовался рентгеновский дифрактометр Panalytical X'PERT PRO MRD Extended (производитель – Panalytical, Нидерланды).

### Процесс зарождения фосфида галлия на кремниевой подложке

Известно, что из-за более низкой симметрии кристаллической решетки эпитаксиального слоя, по сравнению с подложкой, при гетероэпитаксии соединений  $A^{III}B^V$  на поверхности кремния возможно формирование двух взаимно ортогональных ориентаций кристаллической решетки с обратным расположением подрешеток атомов III и V групп [9, 10]. По этой причине критически важным условием для достижения одноомного формирования GaP на Si(001) является стабилизация однородно-терминированной поверхности  $(2 \times 1) Si(001)$ . Кроме того, требуется найти условия нуклеации, при которых по всей площади гетероинтерфейса обеспечивается образование однотипной химической связи.

Применение метода ДБЭ позволило не только исследовать состояние поверхности кремния, но и определить преимущественную ориентацию зарождающегося слоя фосфида галлия. Изменение угла падения электронного луча ДБЭ относительно кристаллографической плоскости (001) и, как следствие, изменение положения наблюдаемых дифракционных рефлексов и Кикучи-полос при азимутальном вращении вицинальной подложки позволили установить ориентацию поверхностных реконструкций кремния и фосфида галлия относительно направления разориентации подложки (рис. 2).

Установлено, что после термического отжига вицинальной подложки кремния сверхструктурные рефлексы с удвоенной периодичностью наблюдаются только при падении электронного луча вдоль направления азимута разориентации. Данное наблюдение свидетельствует о том, что ряды димеров, образующих однотипную реконструкцию  $(2 \times 1) Si$  преимущественно ориентированы перпендикулярно границам атомных ступеней и, следовательно, большую часть площади поверхности подложки занимают атомные террасы, разделенные моноатомными ступенями типа  $S_B$  или двойными ступенями типа  $D_B$ . Ранее сообщалось [10, 18 – 20], что однотипная поверхностная реконструкция  $(2 \times 1) Si$  может наблюдаться при высокотемпературном (1000 °С) отжиге вицинальной поверхности Si (001), который приводит к образованию системы сдвоенных атомных ступеней. Мы предполагаем, что ортогонально-ориентированной реконструкции  $(1 \times 2) Si$  не наблюдалось из-за малой ширины атомных террас вицинальной поверхности Si (менее 10 нм) и низкой

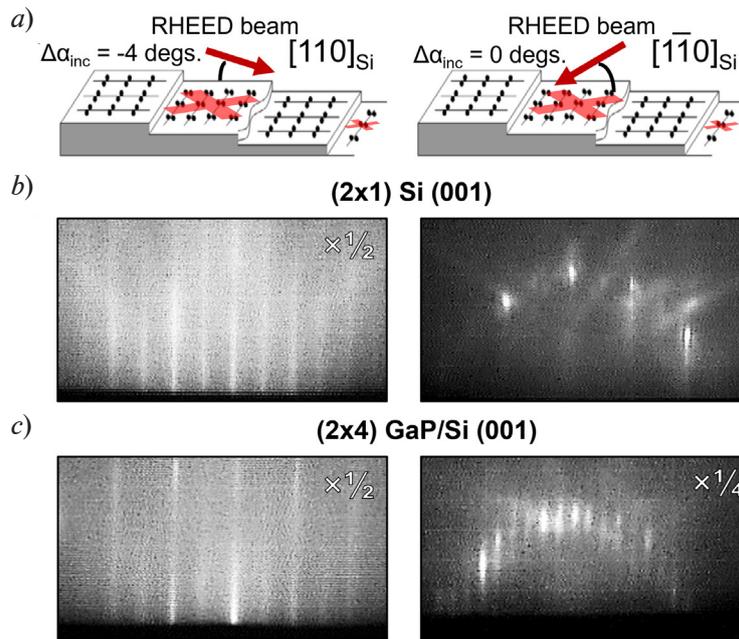


Рис. 2. Схема способа получения картин дифракции быстрых электронов (ДБЭ) на отражение во взаимно ортогональных азимутальных ориентациях подложки Si (a) и полученные ДБЭ-картины поверхностных реконструкций (2×1) Si (001) (b) и (2×4) GaP (001) (c)

температуры отжига (820 °С), недостаточной для активации поверхностной диффузии кремния и перестроения системы атомных ступеней [21].

Анализ картин ДБЭ, наблюдаемых на высокотемпературной стадии роста, позволил заключить, что в зависимости от температуры подложки, установленной на низкотемпературном этапе зарождения GaP (440 или 460 °С), реализуются две различные ориентации Р-стабилизированной поверхностной реконструкции (2×4) GaP (001).

Соответствующие АСМ-изображения морфологии поверхности и картины ДБЭ-структур фосфида галлия на кремнии с толщиной 3 нм низкотемпературного слоя I-GaP представлены на рис. 3, a и b. В случае зарождения фосфида галлия на Р-терминированной поверхности кремния при температуре 440 °С, направление  $[1\bar{1}0]$  решетки фосфида галлия оказывается ориентированным перпендикулярно рядам димеров (параллельно границам атомных ступеней кремния), образующих сверхструктуру (2 × 1) Si [17]. При этом, как можно видеть на рис. 2, c, поверхностной реконструкции (2 × 1) Si соответствует реконструкция (2 × 4) GaP.

В случае зарождения фосфида галлия на поверхности кремния при температуре 460 °С, азимутальные ориентации картин ДБЭ, при которых наблюдаются сверхструктурные рефлексы (2 × 4) GaP, разворачиваются на 90° (см. рис. 3, b); при этом поверхностной реконструкции (2 × 1) Si соответствует реконструкция (4 × 2) GaP. Следует отметить, что разворот азимутальной ориентации поверхностной реконструкции GaP не может быть вызван переходом от фосфорно- к галлиево-стабилизированной поверхности, как это наблюдается, например, для поверхности арсенида галлия GaAs (001) [22], так как оба типа поверхностной термации GaP (001) имеют идентичную периодичность и ориентацию поверхностной сверхструктуры (2 × 4) [23]. Наиболее вероятно, что при более высокой температуре поверхности Si (001) становятся возможными не только термация, но и замещение атомов кремния атомами фосфора. В результате направление решетки GaP  $[1\bar{1}0]$  ориентируется параллельно рядам димеров Si (перпендикулярно границам атомных ступеней Si), а подрешетки галлия и фосфора оказываются инвертированными относительно первого случая.

Из представленных АСМ-картин видно, что и морфология поверхности образцов видоизменяется в зависимости от температуры, выбранной на начальном этапе роста. Если температура формирования слоя I-GaP равна 440 °С, то при дальнейшем

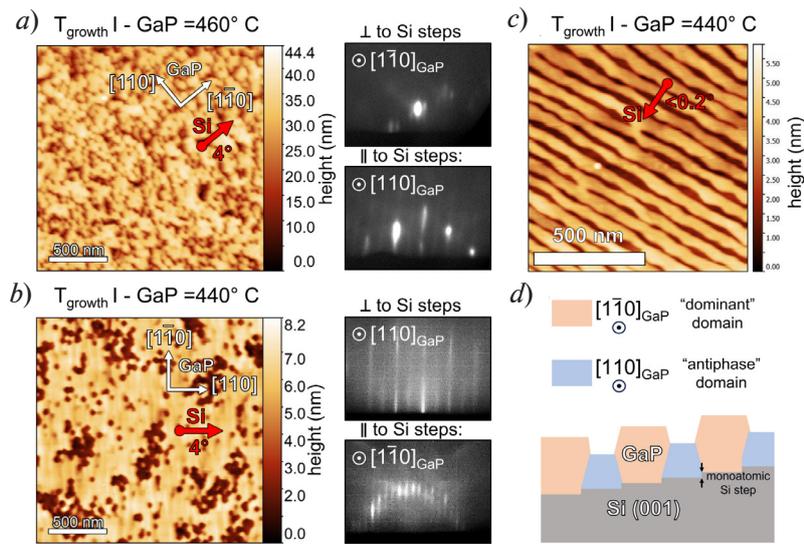


Рис. 3. Результаты исследования морфологии и кристаллографической ориентации слоев GaP на вицинальных подложках Si(001) (*a* – *c*) и схема процесса зарастания антифазных областей доминирующим доменом (*d*). Приведены АСМ-изображения поверхности и соответствующие картины ДБЭ (сняты на заключительном этапе формирования слоя) для ростовых температур 460 °С (*a*) и 440 °С (*b*); *c* – АСМ-изображение для угла разориентации 0,2 °. Красные стрелки указывают направления азимута разориентации подложки

высокотемпературном росте GaP наблюдается относительно гладкая поверхность, испещренная отдельными областями, углубленными на 5 – 6 нм. В то же время поверхность слоя GaP, формирующегося на низкотемпературном слое I-GaP, выращенном при температуре 460 °С, образована отдельными островками с перепадом высот примерно 30 нм.

Известно, что диффузионная длина адатомов и энергия барьера Эрлиха – Швёбеля на поверхности соединений  $A^{III}B^V$  (001) зависят от взаимной ориентации границ ступеней и количества оборванных химических связей на поверхности [24 – 26]. Поэтому скорость роста островков GaP становится выше, если направление  $[1\bar{1}0]$  решетки GaP оказывается ориентированным параллельно краю атомных ступеней ростовой поверхности.

Данный эффект был продемонстрирован для структуры, выращенной на поверхности Si (001) с малым углом разориентации (около 0,2 °) в сторону азимута  $\langle 110 \rangle$ . Соответствующее АСМ-изображение поверхности структуры представлено на рис. 3,*c*). Вследствие анизотропии скоростей роста, на поверхности структуры формируется выделяющийся домен GaP, островки которого эффективно разрастаются вдоль направления  $[1\bar{1}0]$  ориентированного параллельно границам атомных ступеней (см. схему на рис. 3,*d*).

В результате на картинах АСМ наблюдаются атомногладкие области, поверхность которых возвышается над «антифазными» областями слоя, имеющими ортогональную ориентацию решетки GaP (темные участки на АСМ-изображениях, см. рис. 3). Зарождение соответствующих антифазных областей GaP может быть связано как с присутствием на поверхности кремния атомных ступеней с ортогональной ориентацией оборванных связей у кремния, так и с неоднородным формированием химических связей на интерфейсе GaP/Si. Первая ситуация проиллюстрирована на рис. 3,*c*): это случай поверхности кремния с малым углом разориентации.

Таким образом, проведенные ростовые эксперименты показывают, что формирование антифазных доменов эффективно подавляется лишь для единственной взаимной ориентации кристаллической решетки фосфида галлия относительно границ ступеней кремния, которая реализуется при низкотемпературном зарождении фосфида галлия на поверхности Si (001) при температуре 440 °С. Было обнаружено, что доля поверхности, занимаемая антифазными областями, снижается при увеличении толщины низкотемпературного слоя I-GaP. Соответствующее АСМ-изображение морфологии поверхности слоя фосфида



галлия, выращенного с использованием слоя I-GaP толщиной 10 нм, представлена на рис. 4,а. Малая длина диффузии и высокая плотность зарождения на низкотемпературном этапе роста способствует эффективному заращиванию антифазных доменов на начальном этапе роста.

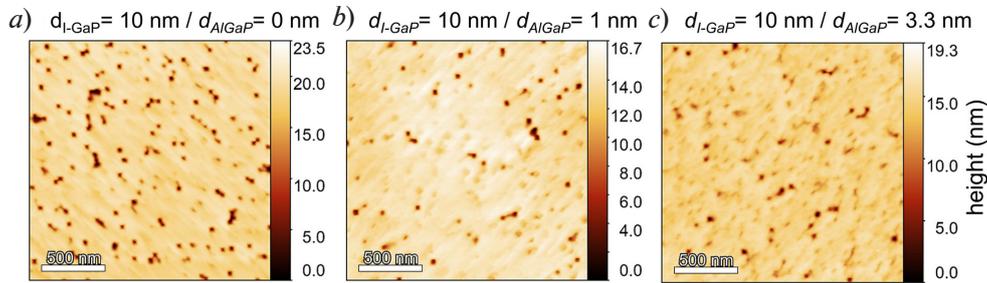


Рис. 4. АСМ-изображения морфологии поверхности слоев I-GaP (толщина – 10 нм) на Si (001), иллюстрирующие влияние толщины затравочного слоя  $Al_{0,6}Ga_{0,4}P$ ; его толщина, нм: 0,0 (a), 1,0 (b), 3,3 (c)

Однако в силу малого латерального размера (менее 10 нм) и низкой скорости роста антифазных областей, увеличивается и разброс высот между поверхностями доминирующего и антифазного доменов. В итоге на поверхности слоя GaP могут формироваться дефекты в виде углублений, не зарастающие на высокотемпературном этапе.

В работе [27] было показано, что присутствие химически активных адатомов алюминия на начальной стадии роста обеспечивает равномерное зарождение слоя твердого раствора AlGaP и помогает предотвратить межфазную химическую реакцию между Ga и Si.

В проведенной нами серии ростовых экспериментов было установлено, что предварительное формирование затравочного слоя твердого раствора  $Al_{0,6}Ga_{0,4}P$  или AlP толщиной не более 1 нм на низкотемпературном этапе улучшает гладкость поверхности слоев GaP. Сравнительный анализ зависимости морфологии буферных слоев от толщины затравочного слоя AlGaP представлен на рис. 4. Наиболее вероятно, что адатомы Al, в силу более высокой энергии химической связи, имеют меньшую длину диффузии, что способствует более однородному зарождению слоя AlGaP на Si, по сравнению с GaP. Чересчур высокие значения толщины затравочного слоя AlGaP (3 нм и более), напротив, ведут к загромождению ростовой поверхности.

Описанные наблюдения показывают, что заращивание антифазных областей в слое GaP следует осуществлять еще на низкотемпературном этапе. Толщина низкотемпературного слоя при этом должна быть сопоставима с латеральным размером антифазных областей. Последующий же, высокотемпературный, этап роста определяет структурное совершенство и атомную гладкость поверхности GaP.

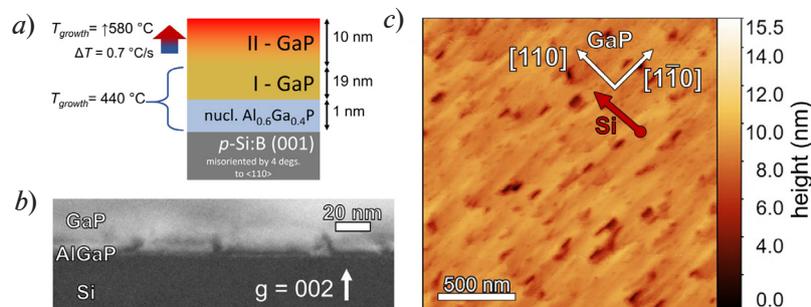


Рис. 5. Результаты экспериментального поиска оптимальных условий для однодоменного формирования буферного слоя GaP на Si(001) с атомногладкой поверхностью:

a – схема полученной структуры с ростовыми условиями; b – АСМ-изображение морфологии поверхности (основные кристаллографические направления GaP и направление азимута разориентации Si указаны белыми и красной стрелками, соответственно); c – темнопольное ПЭМ-изображение с дифракционным контрастом ( $g = 002$  – действующий вектор дифракции)

Таким образом, можно практически полностью подавить формирование антифазных областей, а также увеличить гладкость поверхности слоя GaP, если применять затравочный слой AlGaP толщиной около 1 нм и увеличивать толщину низкотемпературного этапа вдвое, до 20 нм. Итоговая схема слоев структуры, а также АСМ-изображение поверхности представлены на рис. 5, *a* и *b*, соответственно.

### Структурные особенности тонких слоев GaP на Si (001)

Микроскопическая природа структурных дефектов буферных слоев GaP на кремнии, выращенных по оптимизированной двухстадийной методике, исследовалась методом ПЭМ. Характерное темнопольное ПЭМ-изображение с дифракционным контрастом для ориентаций дифракционного вектора  $\mathbf{g} = 002$  представлено на рис. 5, *c*. В области гетероинтерфейса с подложкой виден тонкий слой, образованный сетью дислокаций несоответствия [28]. Примечательно, что на темнопольных ПЭМ-изображениях не удалось достоверно обнаружить контраст, связанный с антифазными доменами [29].

Таким образом, данные ПЭМ подтверждают, что формирование антифазных доменов останавливается на начальных стадиях роста буферного слоя.

Интегральная информация о структурных особенностях буферных слоев GaP была получена методами рентгеновской дифрактометрии в симметричной и асимметричной геометриях рассеяния; это позволило установить согласование решеток в плоскости слоя и оценить упругие напряжения. Кривые дифракционного отражения  $\omega - 2\theta$ , которые получены для слоя GaP, выращенного по оптимизированной двухстадийной методике (рис. 6, *a*), демонстрируют хорошо разрешимые осцилляции значений толщины, что указывает на формирование атомногладкой поверхности GaP и резкой гетерограницы GaP/Si.

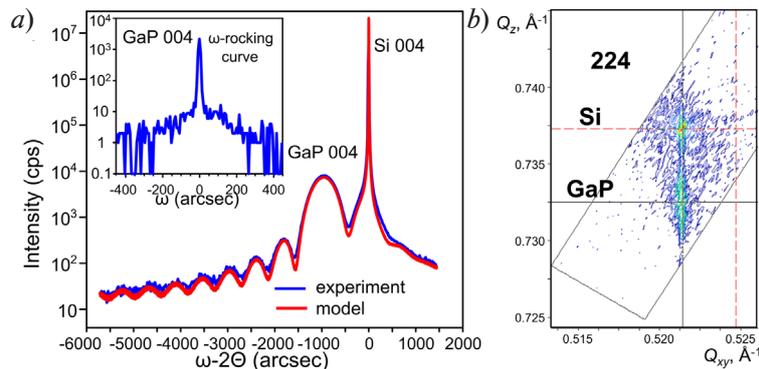


Рис. 6. Данные высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии буферных слоев GaP на подложке Si:

*a* – экспериментальная (синяя) и расчетная (красная) кривые дифракционного отражения  $\omega - 2\theta$  в окрестности зеркального брэгговского рефлекса Si (004); *b* – карта распределения интенсивности рассеяния в обратном пространстве в окрестности асимметричного брэгговского рефлекса Si (224).

На вставке:  $\omega$ -кривая качания в окрестности брэгговского рефлекса GaP (004)

Период указанных осцилляций соответствует толщине слоя GaP в 33 нм, что хорошо согласуется с расчетным значением (30 нм). Полученная карта распределения интенсивности рассеяния в обратном пространстве, в области асимметричного брэгговского рефлекса Si (224) (см. рис. 6, *b*), свидетельствует о том, что в плоскости (001) кристаллическая решетка GaP в точности повторяет решетку подложки, а именно: брэгговским отражениям пленки и подложки соответствуют идентичные значения поперечной компоненты вектора дифракции  $Q_{xy}$ .

Таким образом, в слое GaP наблюдается одноосная анизотропная деформация вдоль направления [001]. В свою очередь, на  $\omega$ -кривых качания в окрестности брэгговского рефлекса 004 (см. вставку на рис. 6, *a*) можно различить как интенсивную узкую когерентную компоненту с полушириной примерно 11 – 12", что всего в два раза превышает полуширину рефлекса подложки, так и слабую широкую диффузную компоненту



(более 200"), что свидетельствует о неоднородном распределении упругих напряжений. В целом кривые качания указывают на высокую степень латеральной пространственной когерентности эпитаксиального слоя (около 2,45 мкм), что говорит о его высоком структурном совершенстве.

### Заключение

В работе установлено влияние ростовых условий и состояния поверхности кремния на процессы формирования буферных слоев GaP на подложках Si (001).

Доказано, что однодоменные слои GaP высокого структурного совершенства можно вырастить эпитаксиально на вицинальной поверхности Si (001) с углом и азимутом разориентации  $4,0 \pm 0,5^\circ$  и  $\langle 110 \rangle$ , соответственно, без применения методов эпитаксии с повышенной миграцией или формирования гомоэпитаксиальных буферных слоев кремния.

Выяснено влияние затравочных слоев твердых слоев AlGaP нанометровой толщины на процесс аннигиляции антифазных доменов и плотность точечных дефектов на поверхности GaP.

Разработан двухстадийный метод эпитаксиального выращивания буферных слоев GaP на Si (001), обеспечивающий разделение стадий зарождения и роста слоя GaP и состоящий из низкотемпературного (440 °C) и высокотемпературного (580 °C) этапов. В отличие от метода эпитаксии с повышенной миграцией, предложенный подход обеспечивает возможность управления профилем легирования буферных слоев GaP на Si. Выращенные тонкие буферные слои GaP на кремнии имеют псевдоморфную однодоменную структуру и атомногладкую поверхность (среднеквадратичная шероховатость составила менее 2 нм).

Проведенное исследование авторы рассматривают как важный шаг в дальнейшем развитии технологии создания гетероструктур A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на кремнии, и он должен представлять целенаправленный интерес при их производстве.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Roelkens G., Liu L., Liang D., Jones R., Fang A., Koch B., Bowers J. III-V/silicon photonics for on-chip and intra-chip optical interconnects: III-V/silicon photonics for optical interconnects // *Laser & Photonics Reviews*. 2010. Vol. 4. No. 6. Pp. 751–779.
2. Lee K. E., Fitzgerald E. A. Metamorphic transistors: Building blocks for hetero-integrated circuits // *MRS (Materials Research Society) Bulletin*. 2016. Vol. 41. No. 3. Pp. 210–217.
3. Richardson C. J. K., Lee M. L. Metamorphic epitaxial materials // *MRS Bulletin*. 2016. Vol. 41. No. 3. Pp. 193–198.
4. Takano Y., Hisaka M., Fugii N., Suzuki K., Kuwahara K., Fuke S. Reduction of threading dislocations by InGaAs interlayer in GaAs layers grown on Si substrates // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. No. 20. Pp. 2917–2919.
5. Wang Y. P., Letoublon A., Thangh T. N., Bahri M., Largeau L., Patriarche G., Cornet C., Bertru N., Le Corre A., Durand O. Quantitative evaluation of microtwins and antiphase defects in GaP/Si nanolayers for a III–V photonics platform on silicon using a laboratory X-ray diffraction setup // *Journal of Applied Crystallography*. 2015. Vol. 48. No. 3. Pp. 702–710.
6. Vitali L., Ramsey M. G., Netzer F. C. Substitutional geometry and strain effects in overlayers of phosphorus on Si(111) // *Physical Review B*. 1998. Vol. 57. No. 24. Pp. 15376–15384.
7. Ji J.-Y., Shen T.-C. A scanning tunneling microscopy study of PH<sub>3</sub> adsorption on Si(111)-7×7 surfaces, P-segregation and thermal desorption // *Surface Science*. 2007. Vol. 601. No. 7. Pp. 1768–1774.
8. Khoury M., Tottreau O., Feuillet G., Vennégués P., Zúñiga-Pérez J. Evolution and prevention of meltback etching: Case study of semipolar GaN growth on patterned silicon substrates // *Journal of Applied Physics*. 2017. Vol. 122. No. 10. P. 105108.
9. Takagi Y., Yonezu H., Samonji K., Tsuji T., Ohshima N. Generation and suppression process of crystalline defects in GaP layers grown on misoriented Si(100) substrates // *Journal of Crystal Growth*. 1998. Vol. 187. No. 1. Pp. 42–50.
10. Volz K., Beyer A., Witte W., Ohlmann J., Németh I., Kunert B., Stolz W. GaP-nucleation on exact Si (001) substrates for III/V device integration // *Journal of Crystal Growth*. 2011. Vol. 315. No. 1. Pp. 37–47.

11. Yamane K., Kobayashi T., Furukawa Y., Okada H., Yonezu H., Wakahara A. Growth of pit-free GaP on Si by suppression of a surface reaction at an initial growth stage // *Journal of Crystal Growth*. 2009. Vol. 311. No. 3. Pp. 794–797.
12. Okumura H., Akane T., Tsubo Y., Matsumoto S. Comparison of conventional surface cleaning methods for Si molecular beam epitaxy // *Journal of The Electrochemical Society*. 1997. Vol. 144. No. 11. Pp. 3765–3768.
13. Curson N. J., Schofield S. R., Simmons M. Y., Oberbeck L., O'Brien J. L., Clark R. G. STM characterization of the Si-P heterodimer // *Physical Review B*. 2004. Vol. 69. No. 19. P. 195303.
14. Zhang C., Kim Y., Faleev N. N., Honsberg C. B. Improvement of GaP crystal quality and silicon bulk lifetime in GaP/Si heteroepitaxy // *Journal of Crystal Growth*. 2017. Vol. 475. 1 October. Pp. 83–87.
15. Sapunov G. A., Koval A. Yu., Fedorov V. V., Bolshakov A. D. Epitaxial synthesis of single-domain gallium phosphide on silicon // *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. Vol. 1697. P. 012127.
16. Narayanan V., Mahajan S., Bachmann K. J., Woods V., Dietz N. Stacking faults and twins in gallium phosphide layers grown on silicon // *Philosophical Magazine A*. 2002. Vol. 82. No. 4. Pp. 685–698.
17. Ratcliff C., Grassman T. J., Carlin J. A., Ringel S. A. High temperature step-flow growth of gallium phosphide by molecular beam epitaxy and metalorganic chemical vapor deposition // *Applied Physics Letters*. 2011. Vol. 99. No. 14. P. 141905.
18. Martin M., Caliste D., Cipro R., et al. Toward the III-V/Si co-integration by controlling the biatomic steps on hydrogenated Si(001) // *Applied Physics Letters*. 2016. Vol. 109. No. 25. P. 253103.
19. Wierenga P. E., Kubby J. A., Griffith J. E. Tunneling images of biatomic steps on Si(001) // *Physical Review Letters*. 1987. Vol. 59. No. 19. Pp. 2169–2172.
20. Soga T., Jimbo T., Umeno M. Dislocation generation mechanisms for GaP on Si grown by metalorganic chemical vapor deposition // *Applied Physics Letters*. 1993. Vol. 63. No. 18. Pp. 2543–2545.
21. Persichetti L., Capasso A., Sgariata A., Fanfoni M., Motta N., Balzarotti A. Towards a controlled growth of self-assembled nanostructures: Shaping, ordering, and localization in Ge/Si heteroepitaxy (Chapter) // S. Bellucci (Editor). “Self-Assembly of Nanostructures”. Book Series: “Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology”. Vol. 12. New York: Springer, 2012. Pp. 201–263.
22. Schmidt W. G. III-V compound semiconductor (001) surfaces // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2002. Vol. 75. No. 1. Pp. 89–99.
23. Baillargeon J. N., Cheng K. Y., Hsieh K. C. Surface structure of (100) GaP grown by gas source molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. 1990. Vol. 56. No. 22. Pp. 2201–2203.
24. Beyer A., Ohlmann J., Liebich S., Heim H., Witte G., Stolz W., Volz K. GaP heteroepitaxy on Si(001): Correlation of Si-surface structure, GaP growth conditions, and Si-III/V interface structure // *Journal of Applied Physics*. 2012. Vol. 111. No. 8. P. 083534.
25. Naresh-Kumar G., Vilalta-Clemente A., Jussila H., Winkelmann A., Nolze G., Vespucci S., Nagarajan S., Wilkinson A. J., Trager-Cowan C. Quantitative imaging of anti-phase domains by polarity sensitive orientation mapping using electron backscatter diffraction // *Scientific Reports*. 2017. 07 September. P. 10916.
26. Lin A. C., Fejer M. M., Harris J. S. Antiphase domain annihilation during growth of GaP on Si by molecular beam epitaxy // *Journal of Crystal Growth*. 2013. Vol. 363. 15 January. Pp. 258–263.
27. Lin A. C., Bassiri R., Omar S., Markosyan A. S., Lanz B., Route R., Byer R.L., Harris J. S., Fejer M. M. Epitaxial growth of GaP/AlGaP mirrors on Si for low thermal noise optical coatings // *Optical Materials Express*. 2015. Vol. 5. No. 8. Pp. 1890–1897.
28. Pantzas K., Beaudoin G., Bailly M., Martin A., Grisard A., Dolfi D., Mauguin O., Largeau L., Sagnes I., Patriarche G. Relaxation mechanism of GaP grown on 001 Si substrates: influence of defects on the growth of AlGaP layers on GaP/Si templates // *Philosophical Magazine*. 2021. Vol. 101. No. 20. Pp. 2189–2199.
29. Narayanan V., Mahajan S., Bachmann K. J., Woods V., Dietz N. Antiphase boundaries in GaP layers grown on (001) Si by chemical beam epitaxy // *Acta Materialia*. 2002. Vol. 50. No. 6. Pp. 1275–1287.



## REFERENCES

1. Roelkens G., Liu L., Liang D., et al., III-V/silicon photonics for on-chip and intra-chip optical interconnects: III-V/silicon photonics for optical interconnects, *Laser Photonics Revs.* 4 (6) (2010) 751–779.
2. Lee K. E., Fitzgerald E. A., Metamorphic transistors: Building blocks for hetero-integrated circuits, *MRS Bull.* 41 (3) (2016) 210–217.
3. Richardson C. J. K., Lee M. L., Metamorphic epitaxial materials // *MRS Bull.* 41 (3) (2016) 193–198.
4. Takano Y., Hisaka M., Fugii N., et al., Reduction of threading dislocations by InGaAs interlayer in GaAs layers grown on Si substrates, *Appl. Phys. Lett.* 73 (20) (1998) 2917–2919.
5. Wang Y. P., Letoublon A., Thangh T. N., et al., Quantitative evaluation of microtwins and antiphase defects in GaP/Si nanolayers for a III–V photonics platform on silicon using a laboratory X-ray diffraction setup, *J. Appl. Crystallogr.* 48 (3) (2015) 702–710.
6. Vitali L., Ramsey M. G., Netzer F. C., Substitutional geometry and strain effects in overlayers of phosphorus on Si(111), *Phys. Rev. B.* 57 (24) (1998) 15376–15384.
7. Ji J.-Y., Shen T.-C., A scanning tunneling microscopy study of  $\text{PH}_3$  adsorption on Si(111)- $7\times 7$  surfaces, P-segregation and thermal desorption, *Surf. Sci.* 601 (7) (2007) 1768–1774.
8. Khoury M., Tottereau O., Feuillet G., et al., Evolution and prevention of meltback etching: Case study of semipolar GaN growth on patterned silicon substrates, *J. Appl. Phys.* 122 (10) (2017) 105108.
9. Takagi Y., Yonezu H., Samonji K., et al., Generation and suppression process of crystalline defects in GaP layers grown on misoriented Si(100) substrates, *J. Cryst. Growth.* 187 (1) (1998) 42–50.
10. Volz K., Beyer A., Witte W., et al., GaP-nucleation on exact Si (001) substrates for III/V device integration, *J. Cryst. Growth.* 315 (1) (2011) 37–47.
11. Yamane K., Kobayashi T., Furukawa Y., et al., Growth of pit-free GaP on Si by suppression of a surface reaction at an initial growth stage, *J. Cryst. Growth.* 311 (3) (2009) 794–797.
12. Okumura H., Akane T., Tsubo Y., Matsumoto S., Comparison of conventional surface cleaning methods for Si molecular beam epitaxy, *J. Electrochem. Soc.* 144 (11) (1997) 3765–3768.
13. Curson N. J., Schofield S. R., Simmons M. Y., et al., STM characterization of the Si-P heterodimer, *Phys. Rev. B.* 69 (19) (2004) 195303.
14. Zhang C., Kim Y., Faleev N. N., Honsberg C. B., Improvement of GaP crystal quality and silicon bulk lifetime in GaP/Si heteroepitaxy, *J. Cryst. Growth.* 475 (1 Oct) (2017) 83–87.
15. Sapunov G. A., Koval A. Yu., Fedorov V. V., Bolshakov A. D., Epitaxial synthesis of single-domain gallium phosphide on silicon, *J. Phys. Conf. Ser.* 1697 (2020) 012127.
16. Narayanan V., Mahajan S., Bachmann K. J., et al., Stacking faults and twins in gallium phosphide layers grown on silicon, *Philos. Mag. A.* 82 (4) (2002) 685–698.
17. Ratcliff C., Grassman T. J., Carlin J. A., Ringel S. A., High temperature step-flow growth of gallium phosphide by molecular beam epitaxy and metalorganic chemical vapor deposition, *Appl. Phys. Lett.* 99 (14) (2011) 141905.
18. Martin M., Caliste D., Cipro R., et al., Toward the III-V/Si co-integration by controlling the biatomic steps on hydrogenated Si(001), *Appl. Phys. Lett.* 109 (25) (2016) 253103.
19. Wierenga P. E., Kubby J. A., Griffith J. E., Tunneling images of biatomic steps on Si(001), *Phys. Rev. Lett.* 59 (19) (1987) 2169–2172.
20. Soga T., Jimbo T., Umeno M., Dislocation generation mechanisms for GaP on Si grown by metalorganic chemical vapor deposition, *Appl. Phys. Lett.* 63 (18) (1993) 2543–2545.
21. Persichetti L., Capasso A., Sgariata A., et al., Towards a controlled growth of self-assembled nanostructures: Shaping, ordering, and localization in Ge/Si heteroepitaxy (Ch.), In book: S. Bellucci (Ed.), “Self-Assembly of Nanostructures”, Book Ser. “Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology”, Vol. 12. Springer, New York (2012) 201–263.
22. Schmidt W. G., III-V compound semiconductor (001) surfaces, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 75 (1) (2002) 89–99.
23. Baillargeon J. N., Cheng K. Y., Hsieh K. C., Surface structure of (100) GaP grown by gas source molecular beam epitaxy, *Appl. Phys. Lett.* 56 (22) (1990) 2201–2203.
24. Beyer A., Ohlmann J., Liebich S., et al., GaP heteroepitaxy on Si(001): Correlation of Si-surface structure, GaP growth conditions, and Si-III/V interface structure, *J. Appl. Phys.* 111 (8) (2012) 083534.

25. Naresh-Kumar G., Vilalta-Clemente A., Jussila H., et al., Quantitative imaging of anti-phase domains by polarity sensitive orientation mapping using electron backscatter diffraction, *Sci. Rep.* (07 Sept) (2017) 10916.

26. Lin A. C., Fejer M. M., Harris J. S., Antiphase domain annihilation during growth of GaP on Si by molecular beam epitaxy, *J. Cryst. Growth.* 363 (15 Jan) (2013) 258–263.

27. Lin A. C., Bassiri R., Omar S., et al., Epitaxial growth of GaP/AlGaP mirrors on Si for low thermal noise optical coatings, *Opt. Mater. Express.* 5 (8) (2015) 1890–1897.

28. Pantzas K., Beaudoin G., Bailly M., et al., Relaxation mechanism of GaP grown on 001 Si substrates: influence of defects on the growth of AlGaP layers on GaP/Si templates, *Philos. Mag.* 101 (20) (2021) 2189–2199.

29. Narayanan V., Mahajan S., Bachmann K. J., et al., Antiphase boundaries in GaP layers grown on (001) Si by chemical beam epitaxy, *Acta Mater.* 50 (6) (2002) 1275–1287.

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**ФЕДОРОВ Владимир Викторович** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого; старший научный сотрудник лаборатории возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
fedorov\_vv@spbstu.ru  
ORCID: 0000-0001-5547-9387

**ФЕДИНА Сергей Викторович** – инженер Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, лаборант лаборатории возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
fedina.serg@yandex.ru  
ORCID: 0000-0001-7521-3754

**КАВЕЕВ Андрей Камилевич** – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории мощных полупроводниковых приборов ФТИ им. А. Ф. Иоффе, ведущий научный сотрудник лаборатории возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия. 194021, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
kaveev@mail.ioffe.ru  
ORCID: 0000-0002-3640-677X

**КИРИЛЕНКО Демид Александрович** – доктор физико-математических наук, PhD, старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов и структур твердотельной электроники Физико-технического института им. А. Ф. Иоффе РАН, доцент Института перспективных систем передачи данных Национального исследовательского университета информационных технологий, механики и оптики (ИТМО), Санкт-Петербург, Россия. 194021, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
zumsisai@gmail.com  
ORCID: 0000-0002-1571-209X

**ФАЛЕЕВ Николай Николаевич** – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов и структур твердотельной электроники Физико-технического института им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия. 194021, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
nfaleev@mail.ioffe.ru



**МУХИН Иван Сергеевич** – доктор физико-математических наук, директор Высшей инженерно-физической школы (ВИФШ), профессор ВИФШ Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого; заведующий лабораторией возобновляемых источников энергии Академического университета им. Ж. И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
imukhin@yandex.ru  
ORCID: 0000-0001-9792-045X

## THE AUTHORS

### **FEDOROV Vladimir V.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
Alferov University, RAS*  
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia  
fedorov\_vv@spbstu.ru  
ORCID: 0000-0001-5547-9387

### **FEDINA Sergey V.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
Alferov University, RAS*  
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia  
fedina.serg@yandex.ru  
ORCID: 0000-0001-7521-3754

### **KAVEEV Andrey K.**

*Ioffe Institute, RAS,  
Alferov University, RAS*  
26 Polytekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russia  
kaveev@mail.ioffe.ru  
ORCID: 0000-0002-3640-677X

### **KIRILENKO Demid A.**

*Ioffe Institute, RAS,  
ITMO University*  
26 Polytekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russia  
zumsisai@gmail.com  
ORCID: 0000-0002-1571-209X

### **FALEEV Nikolai N.**

*Ioffe Institute, RAS*  
26 Polytekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russia  
nfaleev@mail.ioffe.ru

### **MUKHIN Ivan S.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
Alferov University, RAS*  
29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia  
imukhin@yandex.ru  
ORCID: 0000-0001-9792-045X

*Статья поступила в редакцию 24.11.2023. Одобрена после рецензирования 12.02.2024.  
Принята 12.02.2024.*

*Received 24.11.2023. Approved after reviewing 12.02.2024. Accepted 12.02.2024.*