

## Сравнение гетероструктур $A^{III}B^V$ , выращенных на платформах Ge/Si, Ge/SOI и GaAs

© А.А. Сушков<sup>1</sup>, Д.А. Павлов<sup>1</sup>, А.И. Андрианов<sup>1</sup>, В.Г. Шенгуров<sup>1</sup>, С.А. Денисов<sup>1</sup>, В.Ю. Чалков<sup>1</sup>, Р.Н. Крюков<sup>1</sup>, Н.В. Байдусь<sup>1</sup>, Д.В. Юрасов<sup>2</sup>, А.В. Рыков<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Институт физики микроструктур Российской академии наук, 603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: sushkovartem@gmail.com

Поступила в Редакцию 12 апреля 2021 г.

В окончательной редакции 19 апреля 2021 г.

Принята к публикации 19 апреля 2021 г.

Сформированы и исследованы гетероструктуры  $A^{III}B^V/Ge/Si$  (001),  $A^{III}B^V/Ge/SOI$  (001),  $A^{III}B^V/GaAs$  (001). В  $A^{III}B^V/Ge/Si$  буферный слой Ge был выращен на подложке Si (001) методом газофазного осаждения с разложением моногермана на „горячей проволоке“. В  $A^{III}B^V/Ge/SOI$  буферный слой Ge был выращен на подложке SOI (001) методом молекулярно-пучковой эпитаксии с использованием режима двухстадийного роста. Рост слоев  $A^{III}B^V$  осуществлялся методом химического осаждения металлоорганических соединений из газовой фазы. Показано, что платформа Ge/SOI, созданная с применением режима двухстадийного роста, позволяет наращивать слои  $A^{III}B^V$ , не уступающие по кристаллическому и оптическому качеству таким же слоям, сформированным на платформе Ge/Si.

**Ключевые слова:** молекулярно-пучковая эпитаксия, метод „горячей проволоки“, кремний-на-изоляторе, полупроводники  $A^{III}B^V$ , просвечивающая электронная микроскопия.

DOI: 10.21883/FTP.2021.11.51550.47

### 1. Введение

Интеграция соединений  $A^{III}B^V$  с SOI (silicon on insulator, кремний-на-изоляторе) актуальна в силу возможности создания лазера для радиационно стойких монолитных интегральных микросхем с оптическими межсоединениями. Такие межсоединения по сравнению со слоями металлизации позволяют увеличить быстродействие и уменьшить потери энергии при передаче сигнала в интегральных микросхемах. Различие более чем в 2 раза показателя преломления Si и  $SiO_2$  (3.5 и 1.45 соответственно) упростит задачу создания волноводной связи между элементами на SOI, а также будет способствовать их высокой плотности интеграции [1]. Наличие скрытого слоя  $SiO_2$  приведет к более эффективной защите от радиационного воздействия созданных на SOI полупроводниковых элементов [2].

Росту соединений  $A^{III}B^V$  на SOI препятствуют такие же фундаментальные проблемы, какие встречаются при формировании  $A^{III}B^V$  на подложке Si и подробно описаны в обзорных публикациях [3,4]. Для решения фундаментальных проблем при эпитаксии материалов  $A^{III}B^V$  на Si применяется комплекс различных методов, которые представлены в работах [3–7], в том числе формирование буферных слоев Ge/Si между  $A^{III}B^V$  и Si [8,9]. Однако температурные режимы эпитаксии слоев Ge/Si на SOI и Si различаются из-за наличия скрытого слоя  $SiO_2$  в SOI. Для метода молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) с использованием режима двухстадийного роста на установке Riber SIVA-21 было обнаружено, что температура на поверхности SOI устанавливается

выше на 40–50°C по сравнению с температурой на поверхности подложки Si при температурах роста слоя HT-Ge (high temperature Ge) 600°C [10]. Проблема была решена путем применения метода низкокочерентной тандемной интерферометрии, позволяющей с высокой точностью измерять температуру SOI в процессе роста [10]. В методе газофазного осаждения с разложением моногермана на „горячей проволоке“ (HWCVD, hot-wire chemical vapor deposition) трудности, связанные с  $SiO_2$ , на данный момент не были устранены [11]. Требуются дополнительные исследования для определения оптимальных температурных режимов.

В связи с тем, что задача интеграции  $A^{III}B^V$  на SOI через буферные слои Ge/Si актуальна, требуется поиск метода формирования слоя Ge, на котором можно было бы вырастить слои  $A^{III}B^V$ , не уступающие по своему кристаллическому и оптическому качеству слоям  $A^{III}B^V$  на буферных слоях Ge/Si, сформированных на подложке Si. В данной работе проводилось исследование слоев  $A^{III}B^V$ , сформированных в едином ростовом процессе на разных платформах, Ge/Si (001), Ge/SOI (001), и подложке GaAs (001). В платформе Ge/Si (001) слой Ge был получен методом HWCVD [9], а в Ge/SOI (001) — методом МПЭ с использованием режима двухстадийного роста [8].

### 2. Методика эксперимента

В качестве подложек использовались пластинки, выколотые с применением скрайбирования из исходных

подложек. Подложка SOI имела форму квадрата, а подложки Si и GaAs представляли собой треугольники, одна из сторон которых была границей исходной подложки. Примерные площади подложек: Si — 480, GaAs — 540, SOI — 380 мм<sup>2</sup>; толщины: Si — (300 ± 15), GaAs — (465 ± 15), SOI — (670 ± 15) мкм. Подложки имели кристаллографическую ориентацию (001) с отличной друг от друга небольшой, < 0.5°, разориентацией от направления [001], что было установлено методом рентгеновской дифрактометрии (РД). Использование точно ориентированных в плоскости (001) подложек Si и SOI с разориентацией < 0.5° обусловлено высоким уровнем развития кремниевой индустрии именно на таких подложках. Для создания платформы Ge/Si (001) буферные слои Ge/Si были выращены на подложке Si (001): слой Si — методом молекулярно-пучковой эпитаксии, а слой Ge — методом газозафазного осаждения с разложением моногермана на „горячей проволоке“ [9]. Для создания платформы Ge/SOI (001) слои Ge/Si были сформированы на подложке SOI (001) в сверхвысоковакуумной установке молекулярно-пучковой эпитаксии Ribber SIVA-21 методом двухстадийного роста [8]. Отличие от работы [8] заключалось в использовании оптимизированных температурных режимов при выращивании на подложке SOI. Рост гетероструктур A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на различных платформах, Ge/Si (001) (образец А), Ge/SOI (001) (образец В), и на подложке GaAs (образец С) проводился в установке МОС-гидридной эпитаксии AIX 200RF при низком давлении (100 мбар) в одном ростовом процессе. В ростовой камере сначала проводился отжиг платформ и подложки при температуре 750°C в атмосфере водорода с арсином. После отжига температура была снижена до 710°C, при которой и осуществлялся весь процесс роста. Отношение потоков веществ III и V групп во время роста поддерживалось ~ 80. В качестве зародышевого слоя A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> был выбран твердый раствор Al<sub>0.35</sub>Ga<sub>0.70</sub>As, который эффективно проявил себя в уменьшении плотности антифазных границ (АФГ) [12], сильно влияющих на структурные, оптические и электронные свойства выращенных полупроводников A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>. Последовательность слоев A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> в ростовом направлении: AlGaAs/GaAs/AlGaAs, GaAs, дислокационные фильтры (dislocation filters, DF), состоящие из 5 периодов InAlAs/GaAs, GaAs и GaAs:Si (концентрация носителей  $n \sim 10^{17}$  см<sup>-3</sup>).

Структурные свойства образцов оценивались с помощью дифрактометра Panalytical X'Pert<sup>3</sup> MRD (рентгеновское излучение — линия Cu K<sub>α1</sub>) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100F с ускоряющим напряжением 200 кВ. Дифрактометр Panalytical X'Pert<sup>3</sup> MRD с возможностью использования кристалл-анализатора 3-bounce Ge (220) перед детектором оснащен монохроматором 4-bounce Ge (400). Препарирование поперечного среза с кристаллографической ориентацией (110) образцов А и В для исследования на ПЭМ проводилось в несколько этапов: склеивание образцов А и В лицевыми сторонами друг к другу, высверливание

цилиндра вдоль направления [110], вклеивание его в латунную трубку, резка на ПЭМ-диски, механическое шлифование, полирование ПЭМ-диска, создание углубления в центре ПЭМ-диска и его утонение ионами Ar<sup>+</sup> с энергиями в диапазоне 2–5 кэВ под малыми углами (< 5°) до перфорации с использованием Gatan 691 Precision Ion Polishing System. Поскольку поперечный срез образцов А и В находился в одном ПЭМ-диске, то воздействие от процесса препарирования на оба образца было практически одинаковым, что делает более точным сравнение структурных свойств слоев A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge образцов А и В с помощью ПЭМ. Плотность дислокаций в верхнем слое GaAs, выявленных с использованием селективного травления, оценивалась методом подсчета ямок травления на изображении, полученном с помощью оптического микроскопа (ОМ-изображение) при увеличении ×1500. Для селективного травления дефектов использовался раствор [1.6 г CrO<sub>3</sub>] : [2 мл HF (50%)] : [18 мл H<sub>2</sub>O]. Длительность травления GaAs — 30 с. Морфологическое исследование поверхности проводилось в трех диапазонах пространственных частот: методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на SolverPro АСМ в полуконтактном режиме с использованием зондов HANC (НТ-МДТ, г. Зеленоград, Россия) в полях 7.5 × 7.5 и 50 × 50 мкм, а также на 3D-оптической метрологической системе Leica DCM8 с применением режима интерференционной микроскопии с фазовым сдвигом (phase-shifting interferometry, PSI) в поле 351 × 264 мкм. Оптическое качество эпитаксиальных слоев оценивалось на установке Nanometrics RPM-2000 при комнатной температуре с помощью спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ).

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Толщины слоев A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge

Методом сканирующей ПЭМ (СПЭМ) в режиме светлого поля были получены изображения поперечного среза образцов А и В (СПЭМ-изображения). С помощью программного обеспечения (ПО) Gatan Digital Micrograph были обработаны изображения и проведена оценка толщин слоев A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge. Для определения толщины строился усредненный по ширине всего СПЭМ-изображения профиль интенсивности нужного слоя, после чего определялись центр и ширина каждой из гетерограниц. Расширение гетерограниц на профиле обусловлено взаимной диффузией атомов на границе соседних слоев и вариацией толщины слоя. В качестве среднего значения толщины слоя принималось расстояние между центрами гетерограниц. В качестве погрешности измерения толщины слоя использовалась формула

$$\Delta d = \sqrt{(\Delta d_1)^2 + (\Delta d_2)^2}, \quad (1)$$

где  $\Delta d_1$  — сумма полуширин гетерограниц слоя,  $\Delta d_2$  — длина пикселя на изображении, умноженная на коэф-

**Таблица 1.** Толщины слоев  $A^{III}B^V/Ge$ 

Номер слоя	Материал	Толщина, нм	
		Образец А	Образец В
1	Ge	2364 ± 66	1018 ± 22
2	$Al_{0.35}Ga_{0.65}As$	23.5 ± 11.0	24.5 ± 11.5
3	GaAs	47.1 ± 12.0	49.0 ± 10.4
4	$Al_{0.35}Ga_{0.65}As$	23.5 ± 12.0	29.4 ± 17.5
5	GaAs	675 ± 25	691 ± 20
6–15 (5 периодов)	$In_{0.15}Al_{0.85}As$	6.4 ± 2.3	7.3 ± 2.2
	GaAs	26.1 ± 4.5	26.7 ± 3.0
16	GaAs	835 ± 24	863 ± 20
Общая толщина слоев $A^{III}B^V$		1800 ± 25	1890 ± 13

коэффициент 1.96/3, что соответствует приборной погрешности для доверительной вероятности 0.95. Результаты представлены в табл. 1. Значение  $\Delta d_2$  прямо пропорционально толщине слоя, поскольку с ростом толщины требуется использовать более низкое увеличение, что приводит к росту размера пикселя на изображении. Относительно высокая погрешность для слоев  $Al_{0.35}Ga_{0.65}As/GaAs/Al_{0.35}Ga_{0.65}As$  связана со слабым контрастом между  $Al_{0.35}Ga_{0.65}As$  и GaAs на СПЭМ-изображении, что усложняет определение ширины гетерограниц. Состав слоев в табл. 1 указан соответственно заданию на рост и в рамках данной работы не был исследован.

### 3.2. Исследование влияния слоя $SiO_2$

Скрытый слой  $SiO_2$  в подложке SOI образца В ввиду аморфной структуры и меньшего значения коэффициента термического расширения (КТР) ( $0.5 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$  [13]) в сравнении с Si, Ge, GaAs (примерные значения КТР для объемных материалов GaAs, Ge и Si составляют  $5.9 \cdot 10^{-6}$ ,  $5.8 \cdot 10^{-6}$  и  $2.6 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$  соответственно [14]) мог компенсировать часть термоупругих деформаций, возникших из-за разницы КТР слоев GaAs/Ge и Si при остывании после ростовых процессов. Например, в работе [13] показана возможность релаксации остаточных деформаций в готовой структуре с помощью формирования слоя  $SiO_2$  толщиной 1 мкм со стороны подложки и последующего отжига. Для установления влияния слоя  $SiO_2$  в SOI на характеристики образца В методом РД были определены угол между направлениями [001] слоя Si и подложки Si ( $\alpha$  — угол разориентации) и деформации в направлении [001] слоя Si относительно подложки Si ( $\epsilon_{Si}$ ), а методом ПЭМ — толщина слоя  $SiO_2$  ( $d$ ) до и после роста слоев  $A^{III}B^V/Ge/Si$ . Для определения угла  $\alpha$  записывались кривые качания для отражения (004) с широкой щелью перед детектором при четырех углах вращения нормали поверхности держателя образца ( $\varphi$ ): 0, 90, 180, 270°. По кривым качания определяли положения максимума ( $\omega$ ) пиков от слоя и подложки. Набор углов ( $\varphi$ ,  $\omega$ )

**Таблица 2.** Деформация ( $\epsilon_{Si}$ ), угол разориентации ( $\alpha$ ) слоя Si относительно подложки Si и толщина слоя  $SiO_2$  ( $d$ ) в SOI

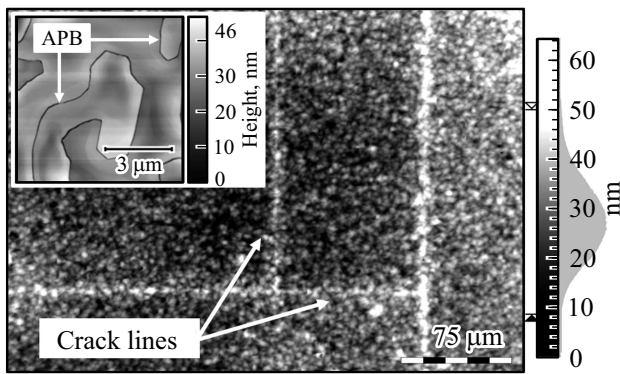
SOI	$\alpha$ , угл. с	$\epsilon_{Si}$ , %	$d$ , нм
До роста $A^{III}B^V/Ge/Si$	234 ± 30	$(4 \pm 4) \cdot 10^{-3}$	206 ± 7
После роста $A^{III}B^V/Ge/Si$	239 ± 31	$(6 \pm 4) \cdot 10^{-3}$	203 ± 16

аппроксимировали функцией  $\omega(\varphi) = \omega_0 + \delta \cos(\varphi - \eta)$ , где  $\delta$  — угол между нормалью к поверхности держателя и направлением (001) слоя или подложки,  $\eta$  — азимут направления (001) слоя или подложки,  $\omega_0$  — нуль функции  $\cos(\varphi - \eta)$ . Результатом аппроксимации были углы ( $\omega_0$ ,  $\delta$ ,  $\eta$ ) для слоя и подложки. Угол  $\alpha$  вычисляли по формуле угла между двумя прямыми в пространстве, используя углы ( $\delta$ ,  $\eta$ ). Для определения деформаций  $\epsilon_{Si}$  записывались  $2\theta$ -сканы для отражения (004) отдельно для слоя Si и подложки Si с кристаллом-анализатором перед детектором. По  $2\theta$ -сканам определяли положение максимума пиков. С помощью формулы Вульфа-Брэгга вычисляли межплоскостные расстояния, соответствующие семейству плоскостей (001), после чего определяли деформации слоя относительно подложки. Погрешности измерения толщины слоя рассчитывали так, как было описано ранее. Погрешности измерений деформации  $\epsilon_{Si}$  и угла  $\alpha$  были рассчитаны с помощью формулы абсолютной погрешности косвенных измерений для доверительной вероятности 0.95. Погрешность деформации  $\epsilon_{Si}$  обусловлена шагом изменения углов  $2\theta$  и  $\omega$ , а угла  $\alpha$  — погрешностью в аппроксимации. Результаты вычислений угла  $\alpha$ , деформации  $\epsilon_{Si}$  и толщины  $d$  представлены в табл. 2.

Из табл. 2 видно, что деформации  $\epsilon_{Si}$  близки к 0 и так же, как угол  $\alpha$  и толщина  $d$ , после роста изменились незначительно, в пределах погрешности измерений. На основе этих данных можно сделать вывод о том, что скрытый слой  $SiO_2$  в подложке SOI толщиной  $\sim 200$  нм не способствовал компенсации термоупругих деформаций, возникших из-за разницы КТР слоев GaAs/Ge и Si, и не мог, таким образом, повлиять на характеристики образца В.

### 3.3. Морфология поверхности

Leica DCM8 в режиме PSI имеет вертикальное разрешение 0.1 нм, которое было оценено как системный шум, измеренный на калибровочном зеркале, расположенном перпендикулярно оптической оси, а латеральное разрешение — 250 нм, ограниченное размером пикселя на изображении площадью  $351 \times 264$  мкм (PSI-изображение). Поверхность образцов А и В на PSI-изображении имеет схожую холмистую структуру с размерами холмов 2–8 мкм в латеральных направлениях и 4–50 нм для образца А, 5–39 нм для образца В в вертикальном направлении (рис. 1). На поверхности



**Рис. 1.** PSI-изображение поверхности образца А (справа на масштабной шкале приведена гистограмма распределения высот). На вставке — АСМ-скан поверхности ( $7.5 \times 7.5$  мкм) образца А. APB — antiphase boundaries (антифазные границы, АФГ), crack lines — линии трещин.

образца А, в отличие от образцов В и С, также наблюдаются взаимно перпендикулярные линии в кристаллографических направлениях типа [110] (рис. 1). Аналогичные линии на поверхности образцов  $A^{III}B^V/Ge/Si$  с помощью микроскопии Номарского были обнаружены в работе [15], где их охарактеризовали как трещины. Хорошо известно, что появлению трещин в гетероструктурах  $A^{III}B^V/Ge/Si$  способствуют возникающие в процессе охлаждения после роста слоев  $A^{III}B^V/Ge$  деформации растяжения из-за различия в КТР  $A^{III}B^V/Ge$  и Si.

Латеральное разрешение в методе АСМ в поле  $7.5 \times 7.5$  мкм определяется формой зонда и составляет 50 нм, а в поле  $50 \times 50$  мкм ограничено размером пикселя на АСМ-скане и составляет 125 нм. Высота объектов на АСМ-сканах, полученных с помощью используемого атомно-силового микроскопа, определяется с точностью 0.05 нм. На АСМ-сканах образцов А и В были обнаружены V-образные канавки от антифазных границ (АФГ). Пример АСМ-скана поверхности образца А с АФГ приведен на вставке к рис. 1. Появление АФГ обусловлено ростом полярных полупроводников  $A^{III}B^V$  на неотклоненной поверхности неполярного кристалла с ориентацией типа (001), при котором возможно распределение атомов III и V групп на поверхности двумя разными способами [3,4]. В качестве неполярного кристалла в исследуемых образцах А и В выступает Ge с кристаллографической ориентацией (001). Профиль V-образной канавки от АФГ на АСМ-скане в большей степени имеет несимметричную форму из-за различающихся скоростей роста разных антифазных доменов (АФД) [16]. Несмотря на то что реальные значения ширины и глубины АФГ могут отличаться от измеренных по АСМ-сканам из-за конечного размера зонда АСМ, было проведено сравнение этих параметров для образцов А и В. Глубина АФГ как высота самой высокой стенки V-образной канавки АФГ, оцененная по АСМ-сканам  $7.5 \times 7.5$  мкм, для образца А лежит в диапазоне

14–25 нм, а для образца В составляет 4–10 нм. Ширина АФГ как ширина на половине высоты самой низкой стенки V-образной канавки АФГ, оцененная по тем же АСМ-сканам, варьируется в диапазонах 20–70 нм для образца А и 100–165 нм для образца В. Для АСМ-сканов  $50 \times 50$  мкм глубина АФГ имеет меньшие значения по сравнению с приведенными ранее. Этот факт объясняется увеличением значения латерального разрешения при увеличении поля АСМ-скана. Однако стала более отчетливо проявляться холмистая структура, которая была обнаружена на PSI-изображениях. Для образцов А и В максимальный перепад высот, который был зафиксирован на АСМ-сканах  $50 \times 50$  мкм, составляет 59 нм. Стоит отметить, что на PSI-изображениях не были обнаружены АФГ ввиду того, что латеральное разрешение в данном случае больше, чем ширина АФГ.

Таким образом, в образцах А и В можно выделить две особенности поверхности: АФГ с относительно резкими перепадами высот (глубина АФГ < 25 нм, ширина АФГ несколько десятков нм) и холмистая структура, которая имеет большие перепады высот (несколько десятков нм) и большие латеральные размеры отдельных холмов (несколько мкм).

Среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS, root mean square) образцов А, В, С, рассчитанная по АСМ-сканам с использованием ПО Gwyddion и по PSI-изображениям в ПО Leica Map, представлена в табл. 3. Плотность АФГ, рассчитанная по АСМ-сканам с использованием ПО Gatan Digital Micrograph как длина АФГ, деленная на площадь изображения, также приведена в табл. 3. На АСМ-сканах образцов А и В, по которым проводился расчет RMS, присутствовали АФГ. Для расчета RMS образца А использовались PSI-изображения без трещин.

Из табл. 3 видно, что рельеф поверхности образцов А и В более развит, чем образца С. По данным PSI, если учитывать вертикальное разрешение 0.1 нм, RMS образцов А и В совпадают. Исследование поверхности методом АСМ говорит о том, что RMS поверхности образца В ниже, чем образца А, однако относительная

**Таблица 3.** Среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS), рассчитанная на АСМ-сканах и PSI-изображениях, и плотность АФГ, оцененная на АСМ-сканах поверхности образцов А и В

Образец	RMS, нм			Плотность АФГ, $\text{мкм}^{-1}$	
	АСМ		PSI	$7.5 \times 7.5$ мкм	$50 \times 50$ мкм
	$7.5 \times 7.5$ мкм	$50 \times 50$ мкм	$351 \times 264$ мкм		
А	6.4	9.1	5.1	0.55	0.63
В	4.1	8.5	4.9	0.46	0.41
С	1.6	1.9	0.9	N.A.	N.A.

*Примечание.* N.A. — not applicable (неприменимо).

разница уменьшается с увеличением площади измерения. Относительно большую разницу RMS образцов А и В на АСМ-сканах  $7.5 \times 7.5$  мкм можно объяснить отсутствием существенных перепадов высот и меньшим значением глубины АФГ для образца В. Увеличение RMS и уменьшение относительной разницы RMS для образцов А и В на АСМ-сканах  $50 \times 50$  мкм по сравнению с АСМ-сканами  $7.5 \times 7.5$  мкм связано с уменьшением влияния на шероховатость АФГ и увеличением влияния на шероховатость холмистой структуры. Стоит отметить, что порядок величин плотности АФГ для образцов А и В совпадает. Однако более точное сравнение поверхности образцов А и В по плотности АФГ некорректно, поскольку использовались разные подложки, которые имели отличные друг от друга небольшие ( $< 0.5^\circ$ ) разориентации от направления [001], что было установлено методом РД. Хорошо известно, что небольшое отклонение от сингулярной поверхности может привести к изменению плотности АФГ [16].

### 3.4. Структурные свойства

Для сравнения структурных свойств полученных слоев методом РД записывались  $\omega$ -сканы образцов А и В с кристаллом-анализатором перед детектором, чтобы разделить пики от GaAs и Ge, а также кривая качания образца С с широкой щелью перед детектором для отражения (004). Следует отметить, что, поскольку рентгеновское излучение в данных образцах проникает в подложку, значение ширины на полувысоте (FWHM) пика GaAs в образце С несет информацию как о подложке GaAs, так и об эпитаксиальных слоях GaAs. Значения FWHM пиков GaAs и Ge представлены в табл. 4.

Значение FWHM пика от GaAs в образце С на порядок ниже, чем в образцах А и В. Этот факт в большей степени связан с дефектностью эпитаксиальных слоев GaAs в образцах А и В. Меньшее значение FWHM пика от GaAs на  $\omega$ -скане образца В указывает на

**Таблица 4.** FWHM пиков GaAs и Ge для отражения (004); плотность ямок травления (EPD), рассчитанная из ОМ-изображений для площадей  $48 \times 48$  мкм и в областях  $100 \text{ мкм}^2$  без АФГ, и линейная плотность прорастающих дислокаций (linear threading dislocation density, Linear TDD), достигших гетерограницы AlGaAs/Ge (Ge), дислокационных фильтров (DF) и поверхности структуры (Surface)

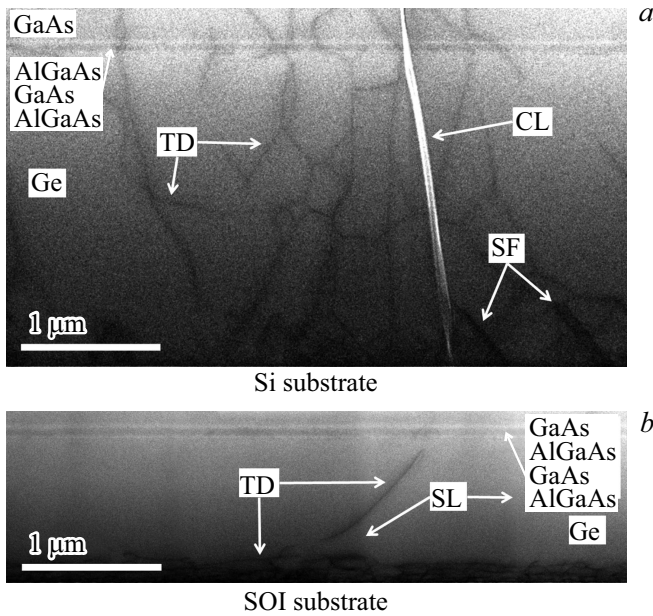
Образец	FWHM, нм		EPD, $10^6 \text{ см}^{-2}$		Linear TDD, $\text{мкм}^{-1}$		
	GaAs	Ge	$48 \times 48$ мкм	$100$ $\text{мкм}^2$	Ge	DF	Surface
А	166''	129''	15	45	1.26	1.39	0.54
В	117''	137''	5	15	0.09	0.11	0.07
С	13''	N.A.	0.6	0.6	N.M.	N.M.	N.M.

*Примечание.* N.M. — not measured (не измерено). N.A. — not applicable (неприменно). Длина расчета Linear TDD составляет 45 мкм.

более высокое кристаллическое качество слоев GaAs в образце В по сравнению с образцом А. Оценка качества верхних слоев GaAs методом селективного травления дефектов и слоев  $A^{III}B^V$  методом СПЭМ подтверждает эти результаты (табл. 4). Значение плотности ямок травления (etch pit density, EPD) от прорастающих дислокаций (threading dislocations, TD) было рассчитано на ОМ-изображениях  $48 \times 48$  мкм и в областях между АФГ площадью  $100 \text{ мкм}^2$ , а значение линейной плотности прорастающих дислокаций (linear threading dislocation density, Linear TDD) — на сшитых друг с другом СПЭМ-изображениях с общей длиной 45 мкм. Более высокое значение EPD в областях без АФГ указывает на тот факт, что АФГ мешают подсчету EPD и для оценки плотности прорастающих дислокаций (TDD) лучше использовать области без АФГ.

Достаточно трудно сравнивать структурные свойства слоя Ge образцов А и В по FWHM пика Ge на  $\omega$ -скане ввиду нескольких причин. Во-первых, толщина слоя Ge в образце А в 2.3 раза больше. При использовании режима двухстадийного роста увеличение толщины слоя Ge начиная с 1 мкм не приводит к сильным уменьшениям FWHM [8], однако для метода HWCVD не было найдено работ по исследованию зависимости FWHM пика Ge на кривой качания от толщины слоя Ge. Вторая причина — разные расстояния между рефлексами от GaAs и Ge в обратном пространстве, что было установлено при анализе сканов  $2\theta-\omega$  для отражения (004) и карт обратного пространства вблизи отражений (004), полученных с использованием кристалла-анализатора перед детектором. В образце В рефлекс от Ge расположен ближе к рефлексу от GaAs. Кроме этого, в образце В рефлекс от GaAs в несколько раз интенсивнее рефлекса от Ge из-за того, что общая толщина слоев GaAs больше толщины слоя Ge в 1.9 раза. Благодаря этому рефлекс от GaAs внес вклад в уширение рефлекса от Ge, однако обратный эффект практически неощутим. В образце А рефлексы расположены таким образом, что практически не влияют на интенсивности друг друга. Разные расстояния между рефлексами от GaAs и Ge образцов А и В можно наблюдать на картах обратного пространства вблизи отражения (224+) (см. далее).

Оценка структурных свойств слоя Ge методом СПЭМ в режиме светлого поля показывает, что плотность TD, образующихся на гетерогранице Ge/Si и прорастающих до слоев  $A^{III}B^V$ , выше в образце А (табл. 4). В образце В TD преимущественно расположены в слое Ge толщиной  $\sim 200$  нм и образуют сетку дислокаций. Примеры сшитых друг с другом СПЭМ-изображений поперечного среза образцов А и В, полученные в режиме светлого поля, представлены на рис. 2. Из-за малого количества TD, наблюдаемых на СПЭМ-изображениях образца В, сложно оценить влияние дислокационных фильтров DF на уменьшение плотности TD. Однако расчеты Linear TDD для образца А дают значение эффективности DF как отношение линейной плотности TD, достигших DF, к линейной плотности TD,



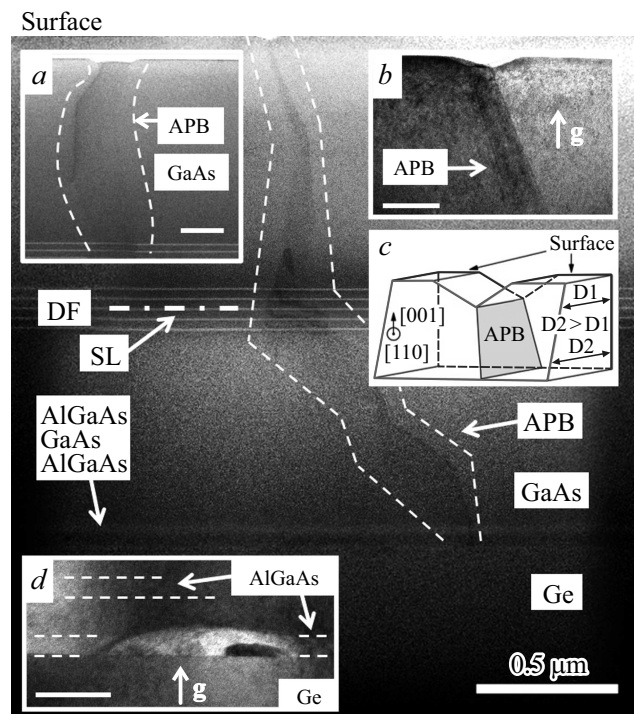
**Рис. 2.** СПЭМ-изображения в режиме светлого поля (ось зон  $[110]$ ) поперечного среза слоев  $A^{III}B^V/Ge/Si$  в образцах А (а) и В (б). TD — прорастающие дислокации, SF (stacking faults) — дефекты упаковки, CL (crack line) — линия трещины, SL (smoothing lines) — линии сглаживания. б: видны линии сглаживания, оставшиеся после сшивки СПЭМ-изображений.

достигших поверхности структуры, равное 2.6 (табл. 4). Эффективность дислокационной фильтрации с помощью DF во многом зависит от изначальной плотности TD, что было подтверждено экспериментально в работе [15]. Вероятность аннигиляции дислокаций, изогнутых из-за полей деформаций, создаваемых решеткой DF, будет уменьшаться при уменьшении изначальной плотности TD. В образце В число TD в слое Ge, достигших гетерограницы AlGaAs/Ge, незначительно (4 на 45 мкм), что и объясняет низкую эффективность DF в образце В. В отличие от образца В в образце А на СПЭМ-изображениях в области слоя Ge были также обнаружены дефекты упаковки, двойники и распространяющиеся до поверхности структуры трещины (рис. 2, а).

На СПЭМ-изображениях в режиме светлого поля образцов А и В в области слоев  $A^{III}B^V$  присутствует контраст, связанный с АФГ (рис. 3, вставка а). АФГ образовались на гетерогранице AlGaAs/GaAs и распространялись к поверхности как в ростовом направлении  $[001]$ , так и под углом к нему. На поверхности структуры АФГ формировали характерную V-образную канавку (рис. 3, вставки а, б). Из рис. 3 (вставка а) видно, что вдоль АФГ распространяется TD до поверхности структуры. Таким образом, подтверждается предположение о том, что АФГ мешают подсчету EPD.

Отсутствие контраста от разных АФД на СПЭМ-изображениях объясняется тем, что кристаллы с обеих сторон от АФГ связаны между собой лишь поворотом на  $180^\circ$  вокруг оси, параллельной любому из

шести эквивалентных направлений  $[110]$  [17]. Однако разные АФД в GaAs можно визуализировать с помощью двухлучкового метода при  $g = 002$  в ПЭМ [18]. Это возможно благодаря тому, что рефлексы  $(002)$  и  $(00\bar{2})$  на дифракционной картине  $(110)$  от GaAs имеют разные интенсивности [17]. Согласно теоретическим расчетам, исключениями являются случаи, когда исследуемая область на ПЭМ-диске имеет определенные значения толщины [17]. Поскольку рефлекс  $(002)$  для АФД с одной стороны от АФГ эквивалентен рефлексу  $(00\bar{2})$  для АФД с другой стороны от АФГ, при использовании двухлучкового метода ( $g = 002$ ) появляется контраст на ПЭМ-изображении между разными АФД. Примеры ПЭМ-изображений, полученных с применением двух-



**Рис. 3.** СПЭМ-изображение в режиме светлого поля (ось зон  $[110]$ ) поперечного среза слоев  $A^{III}B^V/Ge/Si$  образца В с антифазной границей (APB). На вставках: а — СПЭМ-изображение слоев GaAs/DF (DF — дислокационные фильтры InAlAs/GaAs) образца А с APB; б, д — ПЭМ-изображения, полученные с применением двухлучкового метода при  $g = 002$ , поперечного среза верхнего слоя GaAs с APB и слоев AlGaAs/GaAs/AlGaAs/Ge с антифазным доменом (APD) соответственно образца В; с — схема, поясняющая уменьшение ширины проекции APB на СПЭМ- и ПЭМ-изображениях, с указанием кристаллографических направлений, которые соответствуют и другим изображениям. с: плоскость с APB тонирована, линиями очерчены передняя и задняя плоскости ПЭМ-диска,  $D1$  и  $D2$  — расстояния, которые прямопропорциональны толщине ПЭМ-диска, вблизи поверхности структуры и ближе к подложке соответственно. а, б, д — масштабный отрезок равен 100 нм. SL (smoothing line) — линия сглаживания, оставшаяся после сшивки СПЭМ-изображений. д: показаны предполагаемые границы слоев AlGaAs.

пучкового метода ( $g = 002$ ), приведены на рис. 3, вставки  $b$  и  $d$ . Наличие контраста от АФГ на СПЭМ- и ПЭМ-изображениях связано с небольшим смещением решетки одного домена относительно другого, которое составляет 0.019 нм со статистической погрешностью 0.003 нм [19]. Смещение решетки происходит из-за релаксации связей атомов Ga–Ga и As–As на АФГ, длина которых отличается от длины связи атомов Ga–As в основной массе кристалла [19].

Поскольку ПЭМ-диск имеет малую конечную толщину, а АФГ представляют собой на поверхности структуры замкнутые линии неправильной геометрической формы, судя по АСМ-сканам (рис. 1, вставка), мы можем наблюдать проекцию АФГ на СПЭМ- и ПЭМ-изображениях, (рис. 3, вставки  $a, b$ ). Ввиду особенности технологии изготовления ПЭМ-дисков, использованной в данной работе, толщина ПЭМ-диска уменьшается в направлении к поверхности структуры. В связи с этим ширина проекции АФГ на СПЭМ- и ПЭМ-изображениях также может уменьшаться по мере приближения АФГ к поверхности структуры, что видно на рис. 3 и вставке  $b$ . Схема, поясняющая уменьшение ширины проекции АФГ на СПЭМ- и ПЭМ-изображениях, представлена на рис. 3, вставка  $c$ .

На вставке  $d$  рис. 3 видны островки разных АФД, которые образовались на гетерогранице зародышевого слоя AlGaAs и слоя Ge. Присутствие островков вдоль гетерограницы AlGaAs/Ge указывает на то, что в образцах А и В происходил 3D рост полупроводников  $A^{III}B^V$  на Ge. Это предположение подтверждается холмистой структурой поверхности образцов А и В. Наличие островков разных АФД говорит о том, что происходил процесс зарастивания АФД. Этот процесс возможен благодаря различающимся скоростям роста разных АФД [16]. Вышеуказанные факты свидетельствуют о важности подбора режима зародышеобразования при росте полупроводников  $A^{III}B^V$  на платформах Ge/Si и Ge/SOI для уменьшения шероховатости поверхности и устранения АФГ, распространяющихся до поверхности гетероструктуры  $A^{III}B^V$ .

Для расчета деформации слоя Ge в направлении, перпендикулярном гетеропереходу Ge/Si ( $\varepsilon_{zz}$ ), записывались карты обратного пространства вблизи отражений (004) Si и GaAs/Ge. Для определения деформации слоя Ge ( $\varepsilon_{xx}$ ) и релаксации слоя GaAs ( $R_{GaAs}$ ) в латеральных направлениях образцов А и В записывались карты обратного пространства вблизи отражений (224+) Si и GaAs/Ge в двух взаимно перпендикулярных направлениях типа [110]. Карты были собраны в ПО AMASS из набора ( $2\theta - \omega$ )-сканов, каждый из которых был получен со смещением вдоль оси  $\omega$ . Хорошо известно, что толщина псевдоморфного слоя Ge на Si составляет несколько нм. Учитывая, что толщина Ge в исследуемых образцах на 3 порядка больше, слой Ge можно считать полностью релаксированным. В таком случае  $\varepsilon_{zz}$  и  $\varepsilon_{xx}$ , рассчитанные по формулам (2) и (7) соответственно

(см. далее), должны давать значения термоупругих деформаций, возникших при охлаждении структуры до комнатной температуры после роста и связанных с различием в КТР Ge и Si. В ПО AMASS на картах вблизи отражений (004) были определены углы  $2\theta$ , соответствующие центрам пиков Si и Ge. По формуле Вульфа–Брэгга были вычислены межплоскостные расстояния, соответствующие семейству плоскостей (001) Si ( $d_{Si}$ ) и Ge ( $d_{Ge}$ ). Для расчета  $\varepsilon_{zz}$  использовались формулы (2–4)

$$\varepsilon_{zz} = \text{Perpendicular MM} - \text{Bulk MM}, \quad (2)$$

$$\text{Perpendicular MM} = (d_{Ge} - d_{Si})/d_{Si} \cdot 100\%, \quad (3)$$

$$\text{Bulk MM} = \frac{a_{Ge} - a_{Si}}{a_{Si}} \cdot 100\%, \quad (4)$$

где *Perpendicular MM* — рассогласование межплоскостных расстояний Ge и Si в направлении типа [001], которое было рассчитано на основе экспериментальных данных, *Bulk MM* — рассогласование периодов решетки Ge и Si при релаксации слоя Ge 100%, которое составляет 4.17%. Набор данных  $2\theta$  и  $\omega$  для карт обратного пространства вблизи отражений (224+) был пересчитан в координаты обратного пространства  $Q_x$  ( $2\pi/\text{нм}$ ) и  $Q_z$  ( $2\pi/\text{нм}$ ) с помощью ПО AMASS по формулам

$$Q_x = \left[ 2\pi/\lambda (\cos(\omega) - \cos(2\theta - \omega)) \right], \quad (5)$$

$$Q_z = \left[ 2\pi/\lambda (\sin(\omega) + \sin(2\theta - \omega)) \right], \quad (6)$$

где  $\lambda$  — длина волны рентгеновского излучения. В ПО AMASS были определены центры пиков Si ( $Q_{xSi}, Q_{zSi}$ ), GaAs ( $Q_{xGaAs}, Q_{zGaAs}$ ) и Ge ( $Q_{xGe}, Q_{zGe}$ ) в координатах обратного пространства. Для расчета  $\varepsilon_{xx}$  использовались формулы

$$\varepsilon_{xx} = \text{Parallel MM} - \text{Bulk MM}, \quad (7)$$

$$\text{Parallel MM} = (Q_{xSi} - Q_{xGe})/Q_{xGe} \cdot 100\%, \quad (8)$$

$$\text{Bulk MM} = \frac{a_{GaAs} - a_{Ge}}{a_{Si}} \cdot 100\%, \quad (9)$$

где *Parallel MM* — рассогласование размера элементарной ячейки Ge и Si в направлении типа [110], которое было рассчитано на основе экспериментальных данных, а для расчета  $R_{GaAs}$  формулы

$$R_{GaAs} = \text{Parallel MM}/\text{Bulk MM}, \quad (10)$$

$$\text{Parallel MM} = (Q_{xGe} - Q_{xGaAs})/Q_{xGaAs} \cdot 100\%, \quad (11)$$

$$\text{Bulk MM} = \frac{a_{GaAs} - a_{Ge}}{a_{Ge}} \cdot 100\%, \quad (12)$$

где *Parallel MM* — рассогласование размера элементарной ячейки GaAs и Ge в направлении типа [110], которое было рассчитано на основе экспериментальных данных, *Bulk MM* — рассогласование периодов решетки GaAs и Ge при релаксации слоя GaAs 100%, которое составляет

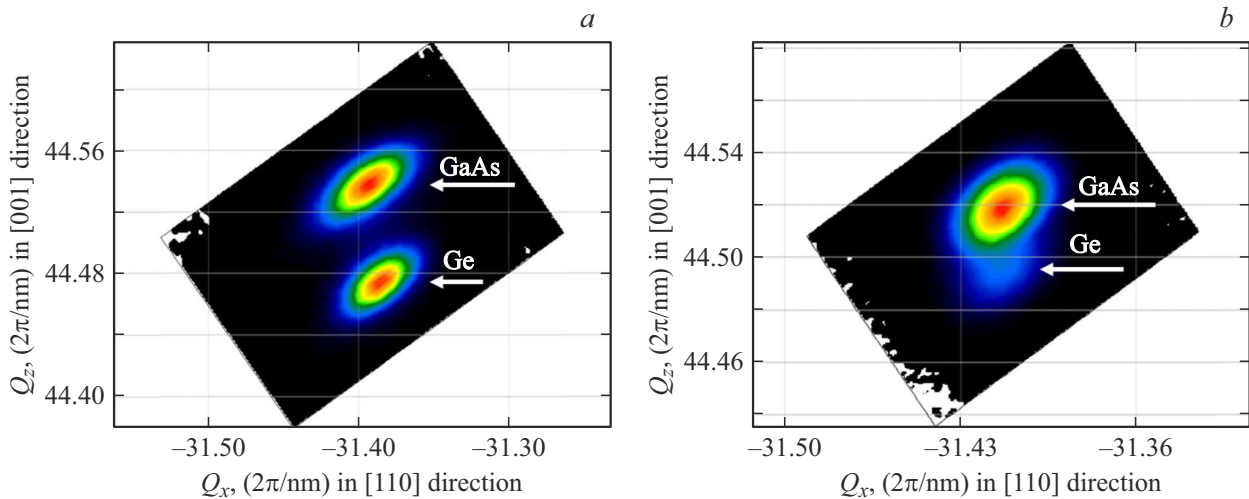


Рис. 4. Карты обратного пространства вблизи отражений (224+) GaAs и Ge в направлении [110] образца А (а) и В (б).

–0.07%. Погрешности измерений были рассчитаны с помощью формулы абсолютной погрешности косвенных измерений для доверительной вероятности 0.95 и обусловлены шагом изменения углов  $2\theta$  и  $\omega$ . Примеры карт обратного пространства вблизи отражений (224+) GaAs и Ge образцов А и В представлены на рис. 4. Результаты расчета термоупругих деформаций слоя Ge и релаксации слоя GaAs образцов А и В представлены в табл. 5.

Для проверки связи величин  $\varepsilon_{zz}$  с  $\varepsilon_{xx}$  из табл. 5 в соответствии с теорией упругости использовалась формула зависимости нормальной деформации от латеральной деформации в кубической решетке:

$$\varepsilon_{zz}^* = \frac{-2\nu}{1-\nu} \varepsilon_{xx}, \quad (14)$$

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона. Коэффициент Пуассона Ge, рассчитанный в статье [20] на основе эксперимен-

тальных данных, составляет 0.260. Результаты расчета  $\varepsilon_{zz}^*$  для Ge приведены в табл. 6.

Из табл. 6 видно, что теория упругости хорошо описывает связь  $\varepsilon_{zz}$  с  $\varepsilon_{xx}$  для образца А в отличие от образца В. Разные значения  $\varepsilon_{zz}$  и  $\varepsilon_{zz}^*$  образца В, а также более близкое расположение рефлекса Ge к рефлексу GaAs на картах обратного пространства в образце В, чем в образце А, можно объяснить присутствием малой доли Si в слое Ge образца В. Формирование твердого раствора  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  с малой долей Si связано с использованием Si-тигля, в который был загружен Ge, в электронно-лучевом испарителе (ЭЛИ) в методе МПЭ. При высокой скорости роста Ge происходит разогрев Si-тигля, что приводит к образованию потока Si [21].

Считая все остаточные деформации термоупругими, оценку доли Si в твердом растворе мы провели с использованием координат центров рефлексов Ge и Si на картах обратного пространства вблизи отражений (004)

Таблица 5. Деформация сжатия слоя Ge в направлении [001] ( $\varepsilon_{zz}$ ), а также деформация растяжения слоя Ge ( $\varepsilon_{xx}$ ) и релаксация слоя GaAs ( $R_{\text{GaAs}}$ ) в направлениях [110] и  $[1\bar{1}0]$

Образец	$\varepsilon_{zz}$ , %	$\varepsilon_{xx}$ , %		$R_{\text{GaAs}}$ , %	
	[001]	[110]	$[1\bar{1}0]$	[110]	$[1\bar{1}0]$
А	$-0.12 \pm 0.01$	$0.18 \pm 0.01$	$0.16 \pm 0.01$	$36 \pm 12$	$43 \pm 12$
В	$-0.19 \pm 0.01$	$0.12 \pm 0.01$	$0.11 \pm 0.01$	$1 \pm 12$	$0 \pm 12$

Таблица 6. Проверка связи величин  $\varepsilon_{zz}$  и  $\varepsilon_{xx}$  в соответствии с теорией упругости

Образец	$\varepsilon_{zz}$ , %	$\varepsilon_{zz}^*$ , %		$\varepsilon_{xx}$ , %	
		[110]	$[1\bar{1}0]$	[110]	$[1\bar{1}0]$
А	$-0.12 \pm 0.01$	$-0.13 \pm 0.01$	$-0.11 \pm 0.01$	$0.18 \pm 0.01$	$0.16 \pm 0.01$
В	$-0.19 \pm 0.01$	$-0.08 \pm 0.01$	$-0.08 \pm 0.01$	$0.12 \pm 0.01$	$0.11 \pm 0.01$

Примечание. Величина  $\varepsilon_{zz}^*$  рассчитана по формуле (14) с использованием  $\varepsilon_{xx}$  для двух направлений [110] и  $[1\bar{1}0]$  из табл. 5.



**Таблица 7.** Оценка доли Si ( $x$ ), термоупругих деформаций  $\varepsilon_{zz}$  и  $\varepsilon_{xx}$  в твердом растворе  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  образца В

$x, \%$	$\varepsilon_{zz}, \%$	$\varepsilon_{zz}^*, \%$		$\varepsilon_{xx}, \%$	
		[110]	[1 $\bar{1}$ 0]	[110]	[1 $\bar{1}$ 0]
1.3–1.7	(-0.13)–(-0.12)	(-0.14)–(-0.13)	(-0.13)–(-0.12)	0.18–0.19	0.16–0.18

и (224+), формулы Вегарда для периода решетки и коэффициента Пуассона твердого раствора  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ , а также формулы (14), полагая коэффициент Пуассона для Si равным 0.279 [20]. Варьируя долю Si ( $x$ ), нашли диапазон  $x$ , при котором величина  $\varepsilon_{zz}^*$  соответствовала  $\varepsilon_{zz}$  в пределах погрешности. Результаты расчетов представлены в табл. 7.

Оценка доли Si в  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  находится в достаточно хорошем соответствии с результатами вторично-ионной масс-спектрографии, полученными для слоя Ge, выращенного на подложке Si в такой же установке для МПЭ с использованием ЭЛИ, которые дают значение  $\sim 1.5\%$  [21]. В таком случае деформации  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{zz}$  слоя  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  образца В совпадают в пределах погрешности с деформациями  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{zz}$  слоя Ge образца А. Близкие значения деформаций слоев Ge и  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  ( $x \approx 1.5\%$ ) образцов А и В соответственно указывают на то, что образованию трещин в образце А кроме деформаций, возникающих из-за различных значений КТР и рассогласования периодов решеток Si и Ge, способствовали и другие факторы: например, меньшее в два с лишним раза значение толщины подложки, и(или) большее в два с лишним раза значение толщины слоя Ge по сравнению с образцом В.

### 3.5. Оптические свойства

В качестве источника возбуждения для получения спектров и карт ФЛ при комнатной температуре использовался Nd:YAG-лазер с длиной волны излучения 532 нм и оптической плотностью мощности 341.7 Вт/см<sup>2</sup>. Средние параметры ФЛ пика GaAs и их стандартные отклонения по одинаковой площади образцов с отступом от края как минимум 3 мм представлены в табл. 8.

Хорошо известно, что дефекты в структуре служат центрами безызлучательной рекомбинации, которые

**Таблица 8.** Средние параметры фотолюминесценции пика GaAs и их стандартные отклонения по одинаковой площади образцов с отступом от края как минимум 3 мм при комнатной температуре

Образец	$\lambda, \text{нм}$	Интенсивность	FWHM, нм
А	870.7 $\pm$ 3.8	0.40 $\pm$ 0.06	39.2 $\pm$ 5.2
В	871.4 $\pm$ 2.3	0.48 $\pm$ 0.08	39.4 $\pm$ 3.0
С	866.5 $\pm$ 1.9	1.00 $\pm$ 0.18	29.7 $\pm$ 3.5

*Примечание.* Интенсивность нормирована на интенсивность ФЛ образца С.

приводят к уменьшению интенсивности, а также расширению пика ФЛ [22]. Из табл. 8 видно, что FWHM пика GaAs образца С в 1.3 раза меньше, а интенсивность в 2 с лишним раза больше, чем для образцов А и В. Средние значения по площади FWHM пика GaAs образцов А и В близки по значению, а интенсивность в 1.2 раза выше в случае образца В. Стоит отметить, что результаты РД приведены для областей образцов А и В, в которых более существенная разница в FWHM и интенсивности пиков ФЛ GaAs, чем средние значения по площади: FWHM в 1.1 раза ниже и интенсивность в 1.6 раза выше в образце В. По данным табл. 8 также можно сделать вывод о более однородном распределении по площади параметров ФЛ ( $\lambda$  и FWHM) в образце В, чем в образце А. Сравнение параметров ФЛ свидетельствует о более высоком оптическом качестве слоев GaAs в образце В, чем в образце А, однако они значительно уступают образцу С на подложке GaAs.

### 3.6. Сравнительный анализ

Был проведен сравнительный анализ морфологии поверхности, структурных и оптических свойств слоев  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  на платформе Ge/SOI образца В с подобными гетероструктурами на платформе Ge/Si в других работах. В публикации [23] гетероструктура  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  была выращена на буферных слоях Ge/Si и точно ориентированной подложке Si (001). На поверхности такой структуры, как и в образце В, были обнаружены АФГ. Несмотря на то что некорректно сравнивать плотность АФГ на поверхности структур, выращенных на разных подложках и с разными зародышевыми слоями  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ , стоит отметить, что плотность АФГ образца В и образца из публикации [23] одного порядка, 0.4 и 0.3 мкм<sup>-1</sup> соответственно, что указывает на схожие особенности поверхности гетероструктур  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}/\text{Ge}/\text{Si}$  и  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}/\text{Ge}/\text{SOI}$ . В работе [24] показано, что FWHM пика ФЛ GaAs в  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ -гетероструктуре на платформе Ge/Si примерно в 1.6 раза больше, чем FWHM пика ФЛ GaAs, выращенного на подложке GaAs при условии одинакового уровня легирования слоев GaAs. Отношение FWHM пиков ФЛ GaAs образца В на подложке SOI и образца С на подложке GaAs составляет  $\sim 1.3$ . Учитывая, что  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ -гетероструктура в образцах В и С была выращена в едином ростовом процессе, уровень легирования слоев GaAs в этих образцах можно считать примерно одинаковым. Данный факт говорит о достаточно близком оптическом качестве слоев GaAs, выращенных на платформах Ge/Si и Ge/SOI. В упомянутых выше работах [23,24]

слой Ge был сформирован таким же методом, как и в образце В, — МПЭ с использованием режима двухстадийного роста. В публикации [15] в верхних слоях  $A^{III}B^V$  образцов с буферным слоем Ge на подложке Si значение EPD было  $\sim 10^7 \text{ см}^{-2}$ , что сравнимо с EPD верхнего слоя GaAs в образце В на подложке SOI и указывает на близкие структурные свойства слоев  $A^{III}B^V$ .

#### 4. Заключение

Был выращен слой GaAs через дислокационные фильтры AlInAs/GaAs и зародышевый слой AlGaAs на платформах Ge/Si (001) (образец А), Ge/SOI (001) (образец В) и подложке GaAs (001) (образец С). Слой Ge в платформе Ge/Si (001) был сформирован методом газозафазного осаждения с разложением моногермана на „горячей проволоке“, а в платформе Ge/SOI (001) — методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) с применением режима двухстадийного роста. Рост слоев  $A^{III}B^V$  в образцах А, В и С осуществлялся в одном процессе методом химического осаждения металлоорганических соединений из газовой фазы.

Методом рентгеновской дифрактометрии было установлено, что скрытый слой  $\text{SiO}_2$  в SOI толщиной  $\sim 200 \text{ нм}$  не способствовал компенсации термоупругих деформаций, возникших из-за разницы КТР слоев GaAs/Ge и Si, и не мог, таким образом, повлиять на характеристики образца В. Исследование морфологии поверхности позволило, во-первых, обнаружить эффект „растрескивания“ в образце А и, во-вторых, выделить две особенности поверхности образцов А и В: антифазные границы (АФГ), которые имеют в большей степени несимметричный профиль с относительно резкими перепадами высот (глубина АФГ  $< 25 \text{ нм}$ , ширина АФГ несколько десятков нм), и холмистая структура, которая имеет более высокие перепады высот (несколько десятков нм) и большие латеральные размеры отдельных холмов (несколько мкм). На пространственных частотах, при которых больший вклад в шероховатость поверхности вносят АФГ, чем холмистая структура, среднеквадратичная шероховатость поверхности (RMS) образца В в 1.6 раза меньше, чем образца А, из-за меньшей глубины АФГ. Однако в другом случае RMS образцов А и В становятся больше и их относительная разница уменьшается из-за более высоких перепадов высот холмистой структуры, чем АФГ. RMS образца С, рассчитанная на сканах, полученных с помощью атомно-силовой микроскопии, практически не меняется при изменении пространственной частоты и оказывается в несколько раз меньше, чем в случаях образцов А и В. Методом РД было обнаружено, что в образце В сформировался слой не чистого Ge, а твердого раствора  $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$  с долей Si  $x \approx 1.5\%$ . Термоупругие деформации слоя Ge как в направлении, перпендикулярном гетеропереходу Ge/Si, так и в латеральных направлениях типа [110] совпадают в пределах погрешности для образцов А и В.

Этот результат указывает на то, что „растрескиванию“ в образце А кроме деформаций, возникающих из-за различных значений коэффициентов термического расширения и рассогласования периодов решеток Si и Ge, способствовали и другие факторы — например, меньшее в 2 с лишним раза значение толщины подложки и(или) большее в 2 с лишним раза значение толщины слоя Ge по сравнению с образцом В. Исследование структурных и оптических свойств слоев GaAs свидетельствует о преимуществе образца В перед образцом А и более существенном преимуществе образца С перед образцами А и В. Методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что линейная плотность прорастающих дислокаций (TD), как в слое Ge, так и в слоях  $A^{III}B^V$ , в образце В на порядок меньше, чем в образце А. С помощью метода селективного травления было обнаружено, что АФГ мешают подсчету плотности ямок травления от TD и для более точной оценки плотности TD в слое GaAs необходимо использовать области без АФГ. Использование двухпучкового метода при  $g = 002$  позволило обнаружить островки разных антифазных доменов (АФД) вдоль гетерограницы зародышевого слоя AlGaAs и слоя Ge. Наличие островков разных АФД указывает на процесс зарастивания АФД и на 3D рост полупроводников  $A^{III}B^V$  на Ge, который может быть причиной образования холмистой структуры на поверхности. В связи с этим требуются дополнительные исследования процесса зародышеобразования при росте полупроводников  $A^{III}B^V$  на платформах Ge/Si и Ge/SOI с целью уменьшения шероховатости поверхности и устранения АФГ, распространяющихся до поверхности  $A^{III}B^V$ -гетероструктуры. Литературный обзор позволил сделать вывод о схожих особенностях морфологии поверхности, структурных и оптических свойств слоев  $A^{III}B^V$  на Ge/SOI образца В в сравнении с подобными гетероструктурами на платформах Ge/Si в других работах.

Проведенный анализ результатов указывает на тот факт, что метод МПЭ с применением режима двухстадийного роста может быть использован для формирования слоя Ge в платформе Ge/SOI (001), ориентированной на эпитаксиальный рост слоев  $A^{III}B^V$  с кристаллическим и оптическим качеством, не уступающим слоям  $A^{III}B^V$ , сформированным на платформе Ge/Si (001). Однако требуется дальнейшее развитие технологии интеграции  $A^{III}B^V$  с SOI через буферные слои Ge/Si для приближения к характеристикам структур, получаемых на подложках GaAs.

#### Благодарности

Авторы выражают благодарность руководству компании ООО „Мелситек“ за возможность проведения исследований на дифрактометре Panalytical X'Pert<sup>3</sup> MRD, 3D-оптической метрологической системе Leica DCM8 и П.А. Юнину (ИФМ РАН) за консультирование по

вопросам, связанным с методом рентгеновской дифрактометрии.

### Финансирование работы

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90229.

### Funding

The reported study was funded by RFBR, project number 20-32-90229.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] Yu.A. Vlasov, S.J. McNab. *Opt. Express*, **12** (8), 1622 (2004).
- [2] В. Юдинцев. *Электроника: наука, технология, бизнес*, **5** (79), 72 (2007).
- [3] J.S. Park, M. Tang, S. Chen, H. Liu. *Crystals*, **10** (12), 1163 (2020).
- [4] Yu.B. Bolkhovityanov, O.P. Pchelyakov. *Physics–Uspekhi*, **51** (5), 437 (2008).
- [5] N. Baidus, V. Aleshkin, A. Dubinov, K. Kudryavtsev, S. Nekorkin, A. Novikov, D. Pavlov, A. Rykov, A. Sushkov, M. Shaleev, P. Yunin, D. Yurasov, Z. Krasilnik. *Crystals*, **8** (8), 311 (2018).
- [6] J.W. Lee, H. Shichijo, H.L. Tsai, R.J. Matyi. *Appl. Phys. Lett.*, **50** (1), 31 (1987).
- [7] N.V. Baidus, V.Ya. Aleshkin, A.A. Dubinov, K.E. Kudryavtsev, S.M. Nekorkin, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, A.V. Rykov, A.A. Sushkov, M.V. Shaleev, P.A. Yunin, D.V. Yurasov, A.N. Yablonskiy, Z.F. Krasilnik. *Semiconductors*, **51** (11), 1527 (2017).
- [8] D.V. Yurasov, A.I. Bobrov, V.M. Daniltsev, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, E.V. Skorokhodov, M.V. Shaleev, P.A. Yunin. *Semiconductors*, **49** (11), 1415 (2015).
- [9] V.G. Shengurov, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, Yu.N. Buzynin, M.N. Drozdov, A.N. Buzynin, P.A. Yunin. *Techn. Phys. Lett.*, **41** (1), 36 (2015).
- [10] P.V. Volkov, A.V. Goryunov, D.N. Lobanov, A.Yu. Lukyanov, A.V. Novikov, A.D. Tertyschnik, M.V. Shaleev, D.V. Yurasov. *J. Cryst. Growth*, **448**, 89 (2016).
- [11] A.A. Sushkov, D.A. Pavlov, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, R.N. Kryukov, E.A. Pitirimova. *Semiconductors*, **54** (10), 1332 (2020).
- [12] A.B. Рыков, P.H. Крюков, И.В. Самарцев, П.А. Юнин, В.Г. Шенгуров, A.B. Зайцев, H.B. Байдусь. *Письма ЖТФ*, **47** (8), 37 (2021).
- [13] N. Hayafuji, H. Kizuki, M. Miyashita, K. Kadoiwa, T. Nishimura, N. Ogasawara, H. Kumabe, T.M. Tada. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **30**, 459 (1991).
- [14] К.В. Шалимова. *Физика полупроводников* (СПб., Лань, 2010).
- [15] B. Wang, G.J. Syaranamual, K.H. Lee, S. Bao, Y. Wang, K.E. Kian Lee, E.A. Fitzgerald, S.J. Pennycook, S. Gradecak, J. Michel. *Semicond. Sci. Technol.*, **35** (9), 095036 (2020).
- [16] C. Cornet, S. Charbonnier, I. Lucci, L. Chen, A. Létoublon, A. Alvarez, K. Tavernier, T. Rohel, R. Bernard, J.-B. Rodriguez, L. Cerutti, E. Tournié, Y. Léger, G. Patriarche, L. Largaueau, A. Ponchet, P. Turban, N. Bertru. *Phys. Rev. Mater.*, **4**, 053401 (2020).
- [17] T.S. Kuan, C.-A. Chang. *J. Appl. Phys.*, **54** (8), 4408 (1983).
- [18] J. Fauchera, T. Masuda, M.L. Lee. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **34** (4), 041203 (2016).
- [19] D.R. Rasmussen, S. McKernan, C.B. Carter. *Phys. Rev. Lett.*, **66** (20), 2629 (1991).
- [20] J.J. Wortman, R.A. Evans. *J. Appl. Phys.*, **36** (1), 153 (1965).
- [21] D.V. Yurasov, N.A. Baidakova, M.N. Drozdov, E.E. Morozova, M.A. Kalinnikov, A.V. Novikov. *Semiconductors*, **53** (7), 882 (2019).
- [22] R. Alcotte, M. Martin, J. Moeyaert, R. Cipro, S. David, F. Bassani, F. Ducroquet, Y. Bogumilowicz, E. Sanchez, Z. Ye, X.Y. Bao, J.B. Pin, T. Baron. *APL Materials*, **4** (4), 046101 (2016).
- [23] V.Ya. Aleshkin, N.V. Baidus, A.A. Dubinov, A.G. Fefelov, Z.F. Krasilnik, K.E. Kudryavtsev, S.M. Nekorkin, A.V. Novikov, D.A. Pavlov, I.V. Samartsev, E.V. Skorokhodov, M.V. Shaleev, A.A. Sushkov, A.N. Yablonskiy, P.A. Yunin, D.V. Yurasov. *Appl. Phys. Lett.*, **109** (6), 061111 (2016).
- [24] A.V. Rykov, M.V. Dorokhin, P.S. Vergeles, N.V. Baidus, V.A. Kovalskiy, E.B. Yakimov, O.A. Soltanovich. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **993**, 012014 (2018).

Редактор Л.В. Шаронова

### Comparison of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> heterostructures grown on Ge/Si, Ge/SOI, and GaAs

A.A. Sushkov<sup>1</sup>, D.A. Pavlov<sup>1</sup>, A.I. Andrianov<sup>1</sup>, V.G. Shengurov<sup>1</sup>, S.A. Denisov<sup>1</sup>, V.Yu. Chalkov<sup>1</sup>, R.N. Kriukov<sup>1</sup>, N.V. Baidus<sup>1</sup>, D.V. Yurasov<sup>2</sup>, A.V. Rykov<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge/Si (001), A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge/SOI (001), and A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/GaAs (001) heterostructures were formed and investigated. The Ge buffer layer was produced by the „hot wire“ technique on a Si substrate (001) for the A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge/Si structure. In the case of the A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Ge/SOI, the Ge buffer layer was grown on the SOI (001) substrate by molecular beam epitaxy via two-stage growth. The growth of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> layers were performed by metalorganic chemical vapor deposition. It is shown that the Ge/SOI formed via two-stage growth allows the growth of A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> layers that are not inferior in structural and optical quality to those formed on the Ge/Si.