

## Влияние условий роста и отжига на параметры релаксированных слоев Ge/Si(001), полученных методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© Д.В. Юрасов<sup>†\*</sup>, А.И. Бобров<sup>\*</sup>, В.М. Данильцев<sup>†</sup>, А.В. Новиков<sup>†\*</sup>, Д.А. Павлов<sup>\*</sup>,  
Е.В. Скороходов<sup>†</sup>, М.В. Шалеев<sup>†</sup>, П.А. Юнин<sup>†\*</sup>

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

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

(Получена 22 апреля 2015 г. Принята к печати 12 мая 2015 г.)

Исследовано влияние толщины слоя Ge и условий его отжига на параметры релаксированных слоев Ge/Si(001), полученных методом молекулярно-пучковой эпитаксии с использованием двухстадийного роста. Выявлены зависимости плотности прорастающих дислокаций и шероховатости поверхности слоев Ge/Si(001) от толщины слоя Ge, от температуры и времени отжига, а также от наличия атмосферы водорода при отжиге. В результате оптимизации условий роста и отжига получены релаксированные слои Ge/Si(001) толщиной  $\leq 1$  мкм с плотностью дислокаций на уровне  $10^7$  см<sup>-2</sup> и среднеквадратичной шероховатостью поверхности менее 1 нм.

### 1. Введение

Кремний является основным материалом современной электроники, однако дальнейший прогресс в развитии кремниевой микро- и нанoeлектроники с помощью простого масштабирования размеров элементов интегральных схем значительно затруднен в силу различных физических ограничений. В связи с этим одним из направлений дальнейшего развития полупроводниковой электроники является использование новых материалов. Одним из перспективных кандидатов на эту роль является германий. Во-первых, в нем выше подвижности носителей заряда, как электронов, так и дырок, по сравнению с кремнием, что способствует увеличению быстродействия транзисторов. Во-вторых, меньшая ширина запрещенной зоны и малое различие между прямой и непрямой запрещенными зонами Ge (136 мэВ) позволяют использовать GeSi-структуры в качестве приемников и источников излучения в инфракрасном (ИК) диапазоне [1–3]. Другим важным преимуществом Ge является его совместимость с современной интегральной кремниевой КМОП технологией (комплементарные структуры металл — оксид — полупроводник). Кроме того, в силу очень малого различия постоянных кристаллической решетки Ge и GaAs слои Ge, выращенные на Si-подложке, могут быть использованы в качестве буферных для роста структур на основе материалов A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> [4,5]. С их помощью возможно создание гибридных светоизлучающих устройств на Si-подложке [6]. Буферные слои Ge могут быть использованы также для интеграции на Si-подложках GeSnSi-гетероструктур, которые являются перспективными для создания источников и приемников излучения среднего и ближнего ИК диапазонов [7,8].

Для многих из вышеуказанных приложений необходимо создание на Si-подложках высококачественных

релаксированных слоев Ge. „Традиционный“ способ формирования релаксированных слоев SiGe/Si — рост градиентных (увеличение доли Ge в буфере со скоростью не более 10%/мкм) буферов (см., например, обзор [9]) — не очень подходит для получения буферов с долей Ge 100%. Во-первых, это связано с очень большим расходом материалов из-за необходимости выращивания градиентного буфера толщиной  $\sim 10$  мкм. Во-вторых, при формировании градиентных буферов с долей Ge > 50% является характерным развитие шероховатости поверхности, что требует дополнительных промежуточных стадий полировки буфера [10]. Альтернативным подходом к формированию слоя релаксированного Ge на Si является предложенный в работах [11,12] метод двухстадийного роста, позволяющий значительно уменьшить толщину переходных слоев. Однако существенной проблемой этого метода, так до конца и не решенной к настоящему времени, является довольно большое количество прорастающих дислокаций в полученных слоях Ge. Одним из распространенных способов снижения числа прорастающих дислокаций в структурах Ge/Si является их отжиг. В литературе предлагались различные варианты оптимизации параметров структур и условий их отжига, позволяющие снизить плотность прорастающих дислокаций на несколько порядков [13–21]. Однако использование отжига для снижения плотности прорастающих дислокаций может привести к значительному возрастанию шероховатости поверхности буферов Ge/Si(001) [16–19], что является крайне нежелательным для некоторых приложений, в частности для последующего роста гетероструктур в системе A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>. Кроме того, в большинстве вышеуказанных работ [11–18,20] для роста структур использовался метод газофазной эпитаксии (в различных его вариантах) как более „промышленно-ориентированный“. Однако метод молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) при формировании SiGe-гетероструктур может предоставить

<sup>†</sup> E-mail: Inquisitor@ipm.sci-nnov.ru

большую свободу выбора условий роста, поскольку в отличие от газофазной эпитаксии скорость осаждения материалов в методе МПЭ не зависит от температуры роста. В настоящей работе исследованы параметры релаксированных слоев Ge/Si(001), полученных методом МПЭ, проведена оптимизация их условий роста и отжига как с точки зрения снижения плотности прорастающих дефектов, так и с точки зрения сохранения малой шероховатости поверхности.

## 2. Эксперимент

Рост структур Ge/Si(001) был выполнен на сверхвысоковакуумной установке МПЭ Riber SIVA-21. Контроль температуры подложки обеспечивался с помощью откалиброванной термодпары [22] и специализированного инфракрасного пирометра IMPAC IS 12. Осаждение Si и Ge осуществлялось с помощью электронно-лучевых испарителей. Морфология поверхности образцов контролировалась *in situ* с помощью системы дифракции быстрых электронов (ДБЭ) и *ex situ* с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе NTEGRA Prima. АСМ-снимки размером  $30 \times 30$  мкм использовались для определения шероховатости поверхности (по параметру  $\text{root mean square, RMS}$ ) выращенных структур. Часть выращенных структур была подвергнута отжигу либо непосредственно в вакуумной камере, либо в атмосфере  $\text{H}_2$ . Длительность отжига варьировалась в пределах 3–60 мин, а температура — в пределах 800–850°C. Использовался как отжиг при фиксированной температуре, так и циклический отжиг при разных температурах (переключение температуры между 725 и 850°C с длительностью выдержки при каждой температуре 2–6 мин и количеством циклов 2–5).

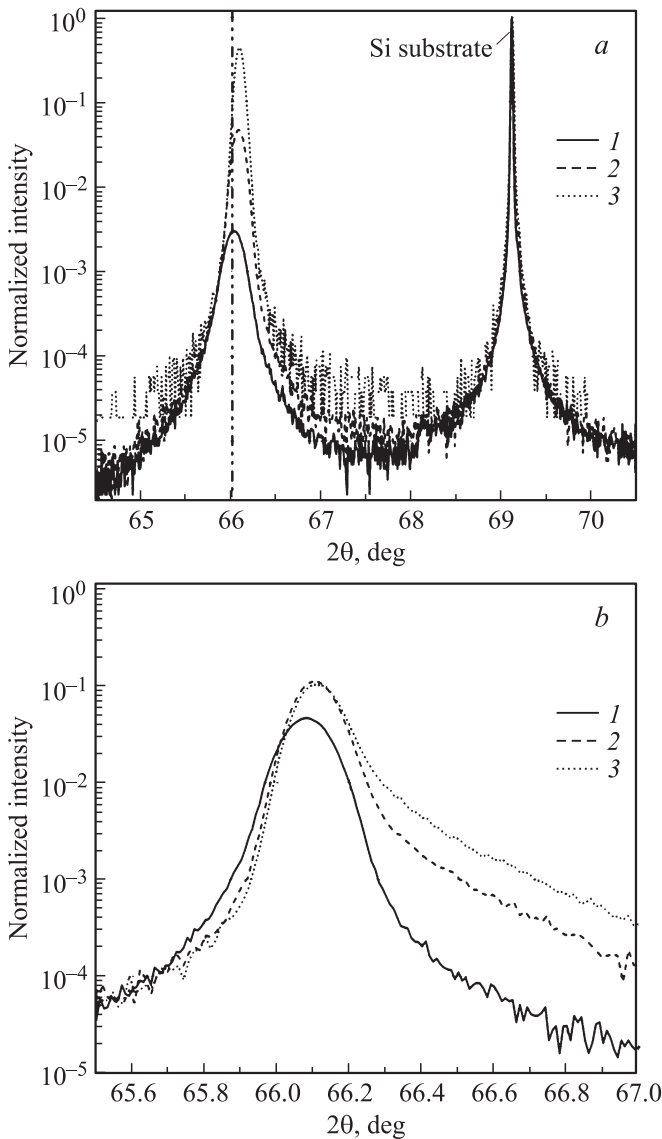
Рентгенодифракционные (РД) исследования проводились с помощью дифрактометра Bruker D8 Discover. Для диагностики упругих напряжений в слоях Ge записывались  $\omega/2\theta$ -сканы с узкой щелью перед детектором для отражения (004) Ge. Для определения структурного совершенства полученных слоев записывались кривые качания для отражения (004) Ge с широкой щелью перед детектором. Оценка дефектности выращенных структур проводилась из РД спектров, снимков с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и методом селективного травления дефектов. Селективное травление выполнялось при комнатной температуре по методике, описанной в работе [23]. В качестве травителя использовался раствор  $\text{CrO}_3 : \text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 5 : 40 : 80$ . Скорость травления Ge при данных условиях была 15–30 нм/мин. Плотность прорастающих дислокаций (threading dislocation density, TDD) определялась подсчетом ямок травления на снимках площадью несколько десятков квадратных мкм, полученных с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss Supra 50VP. ПЭМ-исследования проводились на микроскопе JEM-2100F (JEOL), работающем при ускоряющем напряжении 200 кВ.

## 3. Результаты и их обсуждение

Для формирования релаксированных слоев Ge/Si(001) использовался метод двухстадийного роста [11,12]. Первым этапом двухстадийного роста Ge на подложке Si(001) после ее термической очистки и роста 100 нм буфера Si являлось осаждение тонкого „низкотемпературного“ слоя Ge (LT-Ge) при температуре  $T = 275\text{--}325^\circ\text{C}$ . Низкие температуры роста обеспечивали подавление формирования трехмерных островков Ge и релаксацию упругих напряжений через формирование дислокаций [11,12,24]. Несмотря на то что релаксация большей части упругих напряжений происходит при толщине слоя LT-Ge  $< 10$  нм [24], для последующего его наращивания без потери кристаллического качества необходимы большие ( $> 27$  нм) толщины слоя LT-Ge [24]. В связи с этим в настоящей работе толщина слоя LT-Ge составляла 50 нм. При мониторинге процесса роста *in situ* методом ДБЭ на ранних стадиях формирования слоя LT-Ge наблюдалось некоторое размытие изначально плоскостной дифракционной картины и образование квазиточечной картины ДБЭ, что свидетельствует о развитии шероховатости поверхности. Однако к концу роста слоя LT-Ge толщиной 50 нм картина ДБЭ снова становилась плоскостной. Последнее может быть интерпретировано как рост планарного, без трехмерных островков, слоя Ge с большой плотностью прорастающих дислокаций ( $10^{10}\text{--}10^{11}$  см $^{-2}$ ) и высокой шероховатостью поверхности [13,19].

Вторым этапом в методе двухстадийного роста слоев Ge/Si(001) является формирование основной части слоя Ge при высокой температуре. Высокие температуры роста способствуют улучшению кристаллического качества структур (снижаются RMS и TDD). В настоящей работе после формирования слоя LT-Ge температура роста поднималась до  $T = 600^\circ\text{C}$ , и основная часть слоя Ge толщиной 50–1000 нм осаждалась при данной температуре. При росте „высокотемпературного“ слоя Ge (HT-Ge) картина ДБЭ оставалась плоскостной, сохраняясь таковой и после отжига образцов в вакууме.

Данные рентгенодифракционного анализа подтвердили, что при использованных параметрах структур и условиях роста происходит полная релаксация упругих напряжений в пленке Ge. Более того, вследствие разницы коэффициентов температурного расширения Ge и Si [25] в полученных слоях Ge/Si(001) при комнатной температуре наблюдается деформация растяжения на уровне  $\varepsilon = 0.15\text{--}0.3\%$  (рис. 1, а), что видно по смещению их пика от положения, соответствующего объемному Ge ( $66.004^\circ$ ). Сравнение кривых качания для неотожженных структур с различной толщиной слоя HT-Ge показало, что при увеличении толщины слоя HT-Ge ширина кривой качания уменьшается. Так, ширина кривой качания на ее полувысоте (FWHM) уменьшается с  $0.34^\circ$  для структуры с толщиной слоя HT-Ge в 50 нм до  $0.055^\circ$  для структуры со слоем HT-Ge в 1000 нм. Уменьшение ширины кривой качания свидетельствует об улучшении



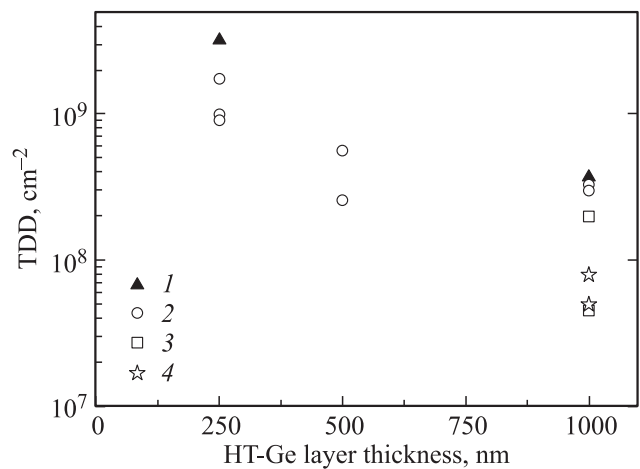
**Рис. 1.** *a* — рентгеновские спектры неотожженных слоев Ge/Si(001): 1 —  $d_{NT} = 50$  нм ( $\epsilon = 0.06\%$ , FWHM =  $0.34^\circ$ ), 2 —  $d_{NT} = 250$  нм ( $\epsilon = 0.16\%$ , FWHM =  $0.13^\circ$ ), 3 —  $d_{NT} = 1000$  нм ( $\epsilon = 0.18\%$ , FWHM =  $0.055^\circ$ ); штрихпунктирная линия показывает положение пика (004) для недеформированного Ge. *b* — спектры образца с  $d_{NT} = 250$  нм: 1 — без отжига ( $\epsilon = 0.16\%$ , FWHM =  $0.13^\circ$ ), 2 — после отжига при  $800^\circ\text{C}$  в течение 3 мин ( $\epsilon = 0.23\%$ , FWHM =  $0.093^\circ$ ), 3 — после отжига при  $800^\circ\text{C}$  в течение 30 мин ( $\epsilon = 0.28\%$ , FWHM =  $0.086^\circ$ ). Все спектры нормированы на интенсивность сигнала от Si-подложки.

кристаллического качества слоев Ge [26]. Оценка их качества методом селективного травления дефектов подтверждает данный результат (рис. 2, точки 1).

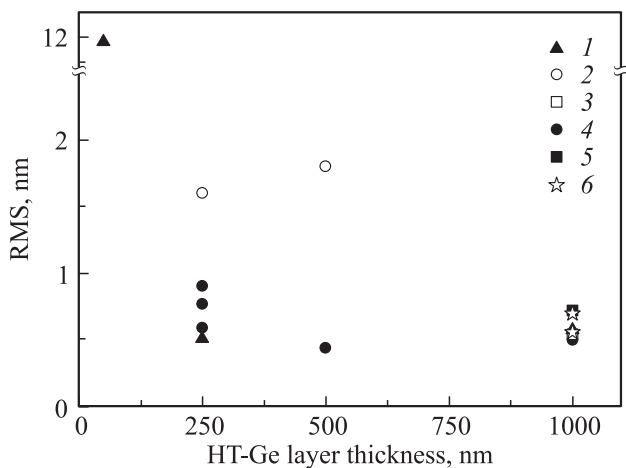
В настоящей работе толщина слоя NT-Ge ( $d_{NT}$ ) варьировалась в пределах 50–1000 нм. Исследования шероховатости поверхности выращенных образцов с помощью АСМ показали, что для самых малых толщин слоя NT-Ge (50 нм) характерна шероховатая поверх-

ность со значением среднеквадратичной шероховатости  $RMS > 10$  нм. При увеличении  $d_{NT}$  до 250 нм шероховатость поверхности слоев Ge быстро падает до значений  $RMS < 1$  нм. При дальнейшем увеличении толщины слоя NT-Ge до 1 мкм в неотожженных образцах шероховатость поверхности изменяется незначительно, оставаясь на уровне  $RMS = 0.5\text{--}0.6$  нм (рис. 3). Плотность прорастающих дислокаций с ростом  $d_{NT}$  от 250 до 1000 нм уменьшается примерно на порядок, от  $3 \cdot 10^9$  до  $3 \cdot 10^8$   $\text{cm}^{-2}$ , что качественно согласуется с выводами [18] о достаточно слабом уменьшении TDD с ростом  $d_{NT}$ . Таким образом, одним только увеличением  $d_{NT}$  до 1 мкм не удастся снизить плотность прорастающих дислокаций до значений  $TDD \sim 10^6$   $\text{cm}^{-2}$ , достигнутых в градиентных буферных слоях Ge/Si(001) [10]. Увеличение толщины слоя до  $d_{NT} > 1$  мкм представляется нецелесообразным из-за слабой зависимости RMS и TDD от этого параметра.

Как указывалось во Введении, распространенным методом улучшения кристаллического качества релаксированных слоев Ge/Si(001) является их отжиг. В настоящей работе исследовано влияние отжига в вакууме и в атмосфере  $\text{H}_2$  на параметры полученных слоев Ge/Si(001). Было выявлено, что для относительно тонких слоев ( $d_{NT} = 250$  нм) значения деформации растяжения и ширины кривой качания заметно меняются в результате отжига структуры (рис. 1, *b*). Однако для более толстых слоев ( $d_{NT} = 1000$  нм) как  $\epsilon$ , так и FWHM кривой качания меняются незначительно при увеличении времени отжига. Также можно отметить появление после отжига структур с  $d_{NT} = 250$  нм плеча в рентгеновском спектре, находящегося в области больших углов относительно пика от слоя Ge (рис. 1, *b*). Данное плечо можно связать с диффузией Si из подложки в слой Ge при отжиге. Однако, согласно литературным



**Рис. 2.** Влияние условий отжига на плотность прорастающих дислокаций в структурах с различной толщиной слоя NT-Ge: 1 — до отжига; 2 — отжиг  $300^\circ\text{C}/10\text{--}30$  мин; 3 — отжиг  $850^\circ\text{C}/10$  мин; 4 — циклический отжиг  $\{725^\circ\text{C}/2\text{--}5$  мин +  $850^\circ\text{C}/2\text{--}5$  мин $\} \times 5$ .



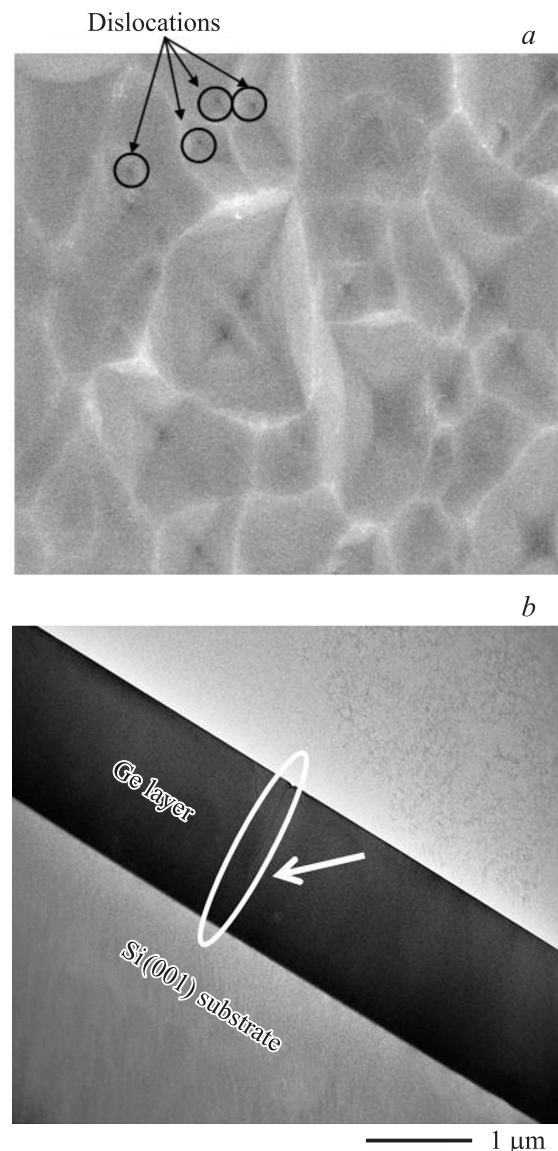
**Рис. 3.** Зависимость шероховатости поверхности слоев Ge/Si(001) от условий отжига для структур с различной  $d_{\text{HT}}$ . 1 — до отжига; 2 — отжиг в вакууме  $800^{\circ}\text{C}/10\text{--}30$  мин; 3 — отжиг в вакууме  $850^{\circ}\text{C}/10$  мин; 4 — отжиг в  $\text{H}_2$   $800^{\circ}\text{C}/3\text{--}60$  мин; 5 — отжиг в  $\text{H}_2$   $850^{\circ}\text{C}/10$  мин; 6 — циклический отжиг в  $\text{H}_2$   $\{725^{\circ}\text{C}/2\text{--}5$  мин +  $850^{\circ}\text{C}/2\text{--}5$  мин $\} \times 5$ .

данным [14,17], при использующихся в настоящей работе параметрах отжига концентрация Si в слое Ge составляет не более 1% при удалении от гетерограницы Ge/Si на 100 нм, что позволяет рассматривать слои Ge/Si(001) с  $d_{\text{HT}} \geq 250$  нм как слои с долей Ge в верхнем слое структуры 100%.

Было обнаружено, что при одинаковых условиях (температуре и длительности) отжиг в вакууме и атмосфере  $\text{H}_2$  снижают TDD практически одинаково, причем для тонких слоев ( $d_{\text{HT}} = 250$  нм) относительное снижение TDD меньше, чем для более толстых ( $d_{\text{HT}} = 1000$  нм) (рис. 2). Однако влияние различных типов отжига на шероховатость поверхности оказалось неодинаковым. В частности, отжиг в вакууме значительно повышает RMS для всех значений  $d_{\text{HT}}$  и для всех используемых времен отжига. При этом для самых коротких времен отжига (10 мин) увеличение RMS составляет  $\sim 20\%$ , тогда как для более длительных отжигов RMS возрастает в разы. В то же время при отжиге в атмосфере  $\text{H}_2$  значение RMS незначительно возрастает только для наиболее длительных отжигов, оставаясь  $< 1$  нм для всех исследованных условий отжига (рис. 3). Кроме того, сравнение постоянного и циклического отжига при условии равенства суммарного времени выдержки при наибольшей температуре ( $850^{\circ}\text{C}$ ) для обоих типов отжига не выявило значительных отличий в изменении TDD и RMS.

Отметим, что важность использования водорода при формировании релаксированных слоев Ge/Si(001) с малой шероховатостью поверхности отмечалась в литературе и ранее [11,13]. Однако данные результаты были получены при использовании методов газофазной эпитаксии. Кроме того, не проводилось прямого сравнения

двух видов отжига (в вакууме и водороде). Исследования, выполненные в настоящей работе, позволяют сделать вывод о предпочтительности отжига в среде  $\text{H}_2$  по сравнению с отжигом в вакууме и для структур, выращенных методом МПЭ. Полагается, что при отжиге в атмосфере  $\text{H}_2$  диффузия атомов Ge по поверхности ускорена, что связывалось в литературе (см. работу [13] и ссылки в ней) со снижением барьера для поверхностной диффузии кластеров Ge-H по сравнению с адатомами Ge. Это приводит к замедлению развития шероховатости при отжиге в присутствии водорода.



**Рис. 4.** *a* — снимок в сканирующем электронном микроскопе структуры с  $d_{\text{HT}} = 1$  мкм, подвергнутой отжигу при  $T = 850^{\circ}\text{C}$  в течение 10 мин, после ее селективного травления; размер снимка  $6 \times 9$  мкм; выделено несколько ямок травления, каждой из которых сопоставляется 1 прорастающая дислокация. *b* — ПЭМ-снимок той же структуры; прорастающая дислокация отмечена стрелкой.

Полученные экспериментальные данные позволяют сделать определенные рекомендации по формированию релаксированных слоев Ge на Si-подложках с использованием метода двухстадийного роста с точки зрения получения слоев с минимальными значениями плотности прорастающих дислокаций и шероховатости поверхности. В частности, толщина слоя LT-Ge  $\sim 50$  нм может считаться достаточной для полной релаксации упругих напряжений и формирования поверхности, пригодной для последующего роста слоев HT-Ge. Слой HT-Ge должен иметь толщину  $\sim 1$  мкм, поскольку при данных толщинах возможно эффективное снижение TDD при отжиге структур без существенного увеличения RMS. Кроме того, для некоторых приложений, например, для создания светоизлучающих и фотоприемных устройств на основе слоев Ge, важно ограничить диффузионное проникновение атомов Si из подложки в Ge-слой при высокотемпературном отжиге структур, что также легче реализовать для более толстых слоев Ge. Для снижения плотности прорастающих дислокаций рекомендуется использовать постростовой отжиг либо в вакууме (для случаев, когда развитие шероховатости поверхности несущественно), либо в среде  $H_2$  при  $850^\circ C$  (постоянный либо циклический) не более 10–15 мин.

Выполнение вышеуказанных рекомендаций позволило получить высококачественные слои Ge/Si(001) (рис. 4) с низкой шероховатостью (RMS  $< 1$  нм), относительно небольшой плотностью прорастающих дислокаций (TDD порядка несколько единиц  $10^7 \text{ см}^{-2}$ , согласно подсчету числа ямок травления и ПЭМ-снимкам) и малой шириной кривой качания (FWHM  $< 0.05^\circ$ ). Для слоев Ge/Si(001), сформированных методом МПЭ, полученные результаты находятся на уровне результатов, полученных другими группами (ср., например, с данными [19]).

Одним из возможных способов снижения шероховатости поверхности релаксированных слоев Ge/Si(001) может являться осаждение тонких растянутых слоев SiGe на релаксированный Ge-слой. Поскольку известно, что энергия образования моноатомных ступеней в системе Si/Ge увеличивается с ростом деформации растяжения [27], осаждение растянутых слоев SiGe должно приводить к „выглаживанию“ поверхности роста. Предлагаемый способ применим для тех задач, для решения которых определяющим является низкая шероховатость поверхности, малая дефектность формируемых слоев Ge/Si(001) и не столь важно присутствие небольшого количества кремния в них. Это касается использования релаксированных слоев Ge в качестве виртуальных подложек для роста материалов  $A^{III}B^V$ . Исследование возможностей вышеописанных методов оптимизации роста релаксированных слоев Ge на Si-подложках является отдельной задачей, требующей дальнейшего исследования.

#### 4. Заключение

В работе исследованы возможности формирования высококачественных виртуальных подложек Ge/Si(001)

методом МПЭ при помощи техники двухстадийного роста. Исследованы зависимости плотности прорастающих дислокаций и среднеквадратичной шероховатости поверхности от толщины слоя Ge и параметров отжига. Выявлено, что шероховатость поверхности выращенных структур быстро падает с увеличением толщины слоя HT-Ge от 50 до 250 нм, а при дальнейшем росте толщины слоя HT-Ge меняется незначительно. Плотность прорастающих дислокаций при этом падает примерно на порядок при увеличении толщины HT-Ge от 250 до 1000 нм. Показано, что отжиг структур в вакууме и в атмосфере водорода снижает плотность дислокаций примерно одинаково, причем для наиболее толстых слоев относительно уменьшение плотности дефектов значительнее. Однако отжиг в вакууме увеличивает шероховатость поверхности гораздо заметнее, чем отжиг в атмосфере водорода. На основе полученных зависимостей проведена оптимизация условий роста и отжига слоев Ge. На подложках Si(001) получены относительно тонкие, не более 1 мкм, релаксированные слои Ge с плотностью прорастающих дислокаций на уровне  $10^7 \text{ см}^{-2}$  и шероховатостью поверхности  $< 1$  нм.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-12-00644). В работе использовано оборудование ЦКП „Физика и технология микро- и наноструктур“.

#### Список литературы

- [1] А.И. Якимов, А.В. Двуреченский, В.В. Кириенко, А.И. Никифоров. ФТТ, **47** (1), 37 (2005).
- [2] A. Yakimov, V. Kirienko, V. Armbrister, A. Dvurechenskii. Nanoscale Res. Lett., **8** (1), 217 (2013).
- [3] R.E. Camacho-Aguilera, Y. Cai, N. Patel, J.T. Bessette, M. Romagnoli, L.C. Kimerling, J. Michel. Opt. Express, **20**, 11 316 (2012).
- [4] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков. УФН, **178**, 459 (2008).
- [5] S.M. Ting, E.A. Fitzgerald. J. Appl. Phys., **87**, 2618 (2000).
- [6] M.E. Groenert, C.W. Leitz, A.J. Pitera, V. Yang, H. Lee, R.J. Ram, E.A. Fitzgerald. Appl. Phys. Lett., **93**, 362 (2003).
- [7] V.R. D'Costa, Y.-Y. Fang, J. Tolle, J. Kouvetakis, J. Menendez. Phys. Rev. Lett., **102**, 107 403 (2009).
- [8] S. Wirths, R. Geiger, N. von der Driesch, G. Mussler, T. Stoica, S. Mantl, Z. Ikonc, M. Luysberg, S. Chiussi, J.M. Hartmann, H. Sigg, J. Faist, D. Buca, D. Grutzmacher. Nature Photon., **9**, 88 (2015).
- [9] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков, С.В. Соколов, С.И. Чикичев. ФТП, **37** (5), 513 (2003).
- [10] M.T. Currie, S.B. Samavedam, T.A. Langdo, C.W. Leitz, E.A. Fitzgerald. Appl. Phys. Lett., **72**, 1718 (1998).
- [11] L. Colace, G. Mastini, F. Galluzzi, G. Assanto, G. Capellini, L. Di Gaspare, E. Palange, F. Evangelisti. Appl. Phys. Lett., **72**, 3175 (1998).
- [12] H.-C. Luan, D.R. Lim, K.K. Lee, K.M. Chen, J.G. Sandland, K. Wada, L.C. Kimerling. Appl. Phys. Lett., **75**, 2909 (1999).
- [13] A. Nayfeh, C. On Chui, K.C. Saraswat, T. Yonehara. Appl. Phys. Lett., **85**, 2815 (2004).
- [14] J.M. Hartmann, A. Abbadie, A.M. Papon, P. Holliger, G. Rolland, T. Billon, J.M. Fédéli, M. Rouvière, L. Vivien, S. Laval. J. Appl. Phys., **95**, 5905 (2004).

- [15] T.H. Loh, H.S. Nguyen, C.H. Tung, A.D. Trigg, G.Q. Lo, N. Balasubramanian, D.L. Kwong, S. Tripathy. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 092 108 (2007).
- [16] J.M. Hartmann, A. Abbadie, N. Cherkashin, H. Grampeix, L. Clavelier. *Semicond. Sci. Technol.*, **24**, 055 002 (2009).
- [17] J.M. Hartmann, A. Abbadie, J.P. Barnes, J.M. Fedeli, T. Billon, L. Vivien. *J. Cryst. Growth*, **312**, 532 (2010).
- [18] V.A. Shah, A. Dobbie, M. Myronov, D.R. Leadley. *Thin Sol. Films*, **519**, 7911 (2011).
- [19] M. Richter, C. Rosse, D.J. Webb, T. Topuria, C. Gerl, M. Sousa, C. Marchiori, D. Caimi, H. Siegwart, P.M. Rice, J. Fompeyrine. *J. Cryst. Growth*, **323**, 387 (2011).
- [20] K.H. Lee, A. Jandl, Y.H. Tan, E.A. Fitzgerald, C.S. Tan. *AIP Advances*, **3**, 092 123 (2013).
- [21] T.K.P. Luong, M.T. Dau, M.A. Zrir, M. Stoffel, V. Le Thanh, M. Petit, A. Ghrib, M. El Kurdi, P. Boucaud, H. Rinnert, J. Murota. *J. Appl. Phys.*, **114**, 083 504 (2013).
- [22] П.В. Волков, А.В. Горюнов, А.Ю. Лукьянов, А.Д. Тертышник, А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, Н.А. Байдакова, Н.Н. Михайлов, В.Г. Ремесник, В.Д. Кузьмин. *ФТП*, **46** (12), 1505 (2012).
- [23] L. Souriau, T. Atanasovac, V. Terzieva, A. Moussa, M. Caymax, R. Loo, M. Meuris, W. Vandervorst. *J. Electrochem. Soc.*, **155** (9), H677 (2008).
- [24] M. Halbwx, D. Bouchier, V. Yam, D. Débarre, L.H. Nguyen, Y. Zheng, P. Rosner, M. Benamara, H.P. Strunk, C. Clerc. *J. Appl. Phys.*, **97**, 064 907 (2005).
- [25] G.A. Slack, S.F. Bartram. *J. Appl. Phys.*, **46**, 89 (1975).
- [26] G. Capellini, M. De Seta, P. Zaumseil, G. Kozlowski, T. Schroeder. *J. Appl. Phys.*, **111**, 073 518 (2012).
- [27] Y.H. Xie, G.H. Gilmer, C. Roland, P.J. Silverman, S.K. Buratto, J.Y. Cheng, E.A. Fitzgerald, A.R. Kortan, S. Schuppler, M.A. Marcus, P.H. Citrin. *Phys. Rev. Lett.*, **73**, 3006 (1994).

Редактор Л.В. Шаронова

### Impact of growth and annealing conditions on parameters of Ge/Si(001) relaxed layers grown by MBE

D.V. Yurasov<sup>+,\*</sup>, A.I. Bobrov<sup>\*</sup>, V.M. Daniltsev<sup>+</sup>,  
A.V. Novikov<sup>+,\*</sup>, D.A. Pavlov<sup>\*</sup>, E.V. Skorokhodov<sup>+</sup>,  
M.V. Shaleev<sup>+</sup>, P.A. Yunin<sup>+,\*</sup>

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

<sup>\*</sup> University of Nizhny Novgorod,  
603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** Influence of Ge layer thickness and annealing conditions on parameters of relaxed Ge/Si(001) layers grown by molecular beam epitaxy via two-step growth strategy is investigated. Dependences of threading dislocation density and surface roughness on Ge layer thickness, annealing temperature, duration and presence of hydrogen ambient were obtained. Growth and annealing conditions were optimized that allowed formation of relaxed Ge/Si(001) layers which are thinner than 1  $\mu\text{m}$ , possess low threading dislocation density of the order of  $10^7 \text{ cm}^{-2}$  and root mean square roughness smaller than 1 nm.