

## Рост светоизлучающих SiGe-гетероструктур на подложках „напряженный кремний-на-изоляторе“ с тонким слоем окисла

© Н.А. Байдакова<sup>\*†</sup>, А.И. Бобров<sup>+</sup>, М.Н. Дроздов<sup>\*+</sup>, А.В. Новиков<sup>\*+</sup>, Д.А. Павлов<sup>+</sup>,  
М.В. Шалеев<sup>\*</sup>, П.А. Юнин<sup>\*+</sup>, Д.В. Юрасов<sup>\*+</sup>, З.Ф. Красильник<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 29 декабря 2014 г. Принята к печати 19 января 2015 г.)

Исследована возможность использования подложек на основе структур „напряженный кремний на-изоляторе“ с тонким (25 нм) захороненным слоем окисла для роста светоизлучающих SiGe-структур. Показано, что в отличие от подложек „напряженный кремний-на-изоляторе“ с толстым (сотни нм) оксидным слоем температурная стабильность подложек с тонким окислом значительно ниже. Отработаны методики химической и термической очистки поверхности таких подложек, позволяющие как сохранить упругие напряжения в тонком слое Si на окисле, так и обеспечить очистку поверхности от загрязняющих примесей. Продемонстрирована возможность роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии на таких подложках светоизлучающих SiGe-структур высокого кристаллического качества.

### 1. Введение

Кремниевая КМОП технология, являющаяся основной технологией цифровых интегральных схем, на современном этапе развития сталкивается с существенными трудностями, вызванными возрастанием роли различных физических эффектов, препятствующих простому дальнейшему масштабированию (уменьшению) размеров элементов интегральных схем. Для решения возникающих проблем предлагаются различные подходы, позволяющие сохранить существующие темпы роста быстродействия интегральных схем. Одним из таких подходов является увеличение подвижности носителей заряда и уменьшение токов утечки в КМОП транзисторах за счет замены традиционных Si(001) подложек на структуры с напряженным (растянутым) слоем Si (sSi), сформированным на изолирующем слое [1,2]. Такие подложки, называемые „напряженный кремний-на-изоляторе“ (strained Silicon On Insulator — sSOI), получают в основном методом „сращивания“ (bonding) двух пластин, одна из которых представляет собой релаксированный SiGe/Si(001) буфер со слоем напряженного, растянутого кремния на поверхности, а вторая — пластину Si(001) со слоем окисла. Более подробное описание методов получения подобных подложек представлено, например, в [1–3]. Необходимо отметить, что в отличие от подложек типа „кремний-германий-на-изоляторе“ (Silicon-Germanium-On-Insulator, SGOI) в подложках sSOI слой SiGe после сращивания полностью удаляется [4].

Изначально в подложках sSOI слой напряженного (растянутого) Si ( $d_{\text{Si}} = 15–50$  нм) находился на относительно толстом слое SiO<sub>2</sub> ( $d_{\text{SiO}_2} = 100–300$  нм). При таких значениях толщин слоев термостабильность напряженного слоя Si оказалась весьма высокой — упругие напряжения в sSi слое сохранялись даже после отжига

при температуре в 1000°C в течение 10–15 мин, а для более низких температур (800–900°C) параметры sSi слоя не менялись и после длительного (вплоть до часа) отжига [1,4]. Такой температурной стабильности достаточно для формирования на sSOI структурах элементов КМОП электроники с использованием методов современной кремниевой технологии [2]. Это также позволяет использовать sSOI структуры в качестве подложек для эпитаксиального роста различных SiGe-гетероструктур с целью создания на них оптоэлектронных устройств.

Однако в настоящее время более перспективными представляются сверхтонкие sSOI подложки (ultra thin body and box sSOI — UTBB sSOI), в которых как слой напряженного sSi, так и слой SiO<sub>2</sub> являются тонкими [5,6]. В частности, по современному технологическому стандарту изготовления сверхтонких sSOI пластин толщины слоев напряженного кремния и окисла составляют 12 и 25 нм соответственно [5]. Уменьшение толщины sSi слоя необходимо для создания полевых транзисторов, работающих в режиме полного обеднения (full depletion — FD) [5–7]. Использование тонкого захороненного слоя окисла позволяет за счет подачи смещения на подложку управлять рабочими характеристиками МОП транзисторов [5–7]. Кроме этого, при технологической необходимости тонкий окисел может быть локально удален и стандартные кремниевые устройства могут быть сформированы в этих областях непосредственно на кремниевой подложке [6,7].

Уменьшение толщин sSi и SiO<sub>2</sub> слоев в UTBB sSOI структурах может привести к существенному изменению их физических свойств, в частности термостабильности, по сравнению с sSOI структурами. Однако в настоящее время UTBB sSOI подложки исследованы гораздо меньше по сравнению со стандартными sSOI структурами. В настоящей работе представлены результаты исследований температурной стабиль-

<sup>†</sup> E-mail: banatale@ipmras.ru

ности UTBB sSOI структур и экспериментально продемонстрирована возможность формирования на них методом молекулярно-пучковой эпитаксии светоизлучающих SiGe-гетероструктур высокого кристаллического качества.

## 2. Эксперимент

UTBB sSOI структуры были предоставлены компанией SOITEC (Франция) и состояли из Si(001) пластины с 25 нм слоем SiO<sub>2</sub> окисла, на котором методом сращивания был сформирован sSi слой толщиной  $d_{\text{sSi}} = 12$  нм. Деформация растяжения в sSi слое составляла  $\varepsilon = 0.8\%$ , что по параметру кристаллической решетки в плоскости роста соответствует ненапряженному Si<sub>0.8</sub>Ge<sub>0.2</sub>-сплаву. Рост SiGe-структур на UTBB sSOI подложках был выполнен на сверхвысоковакуумной установке молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) Riber SIVA-21. Контроль температуры подложки обеспечивался с помощью откалиброванной термопары 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. Рентгенодифракционные (РД) исследования проводились с помощью дифрактометра Bruker D8 Discover. Распределение основных элементов и примесей в структурах было исследовано методом вторично-ионной масс-спектропии (ВИМС) на установке TOFSIMS-5. Также были выполнены исследования выращенных структур методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-2100F (JEOL), работающим при ускоряющем напряжении 200 кВ. Исследования люминесцентных свойств SiGe-структур, выращенных на UTBB sSOI подложках, были проведены с использованием монохроматора ACTON 2300i и охлаждаемого детектора OMA-V на основе линейки InGaAs-фотодиодов. Для возбуждения фотолюминесценции (ФЛ) использовалось излучение Nd:YAG ( $\lambda = 532$  нм) и HeCd ( $\lambda = 325$  нм) лазеров.

## 3. Результаты и их обсуждение

На первом этапе параметры исходных UTBB sSOI структур были определены с помощью рентгеновской рефлектометрии и дифрактометрии, которые показали, что толщина sSi слоя составляет  $d_{\text{sSi}} = 12 \pm 1$  нм, а толщина скрытого SiO<sub>2</sub> слоя  $d_{\text{SiO}_2} = 25.5 \pm 0.5$  нм. Напряжение растяжения в sSi слое соответствовало заявленному производителем  $\varepsilon = 0.8\%$ . При моделировании спектров рефлектометрии учитывался окисел на поверхности sSi слоя.

Известно, что одной из стадий предростовой подготовки кремниевых подложек является их химическая

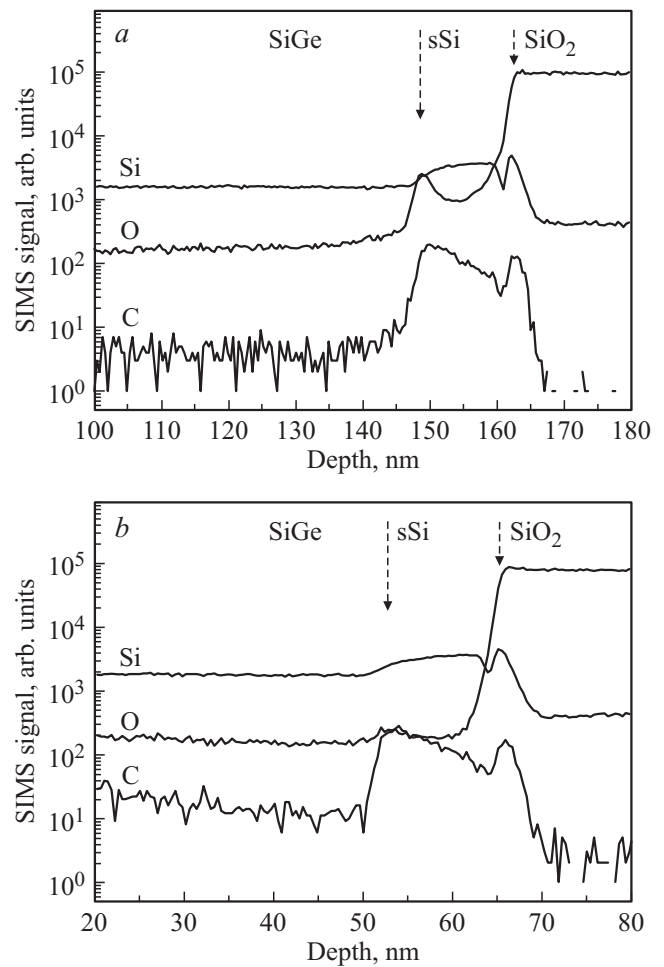
подготовка, заключающаяся в последовательных этапах окисления поверхности и удалении окисла. Поскольку в подложках UTBB sSOI толщина sSi слоя составляет всего 12 нм, было предварительно исследовано, какой толщины слой кремния удаляется на каждом из этапов химической подготовки. В настоящей работе для химической подготовки использовалась модифицированная RCA процедура [8], которая включала в себя три последовательных этапа окисления за счет обработки в растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, кипячения в растворах NH<sub>4</sub>OH:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O и HCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O. После каждого этапа окисления проводилось удаление окисла за счет окунания структур в слабый раствор плавиковой кислоты. Согласно данным рентгеновской рефлектометрии, толщина удаляемого слоя sSi после каждого этапа химической подготовки оказалась следующей: для обработки в H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> + HF:H<sub>2</sub>O – 0.5 нм, NH<sub>4</sub>OH:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O + HF:H<sub>2</sub>O – 2.5 нм и HCl:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O + HF:H<sub>2</sub>O – 0.5 нм. Таким образом, обработка в растворе NH<sub>4</sub>OH:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O приводит к наибольшему окислению sSi слоя. Поэтому обработка в этом растворе была исключена из химической подготовки UTBB sSOI структур.

Финишным этапом предростовой химической подготовки UTBB sSOI подложек являлась водородная пассивация поверхности за счет обработки в слабом растворе плавиковой кислоты. В результате на поверхности должен образоваться химически связанный с Si монослой водорода, который в вакууме десорбирует с поверхности Si при температурах выше 510°C [9]. Стандартная финишная очистка Si подложек за счет отжига в вакуумной камере проводится при более высоких температурах (в диапазоне температур 800–900°C в течение 15–30 мин), чтобы удалить с поверхности остатки окисла [10]. Однако проведенные исследования показали, что применение такого отжига к UTBB sSOI подложкам невозможно, так как, согласно данным рентгеноструктурного анализа, после 15-минутного отжига при 800°C происходит релаксация упругих напряжений в sSi слое. Данный результат показывает, что UTBB sSOI структуры гораздо более чувствительны к термическому воздействию, чем стандартные sSOI структуры [1,4]. По-видимому, это связано с тем, что в UTBB sSOI структурах толщина SiO<sub>2</sub> слоя сравнима с толщиной sSi слоя. Кроме релаксации упругих напряжений, высокотемпературный отжиг приводил к развитию шероховатости поверхности UTBB sSOI структур. В результате при осаждении Si<sub>0.8</sub>Ge<sub>0.2</sub> слоя на UTBB sSOI структуру, подвергнутую 15-минутному отжигу при 800°C, происходило образование большого числа дефектов и аморфизация растущей пленки.

Был выполнен поиск условий термической очистки UTBB sSOI подложек, в результате которой не происходило бы изменение их параметров. С этой целью была рассмотрена возможность использования быстрого термического отжига (rapid thermal anneal — RTA):

быстрый нагрев до определенной температуры с кратковременной (несколько секунд) выдержкой при этой температуре. Согласно ДБЭ, картина перестройки  $2 \times 1$ , свидетельствующая о появлении атомарно-чистой поверхности кремния, возникает при нагреве UTBB sSOI подложек выше  $600^\circ\text{C}$ . Поэтому вначале была исследована возможность использования для очистки UTBB sSOI подложек быстрого термического отжига при температуре  $650^\circ\text{C}$ , которая незначительно превышает температуру начала десорбции с поверхности Si(001) водорода. Но, необходимо отметить, что эта температура ниже той, при которой начинается десорбция окисла с поверхности кремния [10]. На UTBB sSOI подложках, подготовленных с использованием такого отжига, методом МПЭ при температуре  $600^\circ\text{C}$  был выращен  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  слой с долей Ge  $x = 0.23$ . При сохранении sSi слоем в UTBB sSOI подложке своих исходных параметров SiGe слой такого состава должен быть очень слабо напряженным. Рентгеновские данные показали сохранение упругих напряжений в sSi слое и практически полное отсутствие упругих напряжений в выращенном SiGe слое. Однако, согласно рентгеновским данным, выращенный SiGe слой содержит большое количество дефектов кристаллической решетки. Наличие дефектов в структуре, выращенной на UTBB sSOI подложках, отожженных при  $650^\circ\text{C}$ , подтверждено результатами ПЭМ и АСМ исследований. Согласно ДБЭ, формирование дефектов происходит на начальных этапах осаждения SiGe слоя, так как именно в этот момент наблюдалось кратковременное исчезновение появившейся в результате термического отжига ДБЭ картины перестройки ( $2 \times 1$ ). Профилирование распределения различных элементов в структуре, выполненное методом ВИМС, показало, что на границе эпитаксиального SiGe слоя с sSi слоем присутствует пик в распределении кислорода (рис. 1, *a*). Это явно указывает на то, что кратковременного отжига при  $650^\circ\text{C}$  недостаточно для полной очистки поверхности sSi слоя от остатков окисла. Наличие локальных окисленных областей на поверхности sSi и приводит к формированию дефектов в эпитаксиальном SiGe слое. В то же время на гетерогранице SiGe–sSi отсутствует ярко выраженный пик в распределении углерода (рис. 1, *a*). Следовательно, используемая предпротостовая химическая подготовка и кратковременный отжиг при  $650^\circ\text{C}$  позволяют удалить с поверхности UTBB sSOI подложек углеродосодержащие загрязнения. Различия в уровне углерода в sSi и SiGe слоях может быть связано как с более низким содержанием углерода в эпитаксиальном SiGe слое, так и с меньшей вероятностью образования ионов углерода при ионном травлении структуры в процессе ВИМС анализа SiGe слоев по сравнению со слоями чистого Si.

С целью полной очистки поверхности UTBB sSOI подложек от остатков окисла температура быстрого отжига была увеличена до  $800^\circ\text{C}$ . Как было отмечено выше, данная температура используется для термической очистки стандартных Si(001) подложек. Но для

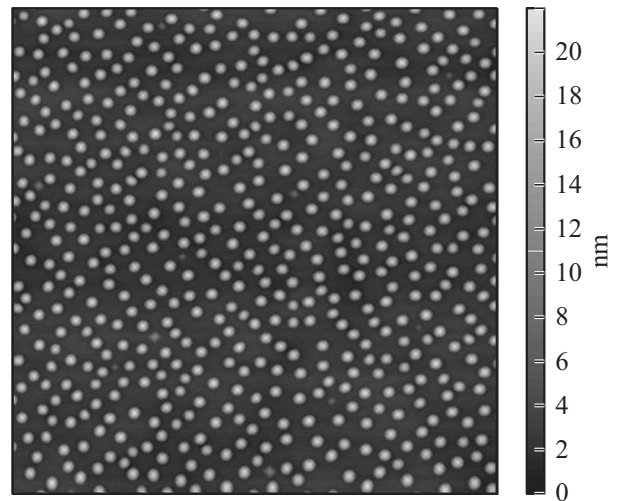


**Рис. 1.** Распределение углерода (линия  $\text{C}_{12}$ ), кислорода (линия  $\text{O}_{16}$ ) и кремния (по изотопу  $\text{Si}_{30}$ ) в структурах с SiGe слоем, выращенными на UTBB sSOI подложках и подготовленных с использованием быстрого отжига при  $650^\circ\text{C}$  (*a*) и  $800^\circ\text{C}$  (*b*). Распределение получено методом ВИМС. На рисунках указаны области SiGe слоя, sSi слоя и скрытого слоя окисла. Глубина отсчитывается от поверхности структуры.

Si(001) подложек используется длительный (15–30 мин) отжиг при  $800^\circ\text{C}$ , который, по данным ВИМС, позволяет полностью очистить поверхность кремния от окисла. Проведенные ВИМС исследования структуры с  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  слоем ( $x = 0.23$ ), выращенным на UTBB sSOI подложке, продемонстрировали, что быстрый отжиг при  $800^\circ\text{C}$  позволяет значительно понизить концентрацию кислорода на гетерогранице SiGe–sSi по сравнению с отжигом при  $650^\circ\text{C}$  (рис. 1). Исследования методом рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии показали, что значительное уменьшение кислорода на границе пленка–UTBB sSOI подложка в результате увеличения температуры быстрого отжига позволило заметно улучшить кристаллическое качество выращенных SiGe слоев. В то же время, согласно рентгенодифракционным исследованиям, увеличение температуры отжига не привело к релаксации sSi слоя и,

следовательно, появлению упругих деформаций в SiGe слое с долей Ge  $\sim 20\%$ , выращенном на UTBB sSOI подложке. Необходимо отметить, что при использовании быстрого отжига при  $800^\circ\text{C}$  картина ДБЭ остается соответствующей поверхностной перестройке ( $2 \times 1$ ) на всех этапах эпитаксиального роста SiGe слоя. Таким образом, быстрый отжиг UTBB sSOI подложек при  $800^\circ\text{C}$  сохраняет упругие напряжения в тонком sSi слое и позволяет очистить поверхность от окисла и загрязняющих примесей. Поэтому такой способ предростовой термической обработки использовался в дальнейшем для роста SiGe структур на UTBB sSOI подложках.

Для демонстрации возможности интеграции на UTBB sSOI подложках различных оптоэлектронных устройств на основе SiGe-гетероструктур в данной работе на UTBB sSOI подложках методом МПЭ были выращены структуры с Ge(Si) самоформирующимися островками, встроенными между тонкими слоями напряженного (растянутого) Si (далее Ge(Si)/sSi-островки). Ранее подобные структуры формировались на релаксированных SiGe/Si(001) буферных слоях [11,12]. Для структур с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на SiGe/Si(001) буферах, было показано, что пространственная локализация электронов в sSi слоях на гетерогранице с островками позволяет увеличить интенсивность сигнала люминесценции от островков по сравнению со структурами, выращенными непосредственно на Si(001) подложках [11]. Кроме этого, в структурах с Ge(Si)/sSi-островками появляется возможность управления спектральным положением и шириной пика ФЛ от островков за счет изменения толщины sSi слоев над и под Ge(Si)-островками [12–14]. При этом положение сигнала ФЛ Ge(Si)/sSi-островков может быть изменено в достаточно широком спектральном диапазоне  $1.55\text{--}2.2\text{ мкм}$  [12]. Однако недостатком формирования структур с Ge(Si)/sSi-островками на релаксированных SiGe/Si(001) буферах является наличие дефектных областей в буферах, в которых располагаются дислокации несоответствия. В результате в спектрах ФЛ структур, выращенных на SiGe буферах, при оптическом возбуждении лазерами видимого диапазона помимо сигнала ФЛ от Ge(Si)/sSi-островков наблюдались линии дислокационной люминесценции от релаксированного SiGe буфера [11]. Данные линии значительно затрудняли анализ спектров ФЛ структур, выращенных на SiGe буферах. Кроме этого, из-за большого времени излучательной рекомбинации, связанного с непрямыми в реальном пространстве оптическими переходами в Ge(Si)/sSi-островках [11], излучательная рекомбинация носителей заряда в островках чувствительна к кристаллическому качеству окружающей матрицы. Поэтому наличие дефектных областей в структуре может оказывать негативное влияние на люминесценцию Ge(Si)/sSi-островков. Избежать оптического возбуждения дефектных областей SiGe буфера удавалось только при использовании в качестве оптической накачки лазерного излучения ультрафиолетового диапазона, которое полностью поглощалось в

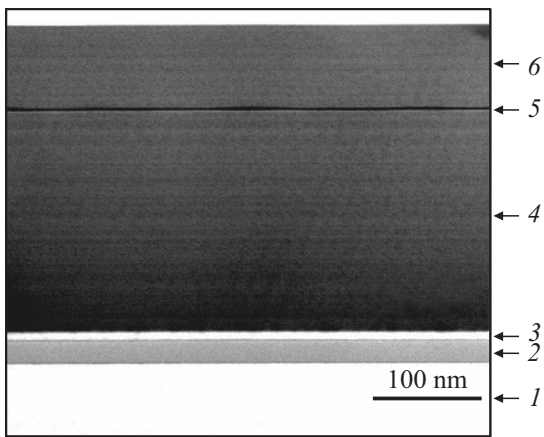


**Рис. 2.** ACM снимок тестовой структуры с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на UTBB sSOI подложке с использованием быстрого отжига при  $800^\circ\text{C}$ . Размер снимка  $3 \times 3\text{ мкм}$ . Боковые стороны снимка совпадают с направлениями типа [110].

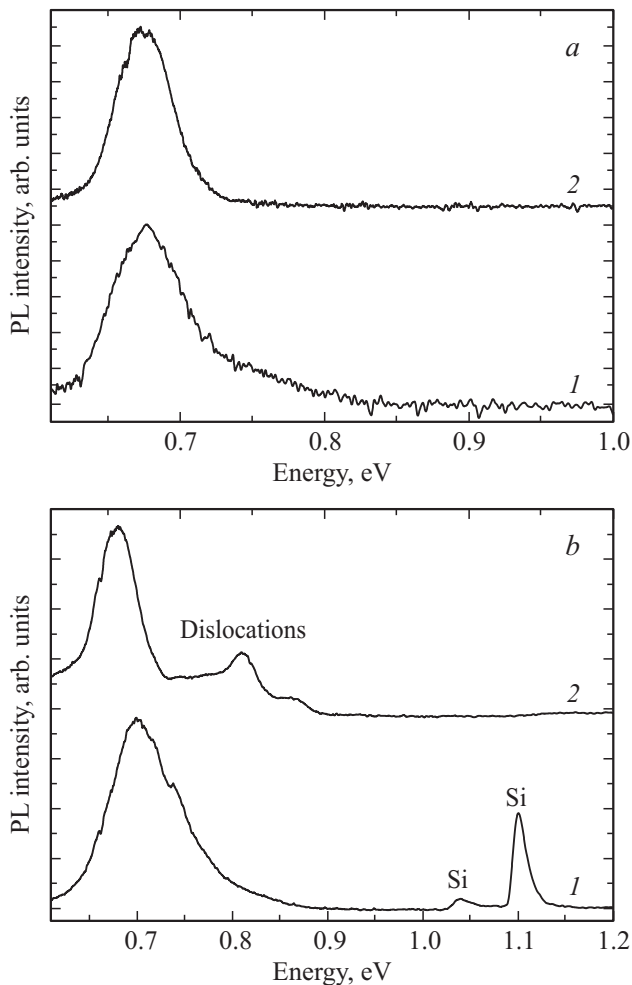
тонком приповерхностном слое структур, над Ge(Si)/sSi-островками [11,12]. Однако при этом заметное влияние на излучательные свойства структур могла оказывать поверхностная рекомбинация носителей заряда.

Так как при формировании sSOI структур, в том числе и UTBB sSOI, полностью удаляются SiGe релаксированные слои [1–3], то в sSOI структурах отсутствуют дефектные области, содержащие дислокации несоответствия. В то же время наличие деформации растяжения в верхнем sSi слое позволяет осаждать на sSOI структуры ненапряженные SiGe-слои соответствующего состава и формировать на них Ge(Si)/sSi-островки. Таким образом, формирование структур с Ge(Si)/sSi-островками на UTBB sSOI подложках позволит по интенсивности сигнала ФЛ от островков оценить кристаллическое качество полученных структур, а за счет сравнения спектров ФЛ структур, полученных на UTBB sSOI подложках и релаксированных SiGe буферах, оценить влияние дефектных областей SiGe буферов на излучательные свойства Ge(Si)/sSi-островков.

Перед проведением оптических исследований были выращены тестовые структуры с Ge(Si)/sSi-островками без покровных слоев. Тестовые структуры состояли из  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  буферного слоя с  $x = 0.2$  толщиной  $200\text{ нм}$ , напряженного (растянутого) слоя Si толщиной  $2\text{ нм}$  и массива Ge(Si)-наноостровков, которые формировались за счет осаждения 12 монослоев Ge при  $650^\circ\text{C}$ . На ACM снимке тестовой структуры наблюдается массив куполообразных островков с малым разбросом по размерам (рис. 2). Параметры (высота, латеральные размеры и поверхностная плотность) этих островков близки к параметрам Ge(Si)/sSi-островков, полученных при ана-



**Рис. 3.** ПЭМ снимок структуры с зарощенными Ge(Si)/sSi-островками, выращенной на UTBB sSOI подложке. Цифрами обозначены следующие слои: 1 — Si(001) подложка, 2 — SiO<sub>2</sub>, 3 — sSi, 4 — SiGe буферный слой, 5 — Ge(Si)/sSi-островки, 6 — покровный SiGe слой.



**Рис. 4.** Спектры ФЛ структур с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на UTBB sSOI подложке (1) и SiGe буфере (2), полученные при возбуждении HeCd ( $\lambda = 325$  нм) (a) и Nd:YAG ( $\lambda = 532$  нм) (b) лазерами при  $T = 77$  К.

логичных условиях на релаксированных SiGe/Si(001) буферах [13].

Для люминесцентных исследований на UTBB sSOI подложках были выращены структуры, в которых Ge(Si)/sSi-островки зарощивались 2 нм напряженного Si слоя и 100 нм ненапряженного Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> слоя с  $x \sim 0.2$ . Снимок поперечной структуры образца с зарощенными Ge(Si)/sSi-островками, снятый в режиме сканирующей просвечивающей электронной микроскопии, представлен на рис. 3. На ПЭМ снимке отчетливо видны (снизу вверх) Si(001) подложка, SiO<sub>2</sub> захороненный слой, sSi слой и выращенный SiGe слой с Ge(Si)/sSi-островками. Из-за малой толщины и частичного диффузионного перемешивания sSi слои над и под Ge(Si)-островками на ПЭМ снимке не видны. Необходимо отметить отсутствие на ПЭМ снимках дефектов на гетерогранице SiGe слоя с UTBB sSOI подложкой.

На рис. 4, a приведены спектры ФЛ структур с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на UTBB sSOI подложке и SiGe буфере, полученные при 77 К с использованием для возбуждения ультрафиолетового HeCd-лазера ( $\lambda = 325$  нм). Сигнал ФЛ от структур в области энергий 0.6–0.9 эВ связан с пространственно непрямой излучательной рекомбинацией дырок, заключенных в Ge(Si)-островках, и электронов, локализованных в слоях sSi над и под островками [11]. Необходимо отметить, что структура, выращенная на SiGe буфере, спектры которой представлены на рис. 4, характеризуется наибольшей интенсивностью сигнала ФЛ от Ge(Si)/sSi островков и наименьшей шириной линии ФЛ по сравнению с другими структурами, выращенными на SiGe буфере, вследствие тщательно подобранных параметров (толщины слоев sSi над и под островками и их соотношение [14]). Видно, что при одинаковых условиях измерения спектры ФЛ структур, сформированных на различных подложках, характеризуются сравнимой интенсивностью и шириной пика ФЛ Ge(Si)/sSi-островков.

Переход к более длинноволновой оптической накачке (Nd:YAG-лазер,  $\lambda = 532$  нм), сопровождающийся увеличением глубины проникновения возбуждающего излучения в структуру, позволяет выявить различия в спектрах ФЛ структур, выращенных на различных подложках (рис. 4, b). Как было показано ранее [11], при использовании Nd:YAG-лазера для возбуждения ФЛ структур с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на релаксированных SiGe буферах, помимо сигнала от Ge(Si)/sSi островков в спектрах ФЛ наблюдается сигнал в районе 0.8–0.9 эВ, связанный с дислокациями SiGe буфера (рис. 4, b). При тех же условиях измерения в структурах с Ge(Si)/sSi-островками, сформированными на UTBB sSOI подложках, линии дислокационной ФЛ не регистрируются. При этом в спектрах ФЛ появляется сигнал межзонной ФЛ (с участием одного и двух ТО фононов) от кремниевой подложки (рис. 4, b), объясняющийся, как и сигнал дислокационной ФЛ от SiGe буфера, генерацией значительной части носителей заряда в глубине структуры (в Si(001) подложке).

Суммарная толщина исследованных структур, сформированных на Si(001) пластине и SiGe буфере, не превышает 400 нм, в то время как глубина проникновения излучения Nd:YAG лазера с  $\lambda = 532$  нм в кремний составляет  $\sim 1$  мкм. В то же время поглощение ультрафиолетового излучения происходит в тонком ( $\sim 10$  нм) приповерхностном слое исследованных структур, и поэтому в спектрах ФЛ, полученных при возбуждении HeCd-лазером, не наблюдаются сигналов ФЛ, связанных с рекомбинацией носителей заряда в Si подложке и SiGe буферном слое (рис. 4, а). Результаты ФЛ исследований показали, что светоизлучающие SiGe-структуры, выращенные на UTBV sSOI подложках, имеют интенсивность сигнала ФЛ, сравнимую с интенсивностью сигнала от GeSi-структур, полученных на высококачественных релаксированных SiGe/Si(001) буферах. Это указывает на высокое кристаллическое качество структур, сформированных на UTBV sSOI подложках, подготовленных с использованием развитых в настоящей работе методик их химической и термической очистки. Использование для роста Ge(Si)/sSi-островков UTBV sSOI подложек вместо релаксированных SiGe буферов позволяет исключить из спектров ФЛ структур сигналы, связанные с дефектными областями SiGe буферов.

Были проведены сравнительные исследования температурного гашения сигнала ФЛ от Ge(Si)/sSi-островков, выращенных на различных подложках. Полученные результаты показали, что использование sSOI подложек не позволило подавить сильное температурное гашение сигнала ФЛ от островков: в структурах, выращенных на обоих типах подложек, сигнал ФЛ от островков наблюдается до температур 170–180 К. Необходимо отметить, в структурах с Ge(Si)-островками, выращенными на Si(001) подложках, сигнал ФЛ наблюдается вплоть до комнатной температуры [15]. Предполагается, что одной из причин температурного гашения сигнала ФЛ Ge(Si)/sSi-островков может быть их более сильное по сравнению с островками, выращенными на Si(001) подложках, диффузионное расплывание при заращивании. Данный факт подтверждается ПЭМ исследованиями структур на различных подложках. Диффузионное размытие островков приводит к уменьшению потенциальных ям для носителей заряда в них и, как следствие, к их слабой пространственной локализации при повышенных температурах. Предполагается, что для подавления температурного гашения сигнала ФЛ от Ge(Si)/sSi-островков необходима оптимизация условий осаждения на них покрывных слоев.

#### 4. Заключение

В работе отработана методика предростовой химической и термической очистки подложек „напряженный кремний-на-изоляторе“ с тонким (25 нм) захороненным слоем SiO<sub>2</sub>, позволяющая сохранить упругие напряжения в sSi слое и очистить поверхность от основных

загрязняющих примесей. На UTBV sSOI подложках, подготовленных по данной методике, методом МПЭ были получены структуры с Ge(Si)/sSi-островками, в спектрах ФЛ которых при 77 К наблюдается сигнал в области 0.6–0.75 эВ. Интенсивность этого сигнала сравнима с интенсивностью сигнала ФЛ от структур с Ge(Si)/sSi-островками, выращенными на SiGe/Si(001) релаксированных буферах. Использование sSOI подложек для роста SiGe-структур позволяет избавиться от сигнала дефектной люминесценции, наблюдаемого в спектрах ФЛ структур, выращенных на релаксированных SiGe буферах, что значительно облегчает исследования излучательных свойств этих структур.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 13-02-97096-р-поволжье-а, 13-02-01006-а и 13-02-12108-офи\_м) и стипендий президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (№ СП-6523.2013.5 и СП-5485.2013.5). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ИФМ РАН. Авторы выражают благодарность компании „SOITEC“ (Франция) за предоставление UTBV sSOI подложек и Н.В. Малехоновой за подготовку образцов для ПЭМ исследований.

#### Список литературы

- [1] T.A. Langdo, M.T. Currie, A. Lochtefeld, R. Hammond, J.A. Carlin, M. Erdtmann, G. Braithwaite, V.K. Yang, C.J. Vineis, H. Badawi, M.T. Bulsara. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 4256 (2003).
- [2] T.A. Langdo, M.T. Currie, Z.-Y. Cheng, J.G. Fiorenza, M. Erdtmann, G. Braithwaite, C.W. Leitz, C.J. Vineis, J.A. Carlin, A. Lochtefeld, M.T. Bulsara, I. Lauer, D.A. Antoniadis, M. Somerville. *Sol. St. Electron.*, **48**, 1357 (2004).
- [3] S.H. Christiansen, R. Singh, I. Radu, M. Reiche, U. Gosele, D. Webb, S. Bukalo, B. Dietrich. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **8**, 197 (2005).
- [4] B. Ghyselen, J.-M. Hartmann, T. Ernst, C. Aulnette, B. Osternaud, Y. Bogumilowicz, A. Abbadie, P. Besson, O. Rayssac, A. Tiberj, N. Daval, I. Cayrefourq, F. Fournel, H. Moriceau, C. Di Nardo, F. Andrieu, V. Paillard, M. Cabie, L. Vincent, E. Snoeck, F. Cristiano, A. Rocher, A. Ponchet, A. Claverie, P. Boucaud, M.-N. Semeria, D. Bensahel, N. Kernevez, C. Mazure. *Sol. St. Electron.*, **48**, 1285 (2004).
- [5] B. Pelloux-Prayer, M. Blagojevic, O. Thomas, A. Amara, A. Vladimirescu, B. Nikolic, G. Cesana, P. Flatresse. *Faible Tension Faible Consommation (FTFC)* (Paris, France, 2012) IEEE, p. 1.
- [6] J. Mazurier, O. Weber, F. Andrieu, A. Toffoli, O. Rozeau, T. Poiroux, F. Allain, P. Perreau, C. Fenouillet-Beranger, O. Thomas, M. Belleville, O. Faynot. *IEEE Trans. Electron. Dev.*, **58** (8), 2326 (2011).
- [7] [http://www.soitec.com/pdf/planar\\_fd\\_silicon\\_technology\\_competitive\\_soc\\_28nm.pdf](http://www.soitec.com/pdf/planar_fd_silicon_technology_competitive_soc_28nm.pdf).
- [8] W. Kern. *J. Electrochem. Soc.*, **137** (6), 1887 (1990).
- [9] S.H. Wolff, S. Wagner, J.C. Bean, R. Hull, J.M. Gibson. *Appl. Phys. Lett.*, **55**, 2017 (1989).
- [10] A. Ishizara, Y. Shiraki. *Electrochem. Sci. Technol.*, **133**, 666 (1986).

- [11] M.V. Shaleev, A.V. Novikov, A.N. Yablonskiy, Y.N. Drozdov, D.N. Lobanov, Z.F. Krasilnik, O.A. Kuznetsov. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 011 914 (2006).
- [12] A.V. Novikov, M.V. Shaleev, A.N. Yablonskiy, O.A. Kuznetsov, Yu.N. Drozdov, D.N. Lobanov, Z.F. Krasilnik. *Semicond. Sci. Technol.*, **22**, S29 (2007).
- [13] M.V. Shaleev, A.V. Novikov, A.N. Yablonskiy, Y.N. Drozdov, D.N. Lobanov, Z.F. Krasilnik, O.A. Kuznetsov. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 021 916 (2007).
- [14] М.В. Шалеев, А.В. Новиков, Н.А. Байдакова, А.Н. Яблонский, О.А. Кузнецов, Д.Н. Лобанов, З.Ф. Красильник. *ФТП*, **45** (2), 202 (2011).
- [15] Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, К.Е. Кудрявцев, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, М.В. Шалеев, Д.В. Шенгуров, В.Б. Шмагин, А.Н. Яблонский. *ФТП*, **42** (3), 291 (2008).

*Редактор А.Н. Смирнов*

### **Growth of SiGe light-emitting heterostructures on ultra-thin body and BOX sSOI substrates**

*N.A. Baidakova<sup>\*+</sup>, A.I. Bobrov<sup>+</sup>, M.N. Drozdov<sup>\*+</sup>,  
A.V. Novikov<sup>\*+</sup>, D.A. Pavlov<sup>+</sup>, M.V. Shaleev<sup>\*</sup>,  
P.A. Yunin<sup>\*</sup>, D.V. Yurasov<sup>\*+</sup>, Z.F. Krasilnik<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** The possibility of usage of the ultra-thin body and BOX sSOI (BOX only 25 nm thick) for growth of SiGe light-emitting structures is investigated. It was obtained, that such substrates possess much smaller thermal stability as compared with the conventional sSOI wafers with thick (hundreds of nm) BOX layer. Methods of chemical and thermal treatment of investigated UTBB sSOI samples which keep the elastic strains in thin sSi layer and also ensure the cleaning of the sample surface from contamination are developed. The ability of successful molecular beam epitaxy growth of SiGe light-emitting structures on such substrates with high crystalline quality was demonstrated.