

Условия выращивания высококачественных релаксированных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с повышенным содержанием германия методом газофазного разложения моногермана на сублимирующей „горячей проволоке“ из Si

© В.Г. Шенгуров⁺, В.Ю. Чалков⁺, С.А. Денисов⁺, С.А. Матвеев^{*}, А.В. Нежданов^{*}, А.И. Машин^{*}, Д.О. Филатов⁺, М.В. Степихова^{*‡}, З.Ф. Красильник^{*‡}

⁺ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

^{*} Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

[‡] Институт физики микроструктур Российской академии наук, 607680 Нижегородская обл., Россия

E-mail: matveevsa.sou@gmail.com

(Получена 25 февраля 2016 г. Принята к печати 10 марта 2016 г.)

Рассмотрены условия эпитаксиального выращивания высококачественных релаксированных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ комбинированным методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазного разложения моногермана на „горячей проволоке“. Предложенная комбинированная методика роста позволяет выращивать слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ толщиной до 2 мкм и более. При пониженных температурах роста ($T_S \approx 325\text{--}350^\circ\text{C}$) используемая методика позволяет выращивать слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с малой шероховатостью поверхности ($\text{rms} \approx 2\text{ нм}$) и низкой плотностью прорастающих дислокаций. Интенсивность фотолюминесценции слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$ значительно (более чем в 5 раз) превосходит интенсивность фотолюминесценции в слоях, полученных при стандартных условиях роста ($T_S \approx 500^\circ\text{C}$), для которых значение внешней квантовой эффективности оценивается величиной $\sim 0.4\%$.

1. Введение

Интерес к гетероструктурам на основе твердых растворов замещения кремния–германия ($\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) и проблемам эпитаксиального роста слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ обусловлен прежде всего возможностями зонной инженерии гетерослоев и перспективами создания на их основе новых приборов и устройств кремниевой микро- и СВЧ электроники [1]. Слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ совместимы с существующими технологиями СБИС и представляют значительный интерес с точки зрения возможностей улучшения их характеристик [2].

Немаловажную роль здесь играет и возможность использования слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в схемах оптоэлектроники, в частности для детектирования и модуляции сигнала [3,4], рассматриваются возможности создания на их основе источников излучения [5,6]. Структуры $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}(100)$ обладают волноводными свойствами и могут быть использованы в схемах оптических межсоединений [7]. В данном случае степень локализации излучения в волноведущем слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ зависит от толщины слоя и содержания германия в нем. Значения фактора оптического ограничения, близкие к 1, достигаются при значительных толщинах слоя ($> 400\text{ нм}$) и высоком содержании германия ($> 20\%$) [8]. В таких планарных волноводах, легированных примесью эрбия, наблюдается инверсная населенность энергетических уровней редкоземельной примеси [9], что является предпосылкой для создания лазера.

Как правило, для роста слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ используются методики молекулярно-лучевой (MBE) и газофазной эпитаксии (ultra-high-vacuum CVD), где температура осаждения превышает 500°C (см., например, [10]). Основными проблемами, связанными с ростом слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при повышенных температурах, являются: наличие рассогласования решеток слоев Si и $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, индуцированное напряжением огрубление поверхности гетерослоя, поверхностная сегрегация Ge и ограничение толщины напряженного слоя вследствие его релаксации, сопровождающейся генерацией дислокаций несоответствия. Возможное решение этих проблем связывают со снижением температуры эпитаксиального роста. Известно, что в слоях с низкой концентрацией Ge ($x \leq 0.3$), выращенных при более низких температурах ($< 500^\circ\text{C}$, в зависимости от x), сжимающее латеральное напряжение снимается в процессе релаксации, протекающей посредством пластической деформации гетерослоя в результате формирования в слое протяженных дислокаций.

С другой стороны, как показывают результаты наших исследований, перспективным для роста эпитаксиальных слоев Si является метод сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии. Известно [11], что для получения атомарных потоков кремния можно использовать его сублимацию, возникающую при нагреве пластин Si до температуры, близкой к температуре плавления. Это позволяет выращивать совершенные по структуре

слои при достаточно низких температурах ($\sim 500^\circ\text{C}$) в широком интервале скоростей [12–14]. Сублимацией источника, вырезанного из легированного заданной примесью слитка монокристалла Si, можно выращивать и легированные слои. Поскольку такой сублимирующий источник, вырезанный в виде прямоугольного или круглого бруска, нагревают до температуры $\sim 1380^\circ\text{C}$ пропусканием тока, он может быть использован и в качестве источника, на котором будет происходить разложение моногермана (GeH_4) для создания потока Ge, осаждаемого на подложку, как это происходит в методе газофазной эпитаксии с „горячей проволокой“ (hot wire CVD, HW CVD). Конструктивно такой источник аналогичен „горячей проволоке“. В этой связи представляет интерес изучение возможностей такого комбинированного метода роста, сочетающего в себе элементы сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазного разложения на „горячей проволоке“ для выращивания слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, в частности при более низких температурах.

Целью данной работы являлось исследование условий эпитаксиального роста высокоэффективных релаксированных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ предлагаемым комбинированным методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазного разложения на „горячей проволоке“. В работе рассмотрено влияние температуры роста в низкотемпературном интервале от 275 до 480°C на структурные параметры и люминесцентные свойства гетероструктур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$.

2. Методика эксперимента

Рост гетероэпитаксиальных структур $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$ осуществлялся в вакуумной установке с базовым давлением $\sim 1 \cdot 10^{-8}$ Торр по методике, близкой к описанной в работе [15]. Атомарные потоки Si и Er в данном случае создавались сублимацией кремниевого источника, вырезанного в виде бруска из слитка кремния, легированного эрбием. Молекулярные потоки Ge и других германийсодержащих радикалов формировались при разложении моногермана, напускаемого в камеру роста, на нагретом до высокой температуры ($\sim 1330^\circ\text{C}$) источнике кремния, расположенном на расстоянии ~ 3 см от подложки. Подложкой служили пластины Si(100) марки КЭФ-4.5 размерами $75 \times 10 \times 0.47$ мм. Нагрев подложек осуществлялся пропусканием тока.

После высокотемпературного отжига подложки при температуре $T_S \approx 1250^\circ\text{C}$ в течение 10 мин на ней выращивались структуры, включающие в себя: буферный слой Si толщиной ~ 100 нм, слой твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$ толщиной d 1–2 мкм, осаждаемый при температурах $T_S = 275$ – 480°C , и покровный слой Si толщиной 50–100 нм. Буферный и покровный слои выращивались при температурах 1000 и 500°C соответственно.

Параметры роста слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, данные РД и КРС

Номер образца	$T_S, ^\circ\text{C}$	d, nm	РД		КРС	
			$x, \%$	$R, \%$	$x, \%$	$R, \%$
10-627	275	1480	16.6	88	—	—
10-631	325	1530	17.6	100	16.2	59
10-629	350	1800	32.8	96	32	82.4
10-630	400	1410	38.2	93	39.5	99.9
10-624	480	1680	31.6	97	33.7	92.6

Полученные структуры исследовались методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) на измерительных комплексах Solver Pro-M и Integra Spectra (NT-MDT, Россия) соответственно. Морфология поверхности образцов исследовалась методом атомно-силовой микроскопии в контактном режиме с использованием зондов марки HA-C (NT-MDT, Россия). Исследования спектров комбинационного рассеяния света проводились в схеме на отражение. Для возбуждения использовался полупроводниковый лазер с длиной волны излучения 473 нм. Излучение возбуждающего лазера фокусировалось объективом 100x с числовой апертурой $\text{NA} = 0.95$. Мощность несфокусированного лазерного луча измерялась кремниевым фотодетектором 11PD100-Si (Standa Ltd) и могла варьироваться в диапазоне от 0.01 до 5 мВт, где с этой целью использовался фильтр переменной оптической плотности. Все приводимые в работе спектры КРС были получены при комнатной температуре. Исследования проводились в диапазоне волновых чисел 150 – 1000 см^{-1} .

С целью контроля состава выращенных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, их толщины и степени релаксации полученные структуры исследовались методом рентгеновской дифракции (РД). Измерения проводились на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Discover. Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), позволяющие выявлять структурные особенности и дефекты гетерослоя, проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100F компании JEOL. Измерения проводились при ускоряющем напряжении 200 кэВ. Подготовка поперечного среза образцов выполнялась по стандартной технологии на оборудовании компании Gatan.

Люминесцентные исследования гетероструктур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}$ с высоким спектральным разрешением проводились на фурье-спектрометре BOMEM DA3 (разрешение до 0.1 см^{-1}). В качестве источника возбуждения в этой серии измерений использовался Nd : YAG-лазер, излучающий на длине волны 532 нм. Интенсивность возбуждающего лазера составляла 200 мВт, лазерный луч фокусировался на образце в пятно диаметром ~ 1 мм. Сигнал фотолюминесценции (ФЛ) регистрировался Ge-фотодетектором модели Edinburgh Instruments EO-817A, измерения проводились при температуре 77 K .

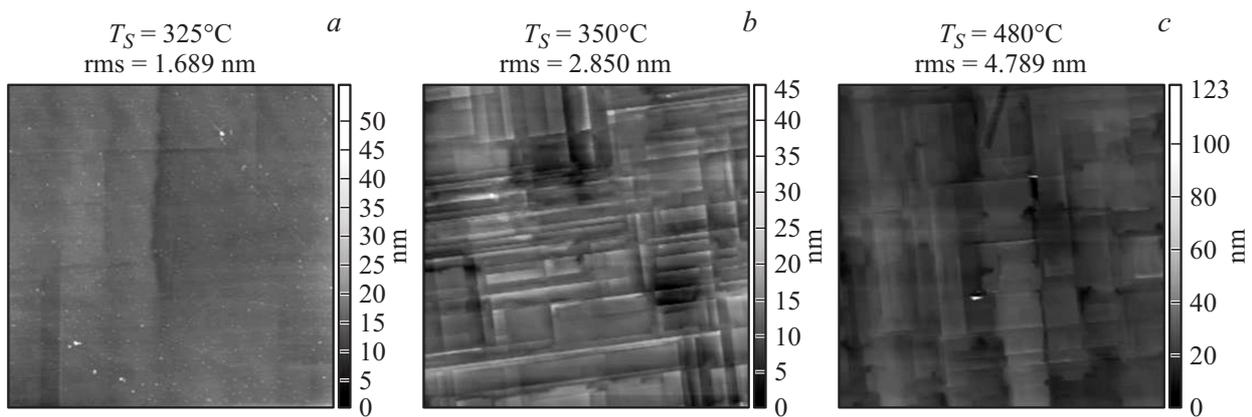


Рис. 1. АСМ-снимки поверхности структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных при температурах подложки $T_S = 325, 350$ и 480°C . Параметр rms приведен по данным анализа АСМ-сканов.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Как показали результаты проведенных исследований, все эпитаксиальные слои, выращенные в указанном диапазоне температур, имели структуру монокристалла. Исключение составляли слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенные без нагрева подложки пропусканием тока (подложка нагревалась лишь излучением от источника Si), они имели структуру поликристалла. Температура подложки в данном случае составляла $T_S \approx 250^\circ\text{C}$.

В таблице приведены значения температуры подложки, при которых проводился рост гетерослоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$, а также данные РД и КРС выращенных гетероструктур.

Известно, что на морфологию и шероховатость поверхности эпитаксиального слоя влияет несоответствие параметров кристаллических решеток выращиваемых слоев, создаваемые вследствие этого упругие напряжения и проникающие дислокации. АСМ-снимки (сканы 10×10 мкм) поверхности образцов $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}$, выращенных при температурах 325, 350 и 480°C , приведены на рис. 1. Как видно из рисунка, выбранный диапазон температур позволяет выращивать слои с достаточно низкой шероховатостью поверхности (параметр rms — среднеквадратичная шероховатость — варьируется от 1.7 до 4.8 нм по мере увеличения температуры роста). Видно, что низкотемпературный интервал $T_S = 325\text{--}350^\circ\text{C}$ характеризуется формированием гладкой поверхности, шероховатость которой составляет ~ 2 нм, и упорядоченной „cross-hatch“ на поверхности эпитаксиального слоя.

На рис. 2 приведены спектры комбинационного рассеяния света полученных гетероструктур. Отметим, что в исследованной серии гетероструктур все образцы содержали покровный слой кремния толщиной ~ 100 нм. Как видно из приводимых данных, наличие покровного слоя не препятствует получению информации о слое

твердого раствора $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$. В спектрах КРС исследованных структур (за исключением образца, выращенного при температуре подложки $T_S = 275^\circ\text{C}$) наблюдаются четыре хорошо выраженных максимума, соответствующих откликам исследуемого гетерослоя $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ и покровного слоя Si. Наличие покровного слоя приводит к появлению в спектрах КРС пика в районе 517 см^{-1} . Остальные максимумы обусловлены рассеянием на колебательных модах связей Si–Si ($\sim 502\text{ см}^{-1}$), Si–Ge ($\sim 405\text{ см}^{-1}$) и Ge–Ge ($\sim 290\text{ см}^{-1}$) в слое $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ [16,17]. Исходя из точных значений положения указанных пиков можно оценить долю Ge (x) и величину относительной упругой деформации (ϵ) в материале гетерослоя. Связь спектрального положения указанных пиков с параметрами x и ϵ слоя подробно изучена теоретически [16] и экспериментально [17].

Для оценки параметров гетерослоя использовалась модель, описанная в работе [18], согласно которой связь

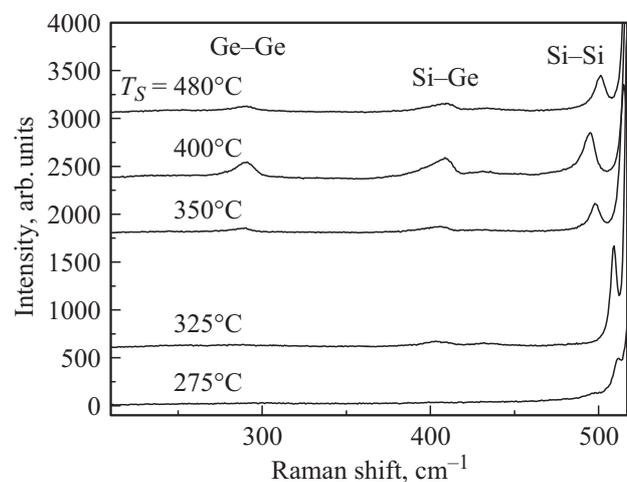


Рис. 2. Спектры комбинационного рассеяния света гетероструктур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных при температурах подложки $T_S = 275\text{--}480^\circ\text{C}$.

между положениями максимумов линий колебательных мод Si–Si и Si–Ge может быть задана линейными соотношениями:

$$x = \frac{(\omega_{SG} - 400.5) - 0.6928(\omega_{SS} - 520)}{64.84},$$

$$\varepsilon(\text{SiGe}) = \frac{520 - \omega_{SS} - 70.5x}{830},$$

где ω_{SS} и ω_{SG} — положения максимумов линий колебательных мод Si–Si и Si–Ge соответственно.

Приводимые соотношения позволяют обрабатывать данные, полученные для образцов с содержанием Ge от 0 до 0.5 и степенью релаксации слоя от 20 до 100%. Степень релаксации гетерослоя определялась из выражения

$$R = \left(1 - \frac{\varepsilon_{\text{exp}}}{\varepsilon_{\text{max}}}\right) \cdot 100\%,$$

где $\varepsilon_{\text{max}} = -0.042x$, $\varepsilon_{\text{exp}} = \varepsilon(\text{SiGe})$ — величина относительной упругой деформации, определяемая в эксперименте.

Результаты анализа спектров КРС исследованных структур приведены в таблице. Как видно из таблицы, полученные данные хорошо согласуются с результатами исследований, полученными методом рентгеновской дифракции (параметры R в этих методах отражает степень релаксации гетерослоя).

Как показывают результаты совместного анализа структур методами КРС и рентгеновской дифракции, развитая комбинированная методика роста позволяет выращивать гетероструктуры $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$ с толщиной гетерослоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$ до 2 мкм с содержанием германия до 40%. При таких толщинах и содержании германия степень релаксации гетерослоя достигает 100%.

Интересно здесь оценить степень дефектности гетерослоя. Количество дислокаций в каждом слое относительно других образцов можно оценить по пику Si–Si в спектрах комбинационного рассеяния [19,20]. Протяженные дислокации и дефекты приводят к смещению и значительному уширению пика колебательных мод связей Si–Si в спектрах комбинационного рассеяния света. Как видно из рис. 2, в слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенных при $T_S = 325^\circ\text{C}$, наблюдается минимальная плотность дефектов.

Этот результат подтверждается данными просвечивающей электронной микроскопии. На рис. 3 приведен ПЭМ-снимок поперечного сечения гетероструктуры, выращенной при $T_S = 325^\circ\text{C}$. Видно, что дислокационные линии начинаются на границе гетерослоя с подложкой Si, загибаются и распространяются вдоль этой гетерограницы, не прорастая в эпитаксиальный слой $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Более того, данный снимок показывает, что поверхность гетерослоя гладкая. Последнее хорошо согласуется с данными АСМ.

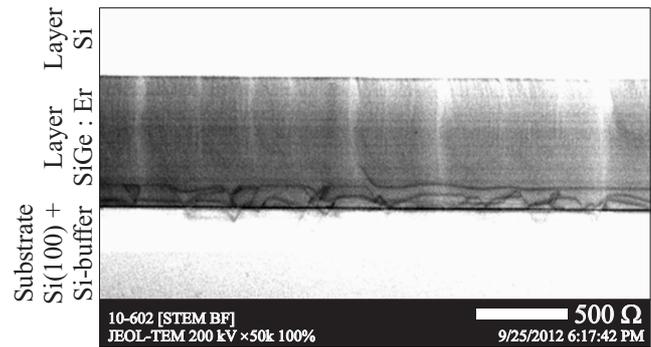


Рис. 3. ПЭМ-снимок гетероструктуры $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенной при температуре $T_S = 325^\circ\text{C}$.

По данным исследований структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$ методом двухкристалльной РД, ширина рентгеновского пика на половине максимума кривой качания ($\Delta\omega_{1/2}$) не превышает 10 угл. мин.

Результаты люминесцентных исследований структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных при температурах $T_S = 275\text{--}480^\circ\text{C}$, приведены на рис. 4, *a, b*. Спектры фотолюминесценции в выделенном диапазоне длин волн показаны на рис. 4, *a*. В выращенных структурах наблюдался лишь люминесцентный отклик, связываемый с примесью эрбия, в то время как сигналы ФЛ экситонной природы и так называемые линии „дислокационной“ люминесценции [21] фактически не детектировались. Как видно из рисунков, максимальный сигнал ФЛ наблюдался в структуре, выращенной при $T_S = 350^\circ\text{C}$. В спектре ФЛ этой структуры (рис. 4, *a*) наблюдается тонкая структура линий, соответствующих внутриатомным переходам иона Er^{3+} . Следует отметить, что в спектрах ФЛ всех структур можно выделить отклик, связываемый с оптически активными центрами иона Er^{3+} , а именно с центрами $\text{Er}\text{--}\text{Ge}1$ и $\text{Er}\text{--}\text{Ge}2$, наблюдаемыми в слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$ с повышенным содержанием германия [22]. На рис. 4, *a* положение линий ФЛ центров $\text{Er}\text{--}\text{Ge}1$ и $\text{Er}\text{--}\text{Ge}2$ показано сплошными и штриховыми стрелками соответственно. Высокая интенсивность сигнала и тонкая структура линий ФЛ свидетельствуют об эффективности процесса встраивания примеси Er в растущий слой, высоком уровне оптически активной примеси и высоком структурном совершенстве гетерослоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}$. Отметим, что с повышением температуры роста ($T_S = 400\text{--}480^\circ\text{C}$) наблюдается падение интенсивности сигнала и значительное уширение линий в спектрах ФЛ, что говорит о структурных изменениях гетерослоя. Изменение ширины линии ФЛ непосредственно связано с изменением кристаллического поля в ближайшем окружении редкоземельного иона. О структурных изменениях свидетельствуют в том числе и данные АСМ, приведенные выше.

В работе проводилось сравнение интенсивностей сигнала ФЛ структуры $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенной

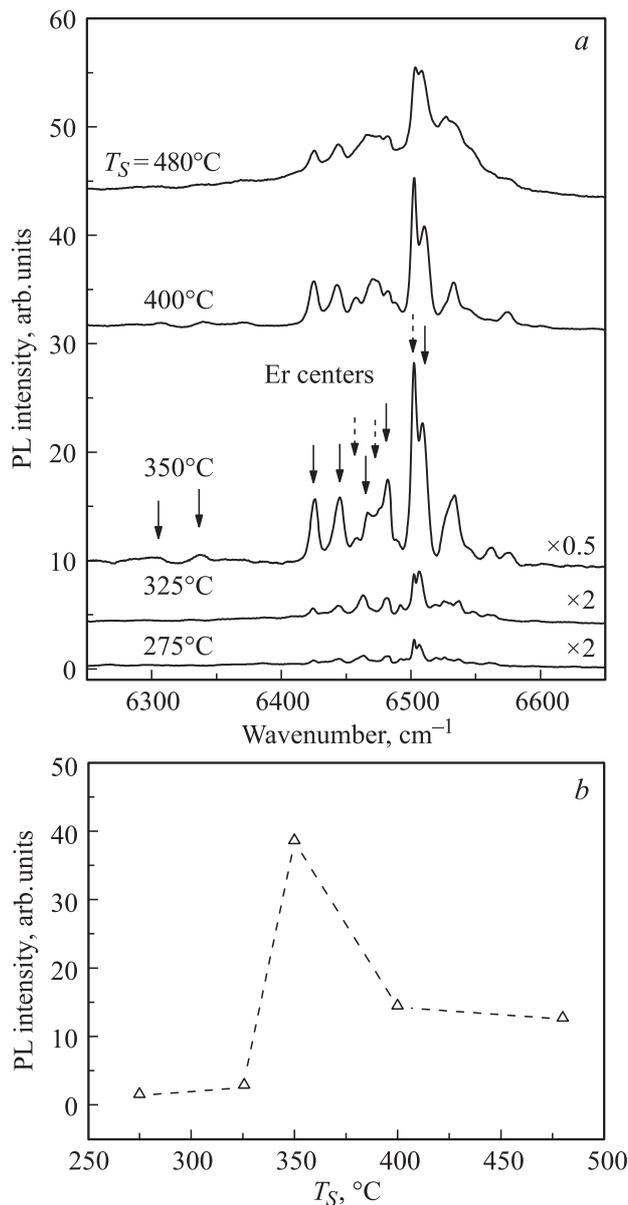


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции (PL) гетероструктур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных в интервале температур $T_S = 325\text{--}350^\circ\text{C}$ (a), и зависимости интенсивности сигнала фотолуминесценции от температуры их роста (b). a: стрелками показаны линии, соответствующие идентифицированным центрам иона Er^{3+} , приведены нормировочные множители спектров.

комбинированным методом при $T_S = 350^\circ\text{C}$, и структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных в стандартных условиях при $T_S = 500^\circ\text{C}$, для которых значение внешней квантовой эффективности ФЛ оценивается величиной $\sim 0.4\%$ [9]. Как показали результаты исследований, при идентичных условиях измерений и близких параметрах гетерослоя (содержании германия и толщине) интенсивность сигнала ФЛ структуры, выращенной комбинированным методом при пониженных температурах,

более чем в 5 раз превышает интенсивность сигнала ФЛ структур, выращенных в стандартных условиях.

Очевидно, причиной значительного повышения люминесцентной эффективности структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x : \text{Er}/\text{Si}(100)$, выращенных при пониженных температурах, являются наблюдаемые изменения в процессах релаксации гетерослоя, в частности снижение плотности прорастающих дислокаций. Механизм снижения плотности прорастающих дислокаций еще не до конца изучен. Можно предположить, что изменение кристаллического качества слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в зависимости от температуры роста связано с наличием атомов водорода на поверхности роста слоя. Сублимирующий кремниевый источник, нагретый до высокой температуры и расположенный вблизи подложки, можно рассматривать как „горячую проволоку“ в методе HW CVD. Вероятно, на нем происходит эффективное разложение газофазного химического продукта (моногермана) на германийсодержащие радикалы и атомарный водород, которые попадают на подложку. Сообщалось [23], что покрытие растущего слоя поверхностным водородом облегчает рост слоя. Наличие на поверхности роста дополнительных атомов водорода при $T_S < 400^\circ\text{C}$ приводит к высокой подвижности адсорбированных радикалов, что обеспечивает высокое кристаллическое качество слоев. При более высоких температурах роста преобладающую роль начинает играть термическая десорбция атомов водорода, что, в свою очередь, снижает степень покрытия водородом поверхности роста и приводит к уменьшению подвижности радикалов на ростовой поверхности, им становится труднее достичь оптимального энергетического состояния. Следствием этого должно являться ухудшение кристаллических свойств слоя.

4. Заключение

Таким образом, в работе показана возможность выращивания комбинированным методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии и газофазного разложения моногермана на „горячей проволоке“ гетероструктур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}(100)$ с толщиной гетерослоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ до 2 мкм и содержанием германия в нем до 40%. Исследованы структурные особенности и люминесцентные свойства гетероструктур, выращенных в диапазоне температур от 275 до 500°C. Показано, что использование низкотемпературных режимов роста ($T_S \approx 325\text{--}350^\circ\text{C}$) позволяет выращивать слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с малой шероховатостью поверхности ($\text{rms} \approx 2\text{ нм}$) и низкой плотностью прорастающих дислокаций. Максимальная интенсивность сигнала ФЛ наблюдалась в структурах, выращенных при $T_S \approx 350^\circ\text{C}$. Сигнал ФЛ этих структур более чем в 5 раз превышал сигнал ФЛ структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}(100)$, выращенных в стандартных условиях и характеризуемых внешней квантовой эффективностью ФЛ $\sim 0.4\%$.

Авторы выражают благодарность Д.А. Павлову и А.И. Боброву за помощь в проведении исследований структур методом просвечивающей электронной микроскопии. В рамках исследований было использовано оборудование ЦКП „Физика и технология микро- и наноструктур“.

Работа выполнялась в рамках госзадания (задание № 2014/134, проекты 3423, 1958) Министерства образования и науки России, а также поддержана грантами Президента РФ (МК-7021.2015.2) и МОН РФ (соглашение от 27 августа 2013 г. № 02.В.49.21.0003 между МОН РФ и ННГУ).

Список литературы

- [1] L. Yang, J.R. Watling, R.C.W. Wilkins, M. Boriçi, J.R. Barker, A. Asenov, S. Roy. *Semicond. Sci. Technol.*, **19**, 1174 (2004).
- [2] M.L. Lee, E.A. Fitzgerald, M.T. Bulsara, M.T. Currie, A. Lochtefeld. *J. Appl. Phys.*, **97**, 011 101 (2005).
- [3] J. Wang, S. Lee. *Sensors*, **11**, 696 (2011).
- [4] P. Chaisakul, D. Marris-Morini, M.-S. Rouifed, J. Frigerio, D. Chrastina, J.-R. Coudevyille, X. Le Roux, S. Edmond, G. Isella, L. Vivien. *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **15**, 014 601 (2014).
- [5] C. Chen, C. Li, S. Huang, Y. Zheng, H. Lai, S. Chen. *Int. J. Photoenergy*, **2012**, 768 605 (2012).
- [6] Z. Fang, C.Z. Zhao. *ISRN Optics*, **2012**, 428 690 (2012).
- [7] S. Cho, J. Park, H. Kim, R. Sinclair, B.-G. Park, J.S. Harris, jr. *Photon. Nanostruct. Fundam. Appl.*, **12**, 54 (2014).
- [8] M.V. Stepihova, L.V. Krasil'nikova, Z.F. Krasil'nik, V.G. Shengurov, V.Yu. Chalkov, S.P. Svetlov, D.M. Zhigunov, V.Yu. Timoshenko, O.A. Shalygina, P.A. Kashkarov. *J. Cryst. Growth*, **288**, 65 (2006).
- [9] M.V. Stepihova, L.V. Krasil'nikova, Z.F. Krasil'nik, V.G. Shengurov, V.Yu. Chalkov, D.M. Zhigunov, O.A. Shalygina, V.Yu. Timoshenko. *Optical Mater.*, **28**, 893 (2006).
- [10] D.J. Paul. *Semicond. Sci. Technol.*, **19**, R75 (2004).
- [11] А.Н. Несмеянов. *Давление паров химических элементов* (М., АН СССР, 1961).
- [12] В.А. Толмасов, Л.Н. Абросимова, Г.Н. Горшенин. *Кристаллография*, **15**, 1233 (1970).
- [13] В.П. Кузнецов, В.А. Толмасов, А.В. Туманова. *Кристаллография*, **24**, 1028 (1979).
- [14] В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Д.В. Шенгуров, С.А. Денисов. *ФТП*, **40**, 188 (2006).
- [15] В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Б.А. Андреев, З.Ф. Красильник, Б.Я. Бэр, Ю.Н. Дроздов, А.Н. Яблонский. *ФТП*, **36**, 662 (2002).
- [16] P.Y. Yu, M. Cardona. *Fundamentals of Semiconductors: Physics and Materials Properties* (Berlin–Heidelberg, Springer, 2005).
- [17] D.J. Lockwood, J.M. Baribeau. *Phys. Rev. B*, **45**, 8565 (1992).
- [18] T.S. Perova, J. Wasyluk, K. Lyutovich, E. Kasper, M. Oehme, K. Rode, A. Waldron. *J. Appl. Phys.*, **109**, 033 502 (2011).
- [19] J. Takahashi, T. Makino. *J. Appl. Phys.*, **63**, 87 (1988).
- [20] D.J. Olego, H. Baumgart, C.K. Celler. *Appl. Phys. Lett.*, **52**, 483 (1988).
- [21] Kai Shum, P.M. Mooney, J.O. Chu. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 1074 (1997).
- [22] Л.В. Красильникова, М.В. Степихова, Н.А. Байдакова, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров. *ФТП*, **43**, 909 (2009).
- [23] A. Matsuda. *J. Non-Cryst. Sol.*, **59/60**, 767 (1983).

Редактор Л.В. Шаронова

Growth conditions of high-quality relaxed $Si_{1-x}Ge_x$ layers with high content of germanium by chemical vapor deposition monogermane sublimated on Si „hot wire“

V.G. Shengurov⁺, V.Yu. Chalkov⁺, S.A. Denisov⁺, S.A. Matveev*, A.V. Nezhdanov*, A.I. Mashin*, D.O. Filatov⁺, M.V. Stepihova*[‡], Z.F. Krasilnik*[‡]

⁺ Physico-Technical Research Institute of Lobachevsky State University, 603950 Nizhniy Novgorod, Russia

* Lobachevsky State University, 603950 Nizhniy Novgorod, Russia

[‡] Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The paper discusses the conditions of epitaxial growth of high-quality relaxed $Si_{1-x}Ge_x$ layers by combined method of sublimation molecular-beam epitaxy and „hot wire“ chemical vapor deposition of monogermane. The proposed combined method allows to grow $Si_{1-x}Ge_x$ layers with thickness of $2\mu\text{m}$ and above. At lower growth temperatures ($T_S \approx 325\text{--}350^\circ\text{C}$) used technique allows to grow $Si_{1-x}Ge_x$ layers with low surface roughness ($\text{rms} \approx 2\text{nm}$) and low density of threading dislocations. The photoluminescence intensity of $Si_{1-x}Ge_x$:Er layers is significantly (more than 5 times) exceeds the photoluminescence intensity of the layers obtained with standard growth conditions ($T_S \approx 500^\circ\text{C}$), for which the value of the external quantum efficiency is estimated as $\sim 0.4\%$.