

Фотолюминесценция нанокластеров GeSi/Si, формирующихся в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии в среде германа

© Д.О. Филатов[¶], М.В. Круглова, М.А. Исаков, С.В. Сипрова, М.О. Марычев, В.Г. Шенгуров⁺, В.Ю. Чалков⁺, С.А. Денисов⁺

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

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

(Получена 18 декабря 2007 г. Принята к печати 29 декабря 2007 г.)

Исследованы зависимости морфологии и спектров фотолюминесценции гетероструктур GeSi/Si(001) с нанокластерами, формирующимися в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии в среде GeH₄, от условий роста. Установлено, что зарождение кластеров происходит по механизму Странски–Крастанова, однако при дальнейшем росте существенное влияние на их морфологию оказывают процессы коалесценции. Наблюдалось удвоение линий фотолюминесценции в нанокластерах, связанное с излучательной рекомбинацией в объеме кластеров, а также голубое смещение линий с увеличением времени роста, связанное с диффузией Si из подложки в объем кластеров. Определены условия получения однородных массивов нанокластеров, излучающих при комнатной температуре.

PACS: 61.46.Bc, 61.46.Hk, 68.55.Jk, 78.66.Db, 78.67.Bf, 81.15.Ni

1. Введение

В последнее десятилетие все большее внимание привлекает проблема кремниевой оптоэлектроники, т.е. проблема создания интегральных оптоэлектронных устройств на базе традиционной кремниевой технологии [1]. Перспективным направлением развития кремниевой оптоэлектроники считаются гетероструктуры с самоформирующимися нанокластерами GeSi/Si [2]. Благодаря эффекту размерного квантования в нанокластерах в таких структурах ожидалось большее повышение эффективности излучательной рекомбинации по сравнению с безызлучательной [3]. В последнее время, однако, все большее внимание уделяется исследованиям фотоэлектрических свойств гетероструктур GeSi/Si, в частности *p-i-n*-диодов с массивами самоформирующихся нанокластеров в *i*-области [4,5], в связи с проблемой расширения спектрального диапазона фотодетекторов на базе Si в инфракрасную область.

Обычно самоформирующиеся нанокластеры GeSi/Si получают методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [6]. В данной работе исследовалась зависимость морфологии и спектров фотолюминесценции (ФЛ) гетероструктур GeSi/Si(001) с самоформирующимися нанокластерами, выращенных методом сублимационной МЛЭ (СМЛЭ) в среде GeH₄ [7], от условий роста. В этом методе слои Si осаждаются из сублимационного источника, а для осаждения Ge в ростовую камеру напускается GeH₄, который разлагается на поверхности нагретой подложки. Ранее была показана возможность получения данным методом структур для кремниевой

оптоэлектроники, в частности *p-i-n*-диодов с нанокластерами GeSi в *i*-области [8]. Однако если закономерности роста нанокластеров GeSi/Si в процессе МЛЭ хорошо изучены [2,6], то особенности их роста в процессе СМЛЭ в среде GeH₄ исследованы недостаточно, что препятствует широкому практическому применению данного метода.

2. Методика эксперимента

Гетероструктуры GeSi/Si(001) с самоформирующимися нанокластерами выращивались в установке для СМЛЭ в среде GeH₄.¹ Рабочее давление в ростовой камере составляло $\sim 10^{-8}$ Торр. Источником Si служил стержень из монокристаллического *p*-Si с удельным сопротивлением 15 Ом·см. Подложка и источник нагревались пропусканием постоянного тока. Перед осаждением буферного слоя Si подложка отжигалась в течение 10 мин при 1200°C. Осаждение буферного слоя толщиной ~ 400 нм производилось при 1000°C, затем сублимационный источник Si отключался и в ростовую камеру напускался GeH₄ в смеси с водородом. Перед этим температура подложки уменьшалась до $T_g = 700\text{--}800^\circ\text{C}$. Парциальное давление GeH₄ в ростовой камере варьировалось в пределах $p_g = 5 \cdot 10^{-4}\text{--}1.3 \cdot 10^{-3}$ Торр, время роста составляло $t_g = 0.25\text{--}5.0$ мин. Количество осажденного Ge (номинальная толщина осажденного слоя d_{Ge}) определялось методом обратного резерфордского рассеяния (ОРР). Буферные слои Si имели

¹ Установка создана в Научно-исследовательском физико-техническом институте Нижегородского государственного университета.

[¶] E-mail: filatov@phys.unn.ru

p -тип проводимости с концентрацией дырок, по данным электрохимического вольт-фарадного профилирования, $(1-3) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$.

Для исследования связи параметров ростового процесса, морфологии кластеров и спектров ФЛ выращивались две серии образцов: одна на подложках КДБ-0.002 с поверхностными кластерами для исследования морфологии методом атомно-силовой микроскопии (АСМ); вторая — на подложках КДБ-12 с кластерами, выращенными в тех же условиях, зарощёнными покровным слоем Si толщиной $\sim 40 \text{ нм}$, для исследования ФЛ.

Морфологические исследования нанокластеров проводились с помощью атомно-силового микроскопа NT-MDT Solver Pro в контактном режиме. Исилюзовались Si-кантилеверы NT-MDT NSG-11 с радиусом закругления острия $R < 10 \text{ нм}$.

Нанокластеры характеризовались следующими морфологическими параметрами: средняя высота кластеров $\langle h \rangle$, средний латеральный размер $\langle D \rangle$, поверхностная плотность кластеров N_s .

Измерения спектров ФЛ проводились при помощи решеточного монохроматора Acton SP-150. Возбуждение ФЛ осуществлялось Ar^+ -лазером непрерывного излучения (длина волны 514 нм, мощность 1.4 Вт). Регистрация ФЛ осуществлялась охлаждаемым фотодиодом InGaAs/InP Acton ID441C на модулированном сигнале с помощью синхронного детектора. Для измерения температурной зависимости ФЛ в диапазоне температур $T = 9-300 \text{ К}$ использовался гелиевый криостат замкнутого цикла Janis CCS-150.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведены АСМ-изображения структур со слоем Ge различной толщины на поверхности буферного слоя Si, выращенных при $p_g = 9 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}$. Образование кластеров происходит по механизму Странски–Крастанова. При $t_g = 0.25 \text{ мин}$ на поверхности образуется двумерный слой Ge (рис. 1, *a*), но его толщина 4 монослоя ($d_{\text{Ge}} = 4 \text{ МС}$) не достигает критической толщины (так называется толщина смачивающего слоя d_{WL} , при которой происходит срыв двумерного роста и начинается образование кластеров). При выращивании гетероструктур с нанокластерами Ge/Si(001) методом МЛЭ $d_{\text{WL}} \approx 5 \text{ МС}$ ($\sim 0.75 \text{ нм}$) при $T_g = 500^\circ \text{C}$ и уменьшается до $d_{\text{WL}} \approx 3 \text{ МС}$ при $T_g = 800^\circ \text{C}$ [2,6]. При $t_g = 0.5 \text{ мин}$ ($d_{\text{Ge}} = 4.8 \text{ МС}$) на поверхности смачивающего слоя начинают формироваться кластеры (рис. 1, *b*). Наличие смачивающего слоя Ge между нанокластерами GeSi в структурах, выращенных методом СМЛЭ в среде GeH_4 , было установлено в [9] методом растровой оже-микроскопии (РОМ). На образце, выращенном при $T_g = 800^\circ \text{C}$, формирование кластеров наблюдается уже при $t_g = 0.25 \text{ мин}$ (рис. 1, *f*).

Как правило, нанокластеры имели бимодальное распределение по размерам. Подобное распределение характерно и для кластеров, выращенных методом

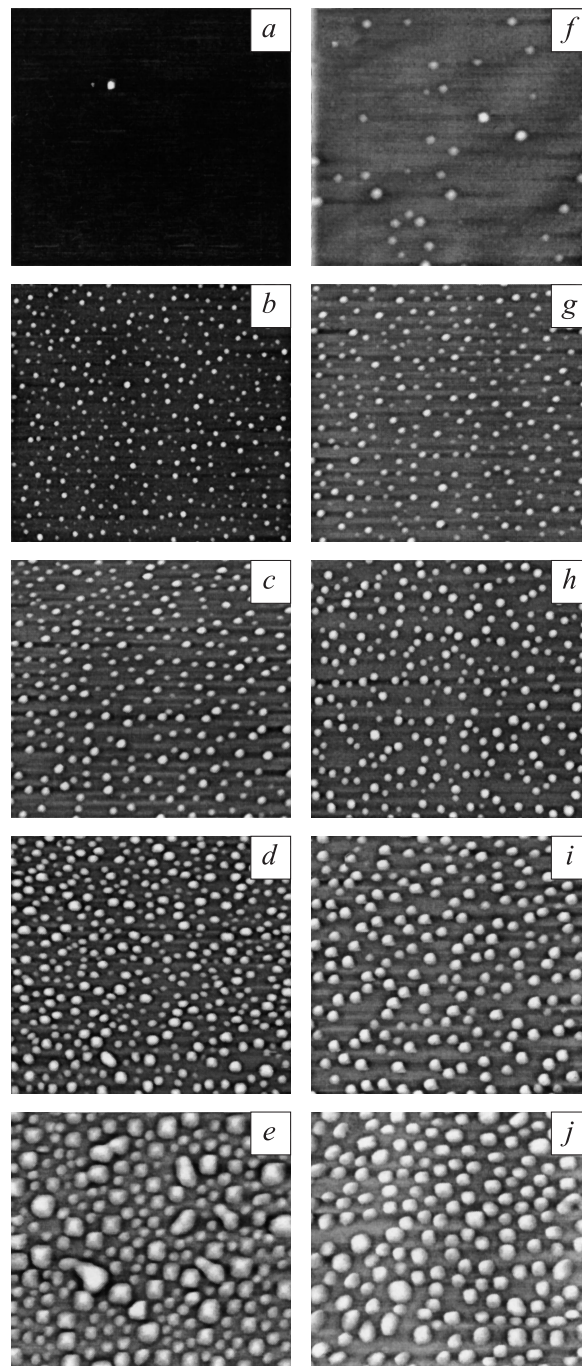


Рис. 1. АСМ-изображения структур с поверхностными нанокластерами GeSi/Si. $p_g = 9 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}$. $T_g, ^\circ \text{C}$: (*a–e*) — 700, (*f–j*) — 800. $t_g, \text{ мин}$: *a, f* — 0.25; *b, g* — 0.5; *c, h* — 1; *d, i* — 2; *e, j* — 5. Размер кадра $10 \times 10 \text{ мкм}$.

МЛЭ [6], оно связано с наличием двух форм кластеров: пирамидальных и куполообразных. Для структур, выращенных методом СМЛЭ в среде GeH_4 , бимодальное распределение, скорее, связано с тем, что, хотя зарождение кластеров происходит по механизму Странски–Крастанова, при дальнейшем росте существенное влияние на их морфологию оказывают про-

цессы коалесценции по механизму, аналогичному механизму Лифшица–Слэзова. При этом большие кластеры растут за счет растворения меньших путем обмена атомами Ge посредством поверхностной диффузии. Этому способствуют более высокие по сравнению с обычно используемыми в МЛЭ температуры роста (600–800 и 500–700°C соответственно [2]), а также влияние газовой атмосферы в ростовой камере. Используемая свободная атмосфера, во-первых, приводит к пассивации свободных связей Si и Ge на растущей поверхности атомами водорода, что увеличивает скорость поверхностной диффузии, а во-вторых, стимулирует поверхностную диффузию вследствие бомбардировки растущей поверхности молекулами GeH_4 и H_2 .

При статистическом анализе данных АСМ применялось разложение полученного распределения кластеров по размерам на гауссовы моды. Однородность кластеров внутри каждой из мод характеризовалась стандартным отклонением латеральных размеров и высоты кластеров от средних значений $\langle D \rangle$ и $\langle h \rangle$ — σ_D и σ_h соответственно. Наименьшие относительные значения $\sigma_{D,h}$ (близкие к рекордным значениям для структур, полученных методом МЛЭ [10]) наблюдались для подсистемы больших кластеров на структуре, выращенной при $T_g = 700^\circ\text{C}$, $p_g = 9 \cdot 10^{-4}$ Торр и $t_g = 1$ мин ($d_{\text{Ge}} = 10.3$ МС: $\sigma_D/\langle D \rangle \approx \sigma_h/\langle h \rangle \approx 0.09$). АСМ-изображение указанной структуры приведено на рис. 1, с.

При $d_{\text{Ge}} > 10$ МС нанокластеры меньших размеров были подобны по своим морфологическим параметрам куполообразным островкам, получаемым методом МЛЭ. Кластеры больших размеров имели форму четырехгранных пирамид, ограниченных плоскостями $\{101\}$. При дальнейшем увеличении d_{Ge} размеры кластеров увеличиваются до $\langle D \rangle = 400$ –800 нм, $\langle h \rangle = 130$ –150 нм и начинается их коалесценция (рис. 1, e, j). На рис. 2 представлены спектры ФЛ ($T = 77$ К) гетероструктур GeSi/Si, выращенных при $p_g = 9 \cdot 10^{-4}$ Торр и различных значениях T_g и t_g . Полученные в данной работе зависимости спектров ФЛ гетероструктур с нанокластерами GeSi, выращенных методом СМЛЭ в среде GeH_4 , от количества осажденного Ge (которое в свою очередь определяется величиной t_g) схожи с установленными ранее для структур, выращенных методом МЛЭ [2–6]. В спектре ФЛ образца, выращенного при $T_g = 700^\circ\text{C}$, $t_g = 0.25$ мин ($d_{\text{Ge}} = 4.0$ МС, рис. 2, a, кривая 2), помимо линии краевой ФЛ Si с участием поперечного оптического (ТО) фонона (Si–ТО, энергия максимума $h\nu_m = 1.107$ эВ), наблюдались линии с $h\nu_m \approx 1.06$ и 1.00 эВ, связанные с пространственно-непрямыми соответственно бесфононными и фононными переходами из состояний зоны проводимости Si на размерно-квантованные состояния тяжелых дырок (hh) в смачивающем слое Ge (WL и WL–ТО соответственно, см. нижнюю вставку на рис. 2, a). Интерпретация спектров ФЛ основывалась на расчетах энергетического спектра псевдоморфной прослойки твердого раствора $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$

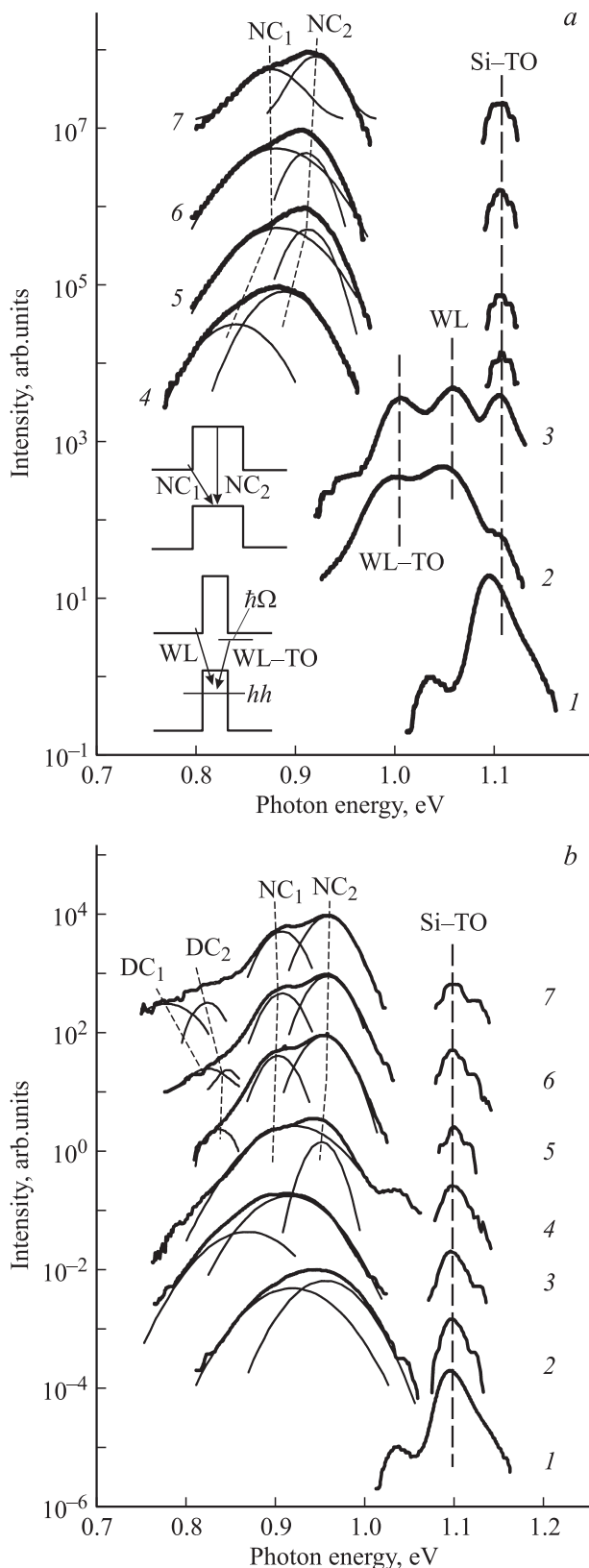


Рис. 2. Спектры ФЛ при $T = 77$ К гетероструктур GeSi/Si. $p_g = 9 \cdot 10^{-4}$ Торр. T_g , °C: a — 700, b — 800. t_g , мин: 1 — 0, 2 — 0.25, 3 — 0.5, 4 — 1, 5 — 2, 6 — 4, 7 — 5. Показано разложение спектра в области излучения нанокластеров на гауссианы. На вставках (a) — схемы переходов (пояснения в тексте).

Средние значения атомной доли Ge $\langle x \rangle$ в объеме самоформирующихся нанокластеров Ge_xSi_{1-x}/Si(001), выращенных методом СМЛЭ в среде GeH₄, измеренные различными методами

$T_g, ^\circ\text{C}$	ФЛ	РОМ	фотоэдс
700	0.28 ± 0.04	0.41 ± 0.04 [7]	0.36 ± 0.10 [7]
800	0.23 ± 0.04	0.30 ± 0.05 [6]	0.28 ± 0.09 [6]

в Si(001) с учетом температуры, упругих напряжений и размерного квантования по модели [11].

С увеличением t_g в спектре ФЛ появляется линия с $h\nu_m \approx 0.93$ эВ, связанная с переходами на дырочное состояние в нанокластерах (рис. 2, а, кривая 3). При $t_g = 1$ мин (рис. 2, а, кривая 4) линии ФЛ от смачивающего слоя исчезают, и в спектре доминируют линии, связанные с нанокластерами. Эти линии могут быть разложены на две гауссовы компоненты (NC₁ и NC₂). Такое расщепление не может быть связано, подобно удвоению линии ФЛ от смачивающего слоя, с фононными и бесфононными переходами, так как разность энергий между максимумами различна для разных кривых (27–52 мэВ) и не соответствует энергии ТО-фононов в Si (~63 мэВ). Предположительно, линия NC₁ соответствует переходу с участием фонона $\hbar\Omega$ из состояний зоны проводимости материала, окружающего кластеры, в локализованные дырочные состояния в кластерах (непрямому в реальном пространстве, см. верхнюю вставку на рис. 2, а), а NC₂ — из зоны проводимости в валентную зону внутри кластеров (прямому в реальном пространстве). В [12] показано, что если размеры нанокластеров значительно превышают боровский радиус экситона $a_B \approx 8$ нм, то при достаточно высоких уровнях возбуждения в нанокластерах доминируют переходы второго типа, что, по-видимому, и реализуется в исследованных структурах.

С увеличением t_g линии ФЛ нанокластеров смещаются в коротковолновую область спектра (рис. 2, а, кривые 4–7 и рис. 2, б, кривые 3–7), что может объясниться уменьшением концентрации Ge в материале кластеров. Ранее в [9] прямыми измерениями методом РОМ было установлено, что нанокластеры, выращенные методом СМЛЭ в среде GeH₄, состоят из твердого раствора Ge_xSi_{1-x}. Куполообразные кластеры, выращенные методом МЛЭ, также состоят из твердого раствора (при $T_g = 700^\circ\text{C}$ среднее значение атомной доли Ge в материале кластера $\langle x \rangle = 0.4 \pm 0.1$ [13]). Наличие Si в объеме кластеров объясняется диффузией из подложки в процессе роста, что способствует уменьшению упругой энергии системы кластер–подложка [14].

По значениям энергии пиков ФЛ NC₁ и NC₂ было оценено содержание Ge $\langle x \rangle$ в объеме кластеров. Оценка проводилась путем сравнения экспериментальных значений $h\nu_m$ с рассчитанными по модели [11] до наилучшего соответствия, при этом $\langle x \rangle$ рассматривалась как подгоночный параметр. Эффектом размерного квантования пренебрегали, поскольку размер кластеров существенно

превышал длину волны де Бройля для тяжелых дырок в Ge и Si (~6.1 и 5.0 нм соответственно при 77 К). В этом случае $h\nu_m$ не зависит от размеров кластеров и определяется значением $\langle x \rangle$. Результаты расчета приведены на рис. 3. С увеличением t_g $\langle x \rangle$ уменьшается, при $T_g = 800^\circ\text{C}$ эффект выражен сильнее, чем при 700°C , что легко объяснить, поскольку при повышенной температуре диффузия Si в объем кластера, которая и приводит к уменьшению $\langle x \rangle$ и соответственно голубому смещению ФЛ, происходит интенсивнее.

В таблице приведены значения $\langle x \rangle$ для образцов, выращенных при $t_g = 4$ мин, рассчитанные по спектрам ФЛ, а также определенные методами РОМ и спектроскопии фотоэдс в нанокластерах GeSi/Si, выращенных методом СМЛЭ в среде GeH₄ в аналогичных условиях [8,9]. Все три метода показывают уменьшение $\langle x \rangle$ при повышении T_g , однако метод РОМ дает наибольшее значение $\langle x \rangle$ для обеих T_g , тогда как расчет по спектрам ФЛ — наименьшее, при этом данные спектроскопии ФЛ и фотоэдс согласуются между собой лучше, чем последние

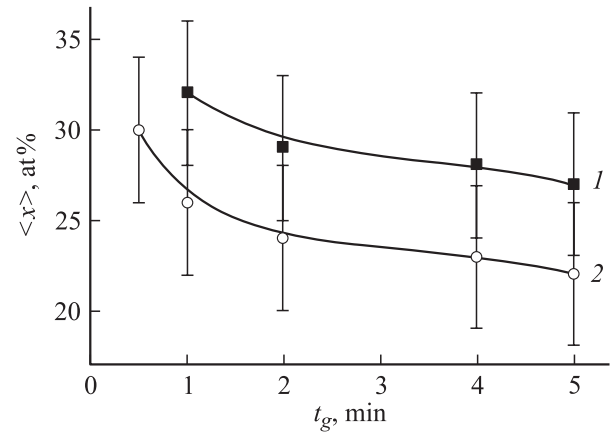


Рис. 3. Зависимость средней концентрации Ge в объеме нанокластеров Ge_xSi_{1-x}/Si $\langle x \rangle$ от времени осаждения Ge t_g . $T_g, ^\circ\text{C}$: 1 — 700, 2 — 800.

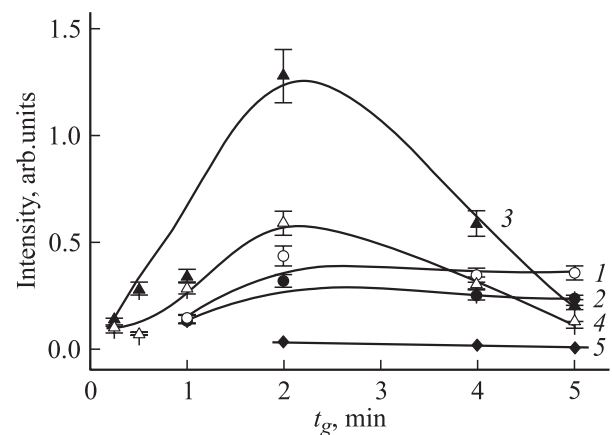


Рис. 4. Зависимость интенсивности линий в спектрах ФЛ гетероструктур GeSi/Si от времени осаждения Ge t_g . $T_g, ^\circ\text{C}$: 1, 2 — 700; (3–5) — 800. 1, 3 — NC₂; 2, 4 — NC₁; 5 — DC₁.

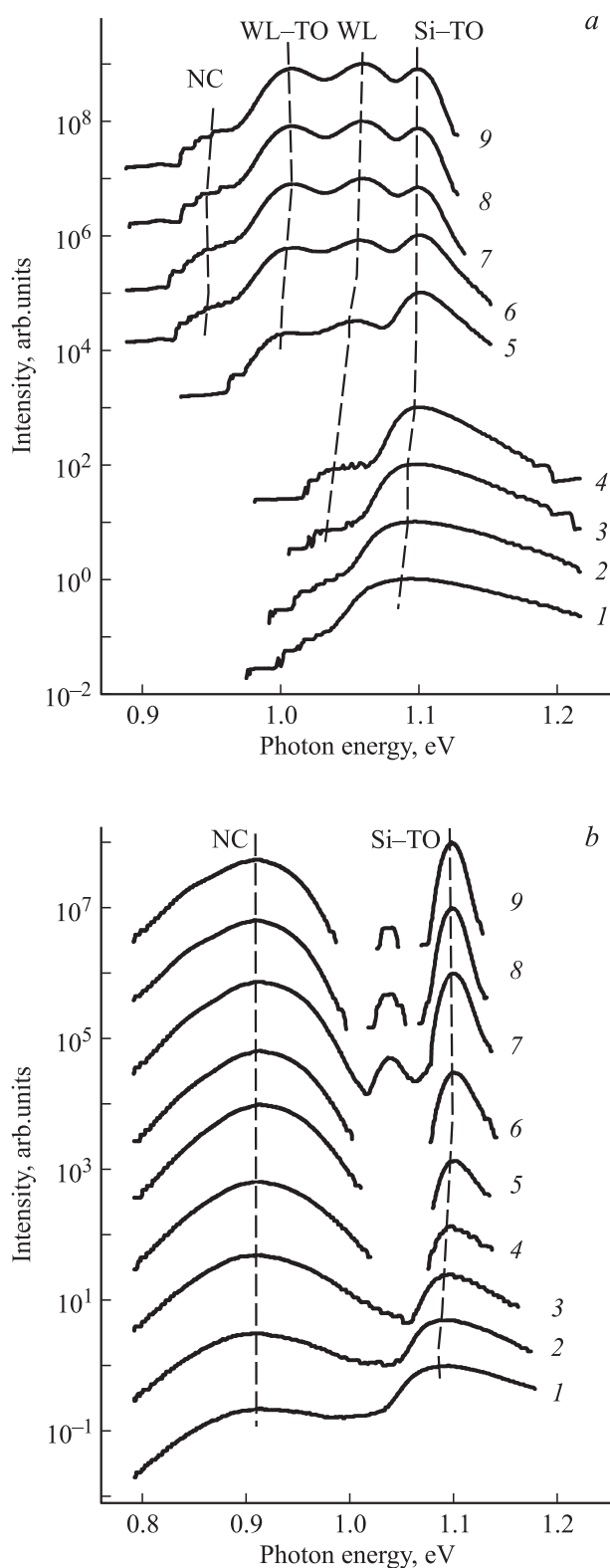


Рис. 5. Температурная зависимость спектров ФЛ гетероструктур с нанокластерами GeSi/Si. $T_g = 700^\circ\text{C}$, $p_g = 9 \cdot 10^{-4}$ Торр. t_g , мин: *a* — 0.5, *b* — 1. Температура измерения T , К; 1 — 295, 2 — 250, 3 — 200, 4 — 150, 5 — 100, 6 — 77, 7 — 40, 8 — 15, 9 — 9.

с данными РОМ. Следует, однако, учесть, что измерения спектров ФЛ, фотоэкс и РОМ проводились на разных образцах, выращенных в разное время.

В спектрах ФЛ структур, выращенных при $T_g = 800^\circ\text{C}$ и $t_g \geq 2$ мин (рис. 2, *b*, кривые 5–7), наблюдается длинноволновое плечо, имеющее, в свою очередь, тонкую структуру (линии DC₁ и DC₂). Данное плечо может быть связано с коалесцированными кластерами, плотность которых также возрастает с увеличением t_g (рис. 1, *h–j*). Интенсивность ФЛ в них мала, поскольку вследствие своих больших размеров они, очевидно, содержат значительное число дефектов (дислокаций несоответствия). В связи с этим с ростом плотности дефектных кластеров интенсивность ФЛ некоалесцированных кластеров уменьшается (рис. 4, кривые 3 и 4), поскольку дефектные кластеры представляют собой дополнительный канал безызлучательной рекомбинации, конкурирующий с излучательной рекомбинацией в некоалесцированных кластерах. В спектрах ФЛ образцов, выращенных при $T_g = 700^\circ\text{C}$, подобных линий не наблюдалось, по-видимому, вследствие меньшей плотности дефектных кластеров (ср. рис. 1, *d, e* и *i, j*), однако тенденция к уменьшению интенсивности ФЛ в некоалесцированных кластерах с ростом t_g проявляется и здесь (рис. 4, кривые 1 и 2), хотя и не столь сильно выражена, как при $T_g = 800^\circ\text{C}$. Меньшая плотность коалесцированных кластеров при $T_g = 700^\circ\text{C}$ связана, во-первых, с тем, что при более высоких T_g скорость пиролиза GeH₄ выше, и соответственно при равных значениях t_g d_{Ge} оказывается больше. Во-вторых, при повышенных T_g более интенсивно идет поверхностная диффузия, которая и приводит к коалесценции кластеров.

На рис. 5 представлены спектры ФЛ структур, выращенных при $p_g = 9 \cdot 10^{-4}$ Торр, $T_g = 700^\circ\text{C}$ и различных значениях t_g , измеренные при различных температурах. В спектрах ФЛ образца, выращенного при $t_g = 0.5$ мин (рис. 5, *a*), в диапазоне температур 295–150 К наблюдается широкий пик краевой ФЛ Si и линии смачивающего слоя Ge (кривые 1–5). При дальнейшем понижении температуры ФЛ от смачивающего слоя Ge возрастает, также в спектре появляются линии, связанные с нанокластерами. Так как плотность кластеров в данном образце мала, интенсивность ФЛ от нанокластеров (NC) ниже интенсивности линий Si и смачивающего слоя Ge. В спектрах ФЛ образца, выращенного при $t_g = 1$ мин (на данном образце наблюдалась наибольшая однородность кластеров по размерам, рис. 1, *c*), ФЛ, связанная с нанокластерами, наблюдалась в диапазоне температур от 9 до 295 К (рис. 5, *b*).

4. Заключение

Результаты проведенных исследований показывают, что основные закономерности зависимости морфологии и спектров ФЛ гетероструктур с самоформирующимися нанокластерами GeSi/Si(001) в процессе СМЛЭ в среде

GeH₄ от условий роста в основном схожи с закономерностями, установленными ранее для традиционной МЛЭ. Как и в процессе МЛЭ, зарождение кластеров происходит по механизму Странски–Крастанова, однако при дальнейшем росте существенное влияние на их морфологию оказывают процессы коалесценции, чему способствуют более высокие по сравнению с МЛЭ температуры роста, а также газовая атмосфера в ростовой камере, наличие которой увеличивает скорость поверхностной диффузии адатомов Ge. Наблюдаемое расщепление линий ФЛ в нанокластерах связано с излучательной рекомбинацией в объеме кластеров. Также наблюдалось голубое смещение линий ФЛ в нанокластерах с увеличением времени роста, связанное с диффузией Si из подложки в объем кластеров в процессе роста. Определены условия получения однородных массивов нанокластеров, на которых наблюдается ФЛ при комнатной температуре, что свидетельствует о перспективности метода СМЛЭ в среде GeH₄ применительно к выращиванию структур для кремниевой оптоэлектроники.

Работа выполнена при поддержке CRDF (BRHE RUX-0-001-NN-06/ВР1МО1 и RESC RUR1-1038-NN-03) и Федерального агентства по образованию РФ (РНП.2.1.1.4737).

Авторы благодарят П.С. Черных (НИИ ядерной физики Московского государственного университета) за измерения спектров обратного резерфордского рассеяния.

Список литературы

- [1] L. Pavesi. *J. Phys.: Condens. Matter*, **15**, R 1169 (2003).
- [2] Y. Shiraki, A. Sakai. *Surf. Sci. Rep.*, **59**, 153 (2005).
- [3] З.Ф. Красильник, А.В. Новиков. *УФН*, **170** (3), 338 (2000).
- [4] А.И. Якимов, А.В. Двуреченский, В.В. Кириенко, А.И. Никифоров. *ФТТ*, **47** (1), 37 (2005).
- [5] А.И. Якимов, А.В. Двуреченский, А.И. Никифоров, С.В. Чайковский, С.А. Тийс. *ФТП*, **37** (11), 1383 (2003).
- [6] О.П. Пчеляков, Ю.Б. Болховитянов, А.В. Двуреченский, Л.В. Соколов, А.И. Никифоров, А.И. Якимов, Б. Фойхтлендер. *ФТП*, **34** (11), 1281 (2000).
- [7] С.П. Светлов, В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, З.Ф. Красильник, Б.А. Андреев, Ю.Н. Дроздов. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **65** (2), 204 (2001).
- [8] Г.А. Максимов, З.Ф. Красильник, Д.О. Филатов, М.В. Круглова, С.В. Морозов, Д.Ю. Ремизов, Д.Е. Николичев, В.Г. Шенгуров. *ФТТ*, **47** (1), 26 (2005).
- [9] G.A. Maximov, Z.F. Krasil'nik, A.V. Novilov, V.G. Shengurov, D.O. Filatov, D.E. Nikolitchev, V.F. Dryakhlushin, K.P. Gaikovich. In: *Nanophysics, Nanoclusters, and Nanodevices* (N.Y., Nova Science, 2006) p. 87.
- [10] Н.В. Востоков, И.В. Долгов, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, Д.Н. Добанов, Л.Д. Молдавская, А.В. Новиков, В.В. Постников, Д.О. Филатов. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **64** (2), 302 (2000).
- [11] В.Я. Алешкин, Н.А. Бекин. *ФТП*, **31** (2), 171 (1997).
- [12] R. Apez, L. Vescan, A. Hartmann, C. Dieker, H. Lyth. *Appl. Phys. Lett.*, **66** (4), 445 (1995).

- [13] Н.В. Востоков, С.А. Гусев, И.В. Долгов, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, Д.Н. Лобанов, Л.Д. Молдавская, А.В. Новиков, В.В. Постников, Д.О. Филатов. *ФТП*, **34** (1), 8 (2000).
- [14] X.Z. Liao, J. Zou, D.J.H. Cockayne, J. Qin, Z.M. Jiang, X. Wang, R. Leon. *Phys. Rev. B*, **60**, 15 605 (1999).

Редактор Л.В. Шаронова

Growth and photoluminescence of the self-assembled GeSi/Si nanoclusters obtained by sublimation molecular beam epitaxy in GeH₄ ambient

D.O. Filatov, M.V. Kruglova, M.A. Isakov, S.V. Siprova, M.O. Marychev, V.G. Shengurov⁺, V.Yu. Chalkov⁺, S.A. Denisov⁺

University of Nizhny Novgorod,
603950 Nizhny Novgorod, Russia
⁺ Physical-Technical Research Institute,
University of Nizhny Novgorod,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The dependence of morphology and photoluminescence spectra of GeSi/Si(001) heterostructures with self-assembled nanoclusters grown by sublimation molecular beam epitaxy in GeH₄ ambient on the growth conditions has been studied. The clusters' nucleation occurs in Stranski–Krastanow growth mode, however, during further growth the process of coalescence affects the clusters' morphology essentially. The splitting and blue shift of the photoluminescence lines related to the GeSi nanoclusters with increasing of the Ge deposition time, attributed to the radiative recombination inside the clusters and to the increase of Si fraction in the clusters' material due to the diffusion of Si from the substrate into the clusters has been observed. The conditions for the formation of the structures with uniform nanoclusters arrays demonstrating photoluminescence at room temperature have been determined.