

Исследование структурных и излучательных свойств Ge(Si) квантовых точек, упорядоченных на поверхности Si(001)

© Ж.В. Смагина¹, В.А. Зиновьев¹, Г.К. Кривякин^{1,2}, Е.Е. Родякина^{1,2}, П.А. Кучинская¹,
Б.И. Фомин¹, А.Н. Яблонский³, М.В. Степихова³, А.В. Новиков³, А.В. Двуреченский^{1,2}

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

³ Институт физики микроструктур Российской академии наук, 603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: smagina@isp.nsc.ru

(Получена 8 февраля 2018 г. Принята к печати 15 февраля 2018 г.)

Разработан метод создания Ge/Si-структур с пространственно упорядоченными наноструктурами при гетероэпитаксии на структурированных подложках Si(001) с квадратной решеткой ямок травления. Исследовано влияние глубины и периода расположения затравочных областей (ямки травления) на зарождение и рост Ge(Si)-наноструктур. Показано, что при изменении глубины ямок формируются как отдельные наноструктуры внутри ямок, так и упорядоченные группы островков по их периметру. Обнаружено, что размеры наноструктур, формирующихся внутри ямок, увеличиваются с ростом расстояния между ямками от 1 до 4 мкм. Ярко выраженный сигнал фотолюминесценции от структур с пространственно упорядоченными квантовыми точками с периодом 1 мкм и больше наблюдается в диапазоне энергий 0.9–1.0 эВ.

DOI: 10.21883/FTP.2018.09.46151.8841

1. Введение

Значительный интерес привлекают к себе полупроводниковые гетероструктуры, выращенные на специально подготовленных (структурированных) подложках, содержащих центры в виде ямок или канавок для зарождения трехмерных самоформирующихся наноструктур (квантовых точек) [1–4]. Рост на структурированных подложках является одним из способов контроля мест зарождения самоформирующихся нанобъектов и их упорядочения в пространстве. Упорядочение квантовых точек (КТ) в свою очередь является ключевым фактором для их практического применения в микро- и наноэлектронных устройствах, которые включают в себя запоминающие устройства, лазеры и транзисторы [5,6]. Так, например, рост GeSi-структур на структурированных подложках позволил получить отдельные наноструктуры, встроенные в фотонно-кристаллические микрорезонаторы [6–8], что привело к значительному увеличению интенсивности сигнала фотолюминесценции (ФЛ) и сужению линий ФЛ в спектрах отдельных КТ. Существуют различные способы создания структурированной поверхности полупроводниковых подложек [9–12]. Одним из самых популярных среди них является электронно-лучевая литография с последующим плазмохимическим травлением [1–3,7,13]. На основе этого метода можно получать поверхность с рельефом различной конфигурации. Рост структур на специально подготовленных подложках в основном осуществляется двумя методами: химическим осаждением из газовой фазы и молекулярно-лучевой эпитаксией. Как показывают экспериментальные данные, зарождение наноструктур может происходить как внутри затравочных мест (ямки или канавки), так и на их

периферии [2–4,14]. На зарождение наноструктур существенно влияют форма затравочных областей, период их расположения, введение дополнительных деформаций, а также условия роста: скорость осаждения материала и температура подложки.

Установление закономерностей формирования пространственно упорядоченных наноструктур при гетероэпитаксии на структурированных подложках позволит создать структуры с заданными параметрами, определяющими их электронные и оптические свойства. В данной работе методами атомно-силовой и сканирующей электронной микроскопии, комбинационного рассеяния света и микрофотолюминесценции исследовано влияние глубины затравочных областей (ямки травления) и периода их расположения на условия зарождения, геометрические размеры и излучательные свойства самоформирующихся наноструктур Ge(Si)/Si(001).

2. Методика эксперимента

Ge/Si-наноструктуры с массивами пространственно упорядоченных КТ формировались в два этапа. На первом этапе с помощью электронно-лучевой литографии (ЭЛЛ) и плазмохимического травления (ПХТ) создавалась поверхность с наноразмерным рельефом (структурированная поверхность). Для этого на подложку Si(001) методом центрифугирования наносился слой позитивного резиста ПММА-5-950К толщиной ~ 200 нм. Затем с помощью остророфокусированного электронного пучка (ускоряющее напряжение 20 кВ, ток пучка 50 пА) в резисте создавался рисунок в виде локальных экспонированных областей, упорядоченных в двумерную

квадратную решетку с периодом от 0.5 до 4 мкм. После проявления резист служил маской при переносе рисунка на подложку Si(001) в процессе ее ПХТ. Травление проводилось в плазме SF₆ + CFCl₃ в течение 25–45 с. Таким образом, была создана структурированная поверхность Si, содержащая разреженный массив ямок, имеющих круглую форму, периодически расположенных на расстоянии от 0.5 до 4 мкм друг относительно друга. Диаметр ямок зависел от времени экспонирования ЭЛЛ и в исследованной серии структур составлял 200 нм. Глубина ямок определялась временем проведения ПХТ и лежала в диапазоне 15–160 нм.

На втором этапе проводилось осаждение Ge на структурированную подложку Si(001) в установке молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) SIVA-21 фирмы Riber. После стандартной процедуры химической очистки [4] подложки загружались в камеру установки МЛЭ. Очистка поверхности загруженных образцов состояла из удаления защитного слоя SiO₂ при температуре 750°C в слабом потоке Si. Далее, чтобы избежать нежелательного влияния возможного остаточного загрязнения поверхности на формирование одиночных наностроек, осаждали буферный слой кремния толщиной 40 нм при постепенном повышении температуры роста от 250 до 500°C, с последующим отжигом при 700°C в течение 10 мин. Такая процедура позволяла получить атомарно-чистую поверхность кремния, на которой можно было проводить эпитаксиальный рост германия. На структурированную поверхность с выращенным буферным слоем Si осаждался слой Ge толщиной, достаточной для зарождения трехмерных островков в ямках (около 4 монослоев (МС)), но меньшей, чем критическая толщина зарождения трехмерных островков на плоской поверхности между ямками. В результате зарождение наностроек происходило только на затравках в виде ямок [15]. Морфология структурированных Si(001)-подложек и выращенных однослойных структур с упорядоченными Ge(Si) КТ была исследована с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver PRO фирмы NT-MDT и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Hitachi SU8220 (ЦКП „Наноструктуры“).

Для исследования структур методами микроспектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и микрофлуоресценции (ФЛ) были выращены образцы, содержащие 4 слоя вертикально и латерально упорядоченных одиночных КТ Ge. Толщина прослойки Si между слоями с наностройками составляла ~ 15 нм, что обеспечивало вертикальное совмещение островков [16]. Температура формирования КТ в многослойных структурах, так же как и однослойных, составляла 700°C. Покровный слой кремния толщиной 40 нм выращивался при температуре 500°C.

Методом микроспектроскопии комбинационного рассеяния света были проведены исследования элементного состава эпитаксиальных структур с КТ, упорядоченными в квадратные решетки с периодом от 0.5 до 4 мкм. Спектры КРС регистрировались при комнатной температуре

в геометрии обратного рассеяния. Для возбуждения использовалась линия Ar⁺-лазера с длиной волны 514.5 нм. Измерения проводились с помощью спектрометра T64000 производства компании Horiba Jobin Yvon. Спектральное разрешение было не хуже 2 см⁻¹. В качестве детектора использовалась кремниевая матрица фотоприемников, охлаждаемая жидким азотом. Для фокусировки излучения, рассеиваемого на квантовых точках, локализованных в выделенной области структуры, применялась приставка для микроскопических исследований комбинационного рассеяния света. Мощность лазерного пучка на поверхности образца была 2–3 мВт. Размер пятна составлял около 2 мкм, что позволило анализировать свойства отдельно выделенных областей, содержащих четыре вертикально упорядоченных наностройки.

Излучательные свойства наноструктур с пространственно упорядоченными квантовыми точками исследовались методом микрофлуоресценции с высоким пространственным и спектральным разрешением. Сигнал ФЛ возбуждался непрерывным лазером на длине волны 532 нм, интенсивность возбуждения ~ 3 мВт. Измерения проводились в геометрии нормального падения возбуждающего луча лазера и детектируемого сигнала ФЛ. Лазерное излучение фокусировалось в пятно диаметром ~ 2 мкм с помощью объектива Mitutoyo M Plan APO 50x. Высокое спектральное разрешение обеспечивалось использованием фурье-спектрометра IFS 125 HR фирмы Bruker, разрешение в ходе эксперимента составляло 4 см⁻¹. Сигнал ФЛ детектировался охлаждаемым Ge-детектором. Измерения проводились при температурах 10 и 77 К.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

С помощью сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии была исследована зависимость расположения мест зарождения наностроек Ge(Si) на структурированной поверхности кремния от глубины ямок и расстояния между ними. Для этого период решетки ямок варьировался от 0.5 до 4 мкм, а их глубина — от 15 до 160 нм. Обнаружено, что осаждение 4 МС германия при температуре 700°C для периодов 1–4 мкм и глубин ямок 15–20 нм приводит к зарождению и росту наностроек только внутри ямок (рис. 1, а). При этом островки имеют форму пирамид с прямоугольным основанием, стороны которого ориентированы в направлениях <100>. Латеральные размеры наностроек и их высота увеличиваются с ростом периода расположения ямок и для периодов от 1 до 4 мкм составляют: 1 мкм — 150 ± 5 и 15 ± 0.5 нм, 2 мкм — 185 ± 5 и 28 ± 0.5 нм, 4 мкм — 200 ± 5 и 30 ± 2 нм соответственно. В структурах с ямками глубиной больше 50 нм происходит образование ямок несколькими квантовыми точками (островки растут по периферии ямок, рис. 1, б). В этом случае для периода 1 мкм островки также имеют пирамидальную форму с латеральным размером основания 100 ± 3 нм,

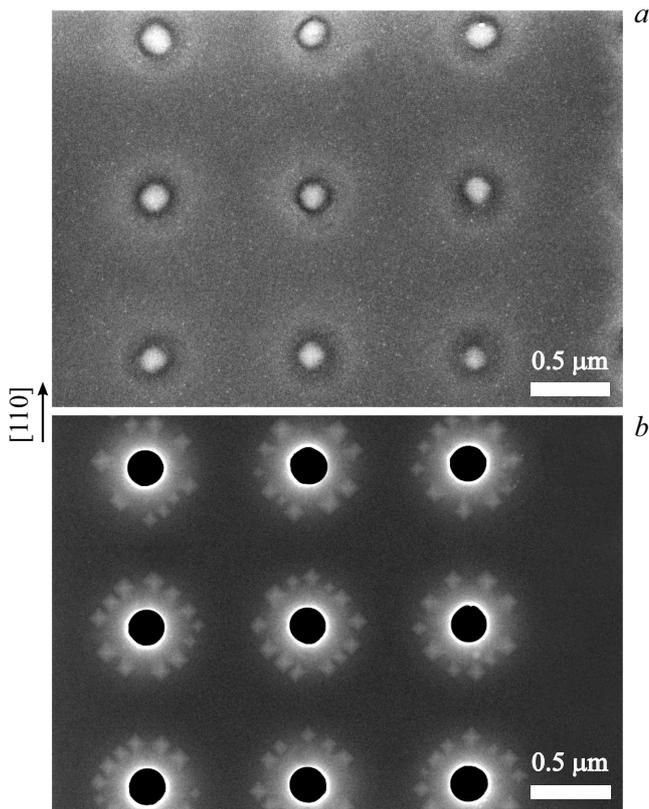


Рис. 1. СЭМ-изображения упорядоченных массивов КТ, полученных осаждением ~ 4 МС Ge при температуре 700°C на структурированные подложки Si(001) с рельефом поверхности в виде ямок, расположенных в узлах квадратной решетки с периодом 1 мкм. Глубина ямок, нм: *a* — 20, *b* — 50.

среднее количество островков, обрамляющих ямку, достигает 10. С увеличением периода между ямками от 2 до 4 мкм наблюдается формирование четырех больших наностроек в форме dome-кластеров, расположенных по четырем кристаллографическим направлениям типа $\langle 110 \rangle$ вокруг внешнего края затравочной ямки. Между большими наностройками расположены наностройки меньшего размера, имеющие форму пирамид, ограниченных плоскостями типа $\{105\}$. Общее число наностроек вокруг ямки составляет 12–14. Средние высоты dome-кластеров и пирамид составляют 22 ± 3 и 9 ± 1 нм, а средние размеры их оснований — 150 ± 10 и 95 ± 5 нм соответственно. При промежуточных глубинах ямок (в диапазоне от 20–50 нм) островки зарождаются как в ямках, так и вокруг них. Такая зависимость мест зарождения островков Ge от глубины ямок, по-видимому, связана с возрастанием угла наклона боковых стенок ямок с увеличением их глубины. Так, с изменением глубины ямок с 15 до 160 нм характерный угол наклона боковых стенок ямок возрастает с 12 до 56° . Возрастание угла наклона влечет за собой уменьшение деформации в смачивающем слое Ge вблизи краев ямок за счет упругой релаксации слоя Ge на выпуклых участках поверхности Si-подложки [7,17].

Это приводит к тому, что, начиная с некоторого критического угла, зарождение трехмерных островков Ge становится энергетически выгоднее на краю ямок, чем внутри них. В пользу этого объяснения свидетельствуют экспериментальные данные, полученные в работе [14], где было показано, что с увеличением угла наклона стенок ямок $> 30^\circ$ зарождение трехмерных островков происходит преимущественно вдоль внешней границы ямок.

Обнаружено, что условия зарождения наностроек Ge также зависят от периода между затравочными ямками. Согласно данным атомно-силовой микроскопии, для структур с ямками глубиной 15–20 нм, расположенных с периодом 0.5 мкм, при осаждении 4 МС Ge наностройки не зарождаются ни на периферии, ни в ямках, в отличие от структур с ямками такой же глубины, но расположенных с периодом 1–4 мкм. По-видимому, одним из ключевых параметров, определяющих формирование наностроек, является отношение периода решетки ямок к диффузионной длине адатомов Ge. В случае, когда период решетки больше диффузионной длины, площадь сбора адатомов германия ямкой определяется

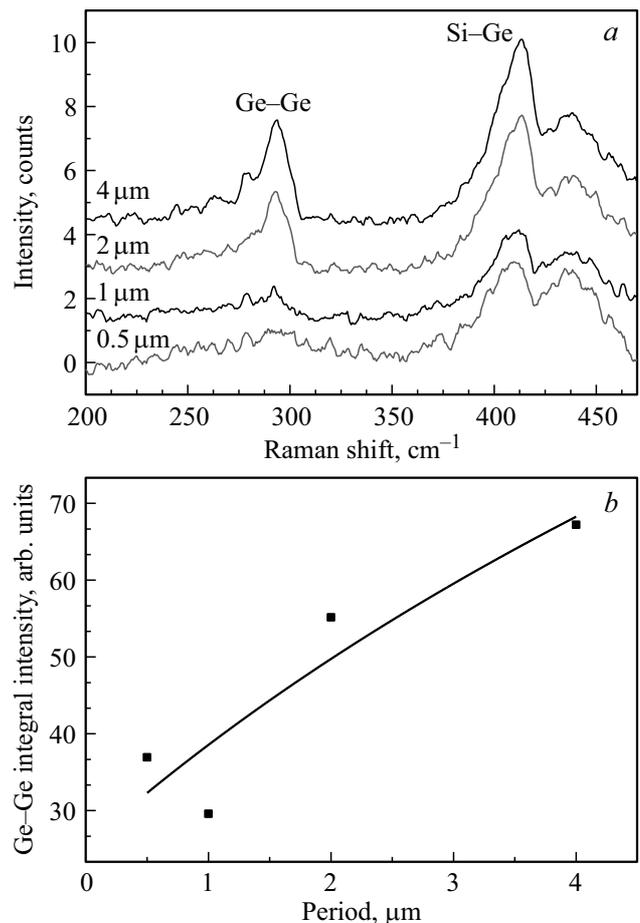


Рис. 2. *a* — спектры микроспектроскопии комбинационного рассеяния света многослойных структур с КТ, упорядоченными в квадратные решетки с периодом от 0.5 до 4 мкм. *b* — зависимость интегральной интенсивности линии Ge–Ge-связей от периода квадратной решетки.

диффузионной длиной. В противном случае в ямках аккумулируется германий с площади поверхности, равной квадрату периода. Это должно приводить к эффективному уменьшению количества Ge, накапливаемого на каждой ямке, с уменьшением периода между ямками, что и наблюдается в эксперименте.

Результаты микроспектроскопии КРС, полученные для многослойных структур, в которых колонки из вертикально совмещенных КТ были упорядочены в плоскости роста в квадратную решетку с периодом от 0.5 до 4 мкм, подтверждают это предположение. Из спектров КРС хорошо видно, что интенсивность сигнала от Ge–Ge- и Si–Ge-связей заметно возрастает с увеличением периода между ямками (рис. 2, *a*). При этом интегральная интенсивность линии КРС от Ge–Ge-связей растет почти линейно с увеличением периода от 0.5 до 4 мкм (рис. 2, *b*). Анализ интенсивностей пиков КРС Ge–Ge- и Si–Ge-связей и их отношений позволил установить, что количество Ge, идущего на образование КТ, растет с ростом периода между затравочными ямками, тогда как среднее содержание Ge в $Ge(Si)$ КТ практически не меняется с периодом решетки и составляет около 36% для многослойных структур, выращенных при 700°C.

Влияние периода решетки затравочных ямок на свойства КТ прослеживается и в их люминесцентном отклике. Как видно из спектров микро-ФЛ (рис. 3) от неструктурированной поверхности структуры, в области вдали от упорядочения КТ, кроме сигнала ФЛ от Si-слоев и подложки (оптический переход с участием поперечного оптического фонона Si_{TO}), наблюдаются несколько линий, связанных с излучательной рекомбинацией носителей заряда в смачивающем слое Ge. В сигнале ФЛ от смачивающего слоя можно выделить линии излучательной рекомбинации носителей заряда без участия фононов (WL_{NP}) и с участием поперечного оптического фонона (WL_{TO}) (рис. 3). При низкой температуре (10 К) в области затравочных ямок, расположенных с периодом 0.5 мкм, наблюдаются две линии ФЛ, которые имеют большую ширину по сравнению с линиями от смачивающего слоя в неструктурированной области и которые сдвинуты относительно них в область меньших энергий (рис. 3, *a*). Как отмечалось выше, согласно данным атомно-силовой и сканирующей электронной микроскопии, в структурированных областях, в которых ямки расположены в решетке с периодом 0.5 мкм, образования КТ не наблюдается. В этой связи предполагается, что сигнал ФЛ от областей, структурированных с периодом 0.5 мкм, связан с накоплением Ge на дне ямок, что приводит к локальному увеличению толщины смачивающего слоя, без образования КТ [18]. Именно большая толщина Ge-смачивающего слоя на дне ямок приводит к сдвигу сигнала ФЛ от этих областей в сторону меньших энергий по сравнению с сигналом ФЛ, наблюдаемым от смачивающего слоя на неструктурированной поверхности (рис. 3, *a*). Значительное увеличение ширины пиков ФЛ от области упорядочения с периодом 0.5 мкм связывается с разбросом толщин Ge-слоя на дне ямок.

Ярко выраженный сигнал ФЛ от КТ, представленный широким пиком в диапазоне энергий 0.85–1.0 эВ, наблюдается от области упорядочения с периодом 1 мкм. Последующее увеличение периода упорядочения КТ приводит к смещению пика ФЛ от них в область низких энергий и появлению в спектре ФЛ сигнала от смачивающего слоя (рис. 3). Также при температуре измерения 10 К с ростом периода упорядочения от 2 до 4 мкм наблюдается уменьшение интенсивности сигнала ФЛ от КТ и рост интенсивности сигнала от смачивающего слоя (рис. 3, *a*). Смещение сигнала ФЛ от КТ в область меньших энергий с ростом периода их упорядочения связывается с увеличением размеров КТ благодаря ро-

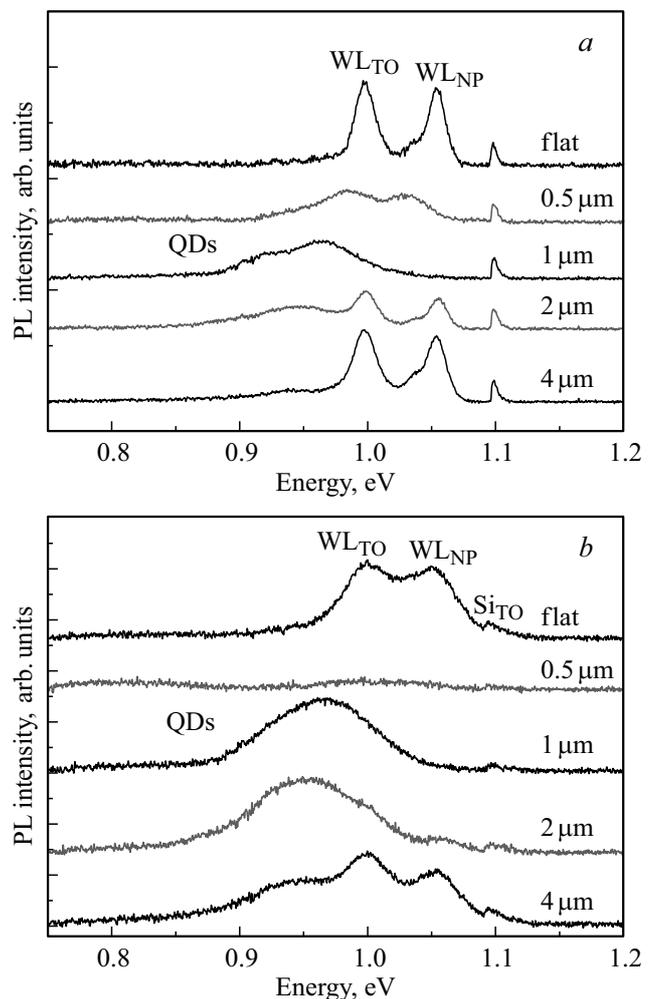


Рис. 3. Спектры микро-ФЛ многослойной структуры с КТ, упорядоченными в квадратные решетки с периодом от 0.5 до 4 мкм, измеренные при 10 (*a*) и 77 К (*b*). Цифрами на рисунках указаны периоды структурированных областей, в которых проводились измерения. Кривые „flat“ — спектры микро-ФЛ от неструктурированной области, вдали от областей упорядочения КТ. На рисунке отмечены сигналы ФЛ от Si-слоев с участием ТО-фонона (Si_{TO}), Ge-смачивающего слоя (без участия фононов (WL_{NP}) и с участием ТО-фонона (WL_{TO})) и квантовых точек (QDs). Для наглядности спектры разнесены по вертикали.

сту площади поверхности, с которой собирается Ge в затравочные ямки. Данное предположение хорошо согласуется с результатами АСМ, СЭМ и микро-КРС исследований. Падение интенсивности сигнала ФЛ от островков с увеличением периода вызвано уменьшением количества КТ, попадающих в область фотовозбуждения используемой установки микро-ФЛ (область диаметром ~ 2 мкм). Рост сигнала ФЛ от смачивающего слоя с увеличением периода связан с увеличением расстояния между островками. При малом расстоянии между островками (при периоде 1 мкм) все фотогенерируемые в смачивающем слое носители заряда за время жизни успевают продиффундировать в КТ (дырки) или область растянутого Si вблизи островков (электроны). Данные области в структурах с Ge(Si)/Si(001)-наноостровками являются потенциальными ямами для носителей заряда [19]. Попавшие в КТ носители заряда рекомбинируют в них излучательно. С увеличением расстояния между КТ (периода структурированной области) часть носителей заряда за время жизни не успевает достичь островков и излучательно рекомбинирует в смачивающем слое. С ростом периода доля таких носителей увеличивается, что и приводит к росту интенсивности сигнала ФЛ от смачивающего слоя.

С увеличением температуры измерения спектров микро-ФЛ с 10 до 77 К наблюдается уширение всех регистрируемых пиков (рис. 3). Кроме этого, при 77 К отсутствует сигнал ФЛ от областей, структурированных с периодом 0.5 мкм (рис. 3, *b*). В то же время для сигналов ФЛ от неструктурированной поверхности и поверхности, структурированной с периодом 1 мкм и более, не наблюдается заметного температурного гашения при росте температуры с 10 до 77 К. Сильное температурное гашение сигнала ФЛ от утолщений смачивающего слоя в областях с ямками, упорядоченными с периодом 0.5 мкм, вероятно, связано с малой глубиной потенциальной ямы для дырок в этих утолщениях и наличием в областях, подвергнутых ПХТ, центров безызлучательной рекомбинации. В результате первой причины при повышении температуры дырки покидают утолщения смачивающего слоя на дне ямок, что позволяет им свободно диффундировать по поверхности, а в результате второй — безызлучательно рекомбинируют на дефектах.

Для областей упорядочения КТ с периодом 1 мкм и более с повышением температуры измерения наблюдается рост интенсивности сигнала ФЛ от КТ относительно сигнала от смачивающего слоя (рис. 3). Данное перераспределение интенсивностей обусловлено ростом диффузионной длины носителей заряда с ростом температуры. В результате с увеличением температуры измерения растет доля фотогенерируемых в смачивающем слое носителей заряда, которые за время жизни успевают достичь островков. Кроме этого, на перераспределение интенсивностей сигналов от КТ и смачивающего слоя оказывает влияние меньшее температурное гашение сигнала ФЛ от КТ по сравнению с сигналом от смачивающего слоя, связанное с эффективной пространственной локализацией носителей заряда в островках.

4. Заключение

Разработан метод создания Ge/Si-наноструктур с пространственно упорядоченными Ge(Si) КТ, формируемыми при гетероэпитаксии на структурированных подложках Si(001). Исследовано влияние глубины и периода затравочных областей (ямок), полученных с помощью электронной литографии и плазмохимического травления поверхности Si(001), на рост и излучательные свойства самоформирующихся Ge(Si) КТ. Показано, что при глубине ямок 15–20 нм происходит зарождение и рост КТ только внутри ямок. Островки имеют форму пирамид с прямоугольным основанием, стороны которого ориентированы в направлениях (100). При глубине ямок ≥ 50 нм наблюдается рост наноостровков Ge вокруг ямок. Для промежуточных глубин КТ зарождаются как в ямках, так и вокруг них. Методом спектроскопии комбинационного рассеяния света обнаружено, что интегральная интенсивность линии комбинационного рассеяния света от Ge–Ge-связей растет почти линейно с увеличением периода решетки ямок. Влияние периода решетки затравочных ямок на свойства КТ прослеживается и в их люминесцентном отклике. Ярко выраженный сигнал фотолюминесценции от Ge(Si) КТ для структур с периодом 1 мкм и больше наблюдается в диапазоне энергий 0.9–1.0 эВ. Данные КРС и ФЛ свидетельствуют о том, что увеличение расстояния между наноостровками в плоскости роста приводит к увеличению размеров трехмерных островков за счет роста площади поверхности, с которой в затравочные ямки собирается Ge.

Авторы выражают благодарность В.А. Армбристеру за рост Ge/Si-структур методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-12-00931-П) в части разработки методов и роста структур. Технология структурирования поверхности методом электронно-лучевой литографии разработана при поддержке РФФИ (грант № 16-38-00851-мол-а). Люминесцентные измерения выполнены при поддержке программы фундаментальных исследований президиума РАН „Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий“.

Список литературы

- [1] D. Grützacher, T. Fromherz, C. Dais, J. Stangl, E. Müller, Y. Ekinici, H.H. Solak, H. Sigg, R.T. Lechner, E. Wintersberger, S. Birner, V. Holý, G. Bauer. *Nano Lett.*, **7** (10), 3150 (2007).
- [2] Zh. Zhong, A. Halilovic, M. Mühlberger, F. Schäfler, G. Bauer. *App. Phys. Lett.*, **87** (10), 6258 (2003).
- [3] Zh. Zhong, O.G. Schmidt, G. Bauer. *App. Phys. Lett.*, **87**, 133111 (2005).
- [4] Zh.V. Smagina, N.P. Stepina, V.A. Zinovyev, P.L. Novikov, P.A. Kuchinskaya, A.V. Dvurechenskii. *App. Phys. Lett.*, **105**, 153106 (2014).
- [5] А.В. Цуканов. *Микроэлектроника*, **42** (6), 403 (2013).

- [6] M. Schatzl, F. Hackl, M. Glaser, P. Rauter, M. Brehm, L. Spindlberger, A. Simbula, M. Galli, T. Fromherz, F. Schäffler. *ACS Photonics*, **4** (3), 665 (2017).
- [7] S. Kiravittaya, A. Rastelli, O.G. Schmidt. *Rep. Progr. Phys.*, **72**, 046502 (2009).
- [8] M. Grydlik, M. Brehm, T. Tayagaki, G. Langer, O.G. Schmidt, F. Schäffler. *Appl. Phys. Lett.*, **106**, 251904 (2015).
- [9] A. Pascale, I. Berbezier, A. Ronda, P.C. Kelires. *Phys. Rev. B*, **77**, 075311 (2008).
- [10] Ж.В. Смагина, А.В. Двуреченский, В.А. Селезнев, П.А. Кучинская, В.А. Армбристер, В.А. Зиновьев, Н.П. Степина, А.Ф. Зиновьева, А.В. Ненашев, А.К. Гутаковский. *ФТП*, **49**, 767 (2015).
- [11] G. Hubbard, S.J. Abbott, Q. Chen, D.W.E. Allsopp, W.N. Wang, C.R. Bowen, R. Stevens, A. Šatka, D. Haško, F. Uherek, J. Kováč. *Physica E*, **41**, 1118 (2009).
- [12] P. Chen, Y. Fan, Zh. Zhong. *Nanotechnology*, **20**, 095303 (2009).
- [13] J.A. Floro. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 193112 (2016).
- [14] G. Vastola, M. Grydlik, M. Brehm, T. Fromherz, G. Bauer, F. Boioli, L. Miglio, F. Montalenti. *Phys. Rev. B*, **84**, 155415 (2011).
- [15] Y.J. Ma, C. Zeng, T. Zhou, S.F. Huang, Y.L. Fan, Z. Zhong, X.J. Yang, J.S. Xia, Z.M. Jiang. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **47**, 485303 (2014).
- [16] O. Kienzle, F. Ernst, M. Rühle, O.G. Schmidt, K. Eberl. *Appl. Phys. Lett.*, **74** (2), 269 (1999).
- [17] В.А. Зиновьев, А.В. Двуреченский, П.А. Кучинская, В.А. Армбристер, С.А. Тийс, А.А. Шкляев, А.В. Мудрый. *ФТП*, **49** (2), 155 (2015).
- [18] Zh. Zhong, W. Schwinger, F. Schäffler, G. Bauer, G. Vastola, F. Montalenti, L. Miglio. *Phys. Rev. Lett.*, **98**, 176102 (2007).
- [19] В.Я. Алешкин, Н.А. Бекин, Н.Г. Калугин, З.Ф. Красильник, А.В. Новиков, В.В. Постников, Х. Сейрингер. *Письма ЖЭТФ*, **67** (1), 46 (1998).

Редактор Г.А. Оганесян

Study of structural and luminescent properties of Ge(Si) quantum dots arranged on Si(001) surface

Zh.V. Smagina¹, V.A. Zinovyev¹, G.K. Krivyakin¹, E.E. Rodyakina^{1,2}, P.A. Kuchinskaya¹, B.I. Fomin¹, A.N. Yablonskiy³, M.V. Stepikhova³, A.V. Novikov³, A.V. Dvurechenskii^{1,2}

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

² Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

³ Institute for Physics of Microstructures, Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod

Abstract A method for creation of Ge/Si structures with space-arranged nanoislands by heteroepitaxy on the pre-patterned Si(001) substrates with a square grid of the etched pits is developed. The influence of depth and inter-pit spacing on the nucleation and growth of Ge(Si) nanoislands is studied. It is shown, that the nanoislands are formed either inside pits or at their periphery depending on the pit depth. It is found that the size of the nanoislands grown inside the pits goes up with the increase of the inter-pit distance from 1 to 4 μm . The pronounced photoluminescence signal related with the space-arranged arrays of quantum dots with a period of 1 μm is observed in the range of energies from 0.9 to 1.0 eV.