

## Переход от двумерного к трехмерному росту пленки Ge при ее осаждении на релаксированные SiGe/Si(001) буферные слои

© М.В. Шалеев<sup>¶</sup>, А.В. Новиков, Д.В. Юрасов, J.M. Hartmann\*, О.А. Кузнецов<sup>†</sup>,  
Д.Н. Лобанов, З.Ф. Красильник

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

\* CEA/Leti,  
38054 Grenoble, France

<sup>†</sup> Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,  
603950, Нижний Новгород, Россия

(Получена 9 апреля 2012 г. Принята к печати 16 апреля 2012 г.)

Выполнены исследования критической толщины двумерного роста Ge на релаксированных буферных слоях SiGe/Si(001) с различным процентным содержанием Ge в зависимости от параметров слоев. Показано, что, кроме рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки, на величину критической толщины двумерного роста Ge на буферных слоях SiGe существенное влияние оказывают сегрегация Ge при росте слоев SiGe и изменение шероховатости поверхности роста при осаждении напряженных (растянутых) слоев Si. Выявлено, что критическая толщина двумерного роста Ge непосредственно на буферных слоях SiGe с долей Ge  $x = 11-36\%$  меньше, чем при осаждении на Si(001) подложку. Обнаруженное увеличение критической толщины двумерного роста Ge при увеличении толщины предосажденного на буфер напряженного (растянутого) слоя Si связывается с уменьшением, как шероховатости поверхности роста, так и количеством Ge, находящегося на ней вследствие сегрегации.

### 1. Введение

Применение „искусственных подложек“ на основе релаксированных слоев полупроводниковых соединений открывает новые возможности по созданию как планарных, так и островковых структур для научных исследований и приборных применений [1,2]. Рост гетероструктур Si/Ge и различных гетероструктур семейства  $A^{III}B^V$  на соответствующих релаксированных буферных слоях позволяет управлять знаком упругих напряжений в отдельных слоях структуры, формируя, таким образом, в одной структуре слои, испытывающие как деформацию растяжения, так и сжатия [3–8]. Это позволяет, в том числе решить проблему роста напряженных сверхрешеток, компенсируя упругие напряжения в структуре в одном периоде решетки [9–11]. Для получения на релаксированных буферных слоях напряженных полупроводниковых структур с заданными свойствами необходимо детальное понимание особенностей роста таких структур. В частности, как для формирования планарных структур с напряженными слоями, так и для роста структур с самоформирующимися наноструктурами и квантовыми точками необходимо знать, как и при каких условиях в структурах, выращенных на буферных слоях, происходит смена механизма роста с двумерного на трехмерный.

Гетеропара Si/Ge является модельной системой для исследования процессов роста, общих для широко класса напряженных полупроводниковых гетероструктур [12,13]. Это в полной мере относится к исследованиям смены механизма роста с двумерного, планарного, на трехмерный, островковый [12–14]. К на-

стоящему времени данный вопрос достаточно подробно исследован для различных структур SiGe, выращенных на подложках Si(001) [12–16]. В частности, была установлена зависимость критической толщины двумерного роста (количество осажденного материала, при котором начинается смена механизма роста) от состава слоев SiGe [13], температуры их роста [17] и упругой энергии, накопленной в структуре [18]. В то же время особенности роста пленки Ge и образования самоформирующихся наноструктур на релаксированных буферных слоях SiGe/Si(001) изучены гораздо меньше. К настоящему времени исследованы лишь некоторые особенности роста самоформирующихся островков Ge(Si) на релаксированных буферных слоях [19,20]. Однако зависимость критической толщины двумерного роста Ge на релаксированных буферных слоях SiGe от условий роста, параметров структур и буферных слоев практически не исследована. Установление данной зависимости является важным с точки зрения получения на буферных слоях напряженных гетероструктур с контролируемой морфологией поверхности. В данной работе представлены результаты исследований особенностей смены механизма роста пленки Ge с двумерного на трехмерный при ее осаждении на релаксированные буферные слои SiGe/Si(001) с различным содержанием Ge. Исследовано влияние доли Ge в релаксированном SiGe буфере и предосаждения напряженных слоев Si на критическую толщину двумерного роста пленки Ge.

### 2. Эксперимент

В качестве подложек для формирования гетероструктур SiGe использовались градиентные релаксированные

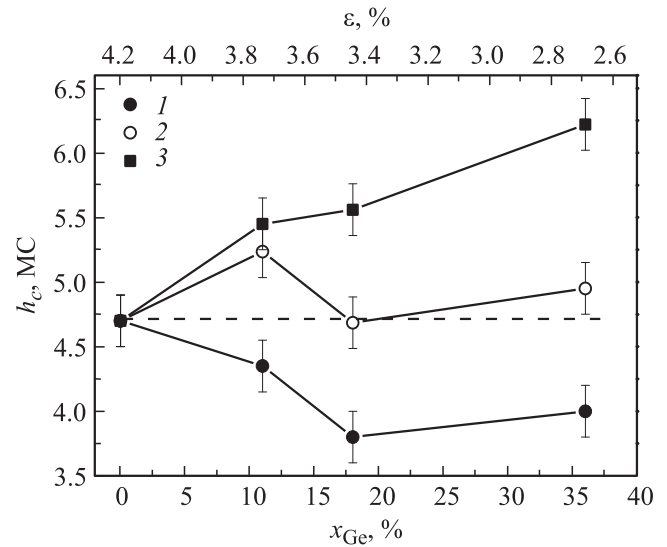
<sup>¶</sup> E-mail: shaleev@ipm.sci-nnov.ru

буферные слои  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}(001)$ , полученные методами газофазной эпитаксии при атмосферном [21] и пониженном давлении [5]. Доля Ge в верхнем релаксированном буферном слое составляла  $x = 11\text{--}36\%$ . Выращенные буферные слои были подвергнуты химико-механическому полированию (ХМП) для уменьшения шероховатости их поверхности. Исследованные структуры SiGe были выращены на релаксированных буферных слоях методом молекулярно-пучковой эпитаксии из твердых источников на высоковакуумных установках Riber SIVA-21 и „BALZERS“ UMS 500P. Температура роста структур была  $T_g = 650^\circ\text{C}$ . Типичные скорости осаждения Si и Ge составляли 0.5–1 Å/с и 0.1–0.2 Å/с, соответственно.

Выращенные структуры состояли из 1–4 периодов, каждый из которых содержал ненапряженный слой SiGe толщиной 100 нм, доля Ge в котором совпадала с долей Ge в релаксированном буферном слое SiGe; напряженный (растянутый) слой Si (sSi слой) толщиной от  $d(\text{sSi}) = 0$  до  $d(\text{sSi}) = 10$  нм и пленку Ge различной толщины. Таким образом, слои Ge, сформированные на слоях sSi различной толщины, в пределах одной структуры были разделены толстыми (100 нм) ненапряженными слоями SiGe, что позволяло избежать влияния нижележащих напряженных слоев на рост пленки Ge в верхних слоях структуры [14]. Критическая толщина двумерного роста Ge ( $h_c$ ) определялась *in situ* с помощью метода дифракции быстрых электронов (ДБЭ) по изменению картины ДБЭ с „полосковой“, соответствующей планарному росту, на „точечную“, характерную для трехмерного (островкового) роста. В структурах, предназначенных для исследования зависимости  $h_c$  от условий роста и параметров структур, осаждение Ge прекращалось сразу же после фиксации момента смены механизма роста с двумерного на островковый. Воспроизводимость значений  $h_c$  для различных структур с одинаковыми параметрами была не хуже  $\pm 0.2$  МС (1 монослой (МС)  $\approx 0.14$  нм =  $6.8 \cdot 10^{14}$  см<sup>2</sup>). Изображения поверхности выращенных структур были получены методом атомно-силовой микроскопии на приборе „NTEGRA Prima“ NT-MDT.

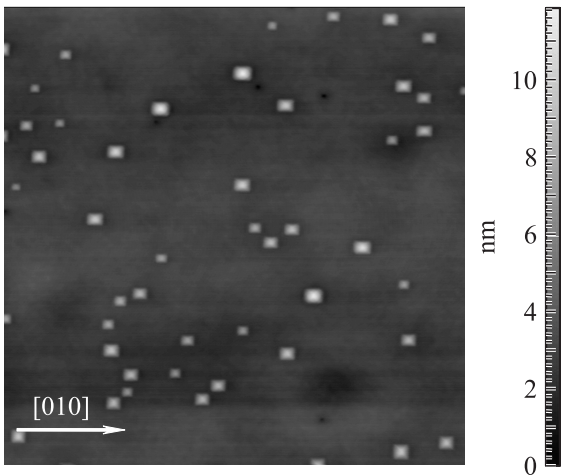
### 3. Результаты

В первой части работы представлены результаты исследований смены механизма роста с двумерного на трехмерный при осаждении Ge непосредственно на релаксированные слои  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ . Ранее было показано, что при росте напряженных слоев  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  на подложках Si(001), рассогласование кристаллических решеток пленки и подложки, которое определяется долей Ge в  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  слое, является одним из основных параметров, влияющих на величину  $h_c$  [13,22]. Уменьшение рассогласования кристаллических решеток ведет к увеличению критической толщины двумерного роста напряженных слоев [13]. Следовательно, при осаждении Ge непосредственно на релаксированные буферные слои  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  из-



**Рис. 1.** Зависимости критической толщины двумерного роста Ge  $h_c$  от содержания Ge в релаксированном буферном слое SiGe/Si(001) (нижняя шкала) и от рассогласования кристаллических решеток буферного слоя SiGe и Ge (верхняя шкала): 1 — при росте пленки Ge непосредственно на буферном слое SiGe, 2 — те же зависимости с учетом эффекта сегрегации Ge, 3 — при росте пленки Ge на напряженном слое sSi толщиной 5 нм. Пунктирной линией обозначено значение критической толщины двумерного роста пленки Ge на подложке Si(001).

за меньшего рассогласования кристаллических решеток величина  $h_c$  должна быть больше, чем в случае роста Ge на Si подложках. При этом величина  $h_c$  должна увеличиваться по мере роста доли Ge в релаксированном буфере. Однако было экспериментально обнаружено, что при одинаковых условиях роста (температура и скорость роста) критическая толщина двумерного роста Ge непосредственно на  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  буферных слоях оказывается, наоборот, меньше, чем при росте на подложках Si(001) (рис. 1). Это означает, что образование самоформирующихся наноостровков на буферных слоях  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  начинается при меньшем эквивалентном количестве осажденного Ge, что подтверждено АСМ исследованиями. В частности, в структуре, выращенной на буферном слое SiGe с содержанием Ge  $x = 18\%$ , в случае осаждения Ge непосредственно на буферном слое SiGe островки наблюдаются уже при осаждении 3.3 МС Ge (рис. 2). Отличие данного значения от значения  $h_c = 3.8$  МС, полученного методом ДБЭ (рис. 1), обусловлено тем, что метод ДБЭ является интегральным и изменение картины ДБЭ происходит при наличии на поверхности островков, занимающих заметную часть поверхности [18]. В то же время образование островков при росте Ge на Si(001) подложках начинается при толщине осажденного Ge больше 4.7 МС. Проведенные исследования показали, что при осаждении Ge непосредственно на буферном слое SiGe величина  $h_c$  слабо зависит от состава буферного слоя  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , а следовательно, и от рассогласо-



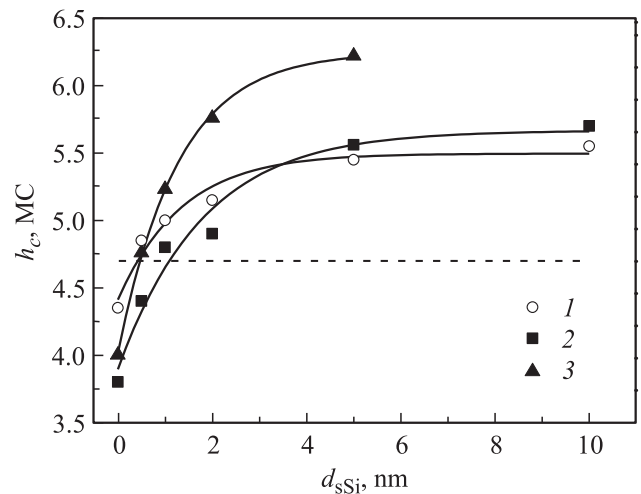
**Рис. 2.** АСМ снимок поверхности структур с Ge слоем толщиной 3.3 нм, осажденным непосредственно на буферный слой  $\text{Si}_{0.82}\text{Ge}_{0.18}$ . Размер снимка  $2 \times 2$  мкм.

вания кристаллических решеток осаждаемой пленки и подложки (рис. 1).

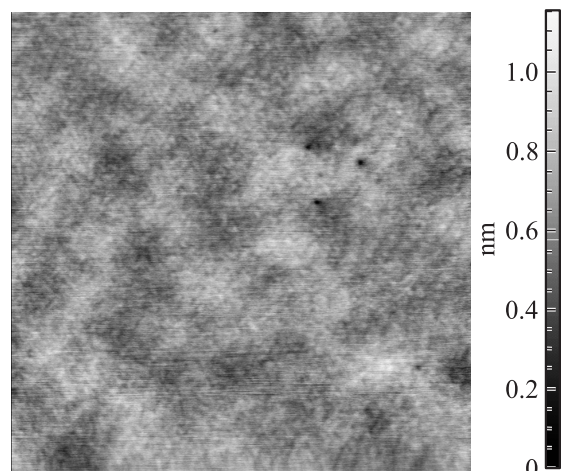
К уменьшению  $h_c$  при осаждении Ge непосредственно на релаксированные SiGe-буферные слои, по сравнению с ростом на Si-подложках, может приводить сегрегация Ge при росте ненапряженного слоя SiGe [23]. Согласно проведенным расчетам, с использованием подхода, описанного в работе [24], сегрегация атомов Ge в процессе осаждения ненапряженного слоя SiGe с долей Ge  $x = 11\text{--}36\%$  приводит к накоплению на поверхности роста от 0.8 до 0.9 нм Ge, в зависимости от состава используемого буферного слоя SiGe. В результате определенное экспериментально с использованием ДБЭ значение  $h_c$  для роста Ge непосредственно на буферном слое SiGe, будет на 0.8–0.9 нм меньше реально находящегося на поверхности количества Ge. Однако даже с учетом Ge, сегрегировавшего на поверхность, полученные значения  $h_c$  для пленки Ge на буферных слоях SiGe оказываются близкими к значению  $h_c$  для пленки Ge на Si(001) подложке и слабо зависят от рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки (рис. 1). Следовательно, при росте Ge на релаксированных буферных слоях SiGe, кроме рассогласования кристаллических решеток и сегрегации, существуют дополнительные факторы, оказывающие существенное влияние на смену механизма роста напряженной пленки с планарного на трехмерный. Эти факторы могут быть установлены при исследовании влияния предосаждения напряженного, растянутого, слоя Si на характер роста пленки Ge. Результаты данных исследований представлены во второй части статьи.

На рис. 3 представлены зависимости критической толщины двумерного роста Ge от толщины предосажденных слоев sSi для структур, выращенных на буферных слоях SiGe с различным содержанием Ge. Было обнаружено, что для каждого конкретного содержания Ge в

релаксированном буферном слое критическая толщина двумерного роста Ge  $h_c$  увеличивается при увеличении толщины предосажденного напряженного слоя Si (рис. 3). Увеличение  $h_c$  при увеличении толщины слоя sSi подтверждается результатами АСМ исследований структур с слоем sSi и без него (рис. 2 и 4). Так, при росте на буферном слое SiGe с долей Ge  $x = 18\%$  в случае предосаждения напряженного слоя sSi толщиной всего 2 нм островки на АСМ снимках не наблюдаются, так же как и после осаждения Ge толщиной 4.5 нм (рис. 4). Увеличение  $h_c$  с ростом толщины слоя sSi, разделяющего буферный слой SiGe и пленку Ge, так-



**Рис. 3.** Зависимости критической толщины двумерного роста Ge  $h_c$  от толщины предосажденного напряженного слоя sSi для структур, выращенных на релаксированных буферных слоях SiGe/Si(001) с различным содержанием Ge  $x, \%$ : 1 — 11, 2 — 18, 3 — 36. Пунктирной линией обозначено значение критической толщины двумерного роста пленки Ge на подложке Si(001). Сплошные линии проведены на глаз для наглядности.



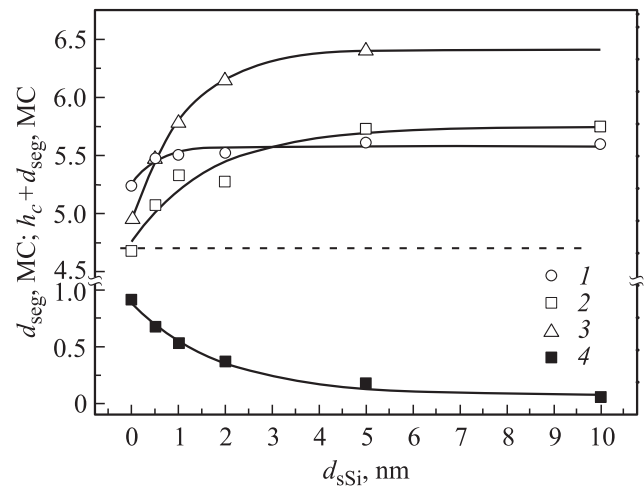
**Рис. 4.** АСМ снимок поверхности структур с Ge слоем толщиной 4.5 нм, осажденным на напряженный слой sSi толщиной 2 нм, выращенный на буферном слое  $\text{Si}_{0.82}\text{Ge}_{0.18}$ . Размер снимка  $2 \times 2$  мкм.

же может быть связано с эффектом сегрегации Ge. С ростом толщины слоя sSi падает количество Ge, накопленного на поверхности в результате сегрегации, что ведет к увеличению экспериментально определенной величины  $h_c$ . Однако анализ зависимости  $h_c$  от толщины слоя sSi показывает, что изменение  $h_c$  превышает как расчетное количество Ge, сегрегировавшего на поверхность буферного слоя SiGe (0.8–0.9 МС), так и максимальное количество Ge в 1 МС, которое может быть аккумуляровано на поверхности в результате сегрегации.

Полагается, что дополнительным фактором, оказывающим существенное влияние на смену механизма роста с планарного на островковый в случае роста на SiGe релаксированных буферных слоев SiGe, является шероховатость поверхности роста. АСМ исследования показали [25], что, несмотря на применение ХМП, шероховатость поверхности (значение RMS) используемых релаксированных буферов SiGe в 2–3 раза больше типичной шероховатости подложек Si (RMS  $\approx 0.1$  нм) [5,21]. Увеличение шероховатости поверхности роста может происходить также при осаждении ненапряженного слоя SiGe [26]. Известно [22], что в системе SiGe/Si(001) образование островков может происходить за счет постепенного развития шероховатости поверхности растущего напряженного слоя SiGe. Полагается, что большая шероховатость поверхности роста при осаждении Ge непосредственно на буферный слой SiGe, вызванная как использованием в качестве подложек релаксированных буферных слоев SiGe, так и ростом ненапряженного слоя SiGe, может быть причиной смещения момента смены механизма роста с планарного на островковый в область меньших значений  $h_c$ . Именно с существенным влиянием шероховатости на  $h_c$  связывается слабая зависимость  $h_c$  от доли Ge в буферном слое SiGe при отсутствии предосажденного слоя sSi (рис. 1).

Значительное увеличение  $h_c$  с ростом толщины слоя sSi также связывается с изменением шероховатости поверхности. Ранее было установлено [5,27], что при осаждении тонкого растянутого слоя Si на релаксированный SiGe буфер происходит уменьшение шероховатости поверхности. Таким образом, по мере роста толщины слоя sSi происходит уменьшение, как шероховатости поверхности роста, так и количества Ge, находящегося на поверхности вследствие сегрегации. Оба этих фактора ведут к увеличению  $h_c$ . В результате уже при толщине слоя sSi  $d(\text{sSi}) > 1$  нм значение  $h_c$  при росте Ge на буферных слоях SiGe слоев больше значения  $h_c$  в случае осаждения Ge на Si(001) подложку (рис. 3).

При больших ( $d(\text{sSi}) = 5\text{--}10$  нм) толщинах слоя sSi количество Ge, находящегося на поверхности в результате сегрегации, близко к нулю. И шероховатость поверхности роста при данных толщинах слоя sSi, по видимому, уже близка к шероховатости подложек Si. В результате основным фактором, оказывающим влияние на  $h_c$  для структур с толстыми слоями sSi, остается рассогласование кристаллических решеток Ge и подложки. Так как используемые толщины слоев Si



**Рис. 5.** Зависимости количества Ge ( $d_{\text{seg}}$ ), находящегося на поверхности роста вследствие сегрегации (нижний график, кривая 4), и критической толщины двумерного роста Ge с учетом этого количества Ge ( $h_c + d_{\text{seg}}$ ) от толщины предосажденного слоя sSi для структур, выращенных на релаксированных буферных слоях SiGe/Si(001) с различным содержанием Ge  $x$ , %: 1 — 11, 2 — 18, 3 — 36. Пунктирной линией обозначено значение критической толщины двумерного роста пленки Ge на подложке Si(001). Сплошные линии проведены на глаз для наглядности.

меньше толщин, при которых начинается пластическая релаксация упругих напряжений в них, рассогласование кристаллических решеток в исследуемых Ge/sSi/SiGe структурах определяется долей Ge релаксированном буфере. Как следствие, значения  $h_c$  для структур с толщиной слоев sSi  $d(\text{sSi}) \geq 5$  нм, выращенных на различных буферных слоях SiGe, имеют ярко выраженную зависимость от доли Ge в буферном слое (рис. 1 и 3).

Как видно из рис. 3, при увеличении содержания Ge в релаксированном буферном слое SiGe зависимость  $h_c$  ( $d(\text{sSi})$ ) становится более ярко выраженной, т.е. разброс значений критической толщины двумерного роста Ge становится больше для того же интервала значений толщин напряженного слоя Si. Этот факт связывается с ростом шероховатости поверхности при увеличении доли Ge в буферном слое SiGe, т.е. влияние шероховатости поверхности на рост Ge непосредственно на буферных слоях SiGe усиливается с ростом содержания Ge в буфере.

Для того чтобы разделить вклады эффектов сегрегации Ge и влияния шероховатости поверхности на критическую толщину двумерного роста Ge, была рассчитана зависимость количества Ge ( $d_{\text{seg}}$ ), находящегося на поверхности роста вследствие сегрегации, от толщины слоя sSi (нижняя зависимость на рис. 5). Так как разница значений между данными зависимостями для буферных слоев SiGe с содержанием Ge от  $x = 11$  до  $x = 36$  % не превышает 0.1 МС, то на рис. 5 приведено среднее значение данной зависимости. На рис. 5 также приведены зависимости изменения критической толщины



двумерного роста Ge от толщины предосажденного напряженного слоя Si с учетом количества Ge, находящегося на поверхности растущей структуры вследствие эффекта сегрегации ( $h_c + d_{\text{seg}}$ ) (верхние зависимости на рис. 5). Полагается, что зависимость величины  $h_c + d_{\text{seg}}$  характеризует изменение толщины двумерного роста Ge вследствие изменения шероховатости поверхности. По величине изменения  $d_{\text{seg}}$  и  $h_c + d_{\text{seg}}$  от  $d(\text{sSi})$  для буферов с различным содержанием Ge можно оценить, какой из двух факторов (сегрегация Ge или шероховатость поверхности) оказывает основное влияние на смену механизма роста Ge. Анализ зависимостей на рис. 5 показывает, что влияние изменения шероховатости поверхности на толщину двумерного роста Ge тем больше, чем выше содержание Ge в искусственной подложке. Для значения доли Ge в буферном слое SiGe  $x = 36\%$  эффект влияния шероховатости является доминирующим по сравнению с сегрегационным, а для значения  $x = 11\%$  — сегрегационный эффект сильнее (см. разницу значений для соответствующих зависимостей на рис. 5).

#### 4. Заключение

Исследования роста пленки Ge на релаксированных буферных слоях SiGe/Si(001) с различным процентным содержанием Ge показали, что кроме рассогласования кристаллических решеток пленки и подложки, на величину критической толщины двумерного роста Ge на релаксированных буферных слоях SiGe существенное влияние оказывают сегрегация Ge при росте слоев SiGe и изменение шероховатости поверхности роста при осаждении напряженных (растянутых) слоев Si. Обнаружено, что, несмотря на меньшее рассогласование кристаллических решеток Ge и релаксированных буферных слоев SiGe, критическая толщина двумерного роста Ge непосредственно на буферных слоях SiGe с долей Ge  $x = 11\text{--}36\%$  меньше, чем при осаждении Ge на подложку Si(001). Данный факт связывается с более высокой шероховатостью поверхности буферных слоев SiGe по сравнению с подложками Si(001) и сегрегацией Ge при росте ненапряженных слоев SiGe. Экспериментально показано, что критическая толщина двумерного роста Ge растет при увеличении толщины предосажденного на буферный слой SiGe напряженного (растянутого) слоя Si. Полагается, что это обусловлено уменьшением как шероховатости поверхности роста, так и количества Ge, находящегося на ней вследствие сегрегации. Обнаруженные особенности роста пленки Ge на релаксированных буферных слоях SiGe необходимо учитывать при формировании структур с напряженными полупроводниковыми слоями на искусственных подложках на основе релаксированных буферов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 11-02-00951-а и 11-02-12100-офи-м-2011) и программ фундаментальных исследований РАН.

#### Список литературы

- [1] M.L. Lee, E.A. Fitzgerald, M.T. Bulsara, M.T. Currie, A. Lochtefeld. *J. Appl. Phys.*, **97**, 011 101 (2005).
- [2] S. Tsujino, C.V. Falub, E. Müller, M. Scheinert, L. Diehl, U. Gennser, T. Fromherz, A. Borak, H. Sigg, D. Grützmacher, Y. Campidelli, O. Kermarrec, D. Bensahel. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2829 (2004).
- [3] N. Usami, F. Issiki, D.K. Nayak, Y. Shiraki, S. Fukatsu. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 524 (1995).
- [4] S. Gupta, M.L. Lee, E.A. Fitzgerald. *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 192 104 (2005).
- [5] Y. Bogumilowicz, J.M. Hartmann, N. Cherkashin, A. Claverie, G. Rolland, T. Billon. *Mater. Sci. Eng. B*, **124-125**, 113 (2005).
- [6] K.E. Lee, E.A. Fitzgerald. *Journal of Crystal Growth*, **312**, 250 (2010).
- [7] I. Tängring, H.Q. Ni, B.P. Wu, D.H. Wu, Y.H. Xiong, S.S. Huang, Z.C. Niu, S.M. Wang, Z.H. Lai, A. Larsson. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 221101 (2007).
- [8] M. d’Avezac, J.-W. Luo, T. Chanier, A. Zunger. *Phys. Rev. Lett.*, **108**, 027401 (2012).
- [9] M.L. Lee. E.A. Fitzgerald. *J. Appl. Phys.*, **94**, 2590 (2003).
- [10] G. Matmon, D.J. Paul, L. Lever, M. Califano, Z. Ikonić, R.W. Kelsall, J. Zhang, D. Chrastina, G. Isella, H. von Känel, E. Müller, A. Neels. *J. Appl. Phys.*, **107**, 053 109 (2010).
- [11] L. Diehl, S. Menteşe, E. Müller, D. Grützmacher, H. Sigg, U. Gennser, I. Sagnes, Y. Campidelli, O. Kermarrec, D. Bensahel, J. Faist. *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 4700 (2002).
- [12] D.J. Paul. *Semicond. Sci. Technol.*, **19**, R75 (2004).
- [13] K. Brunner. *Rep. Progr. Phys.*, **65**, 27 (2002).
- [14] Ю.Н. Дроздов, А.В. Новиков, М.В. Шалеев, Д.В. Юрасов. *ФТП*, **44**, 538 (2010).
- [15] A. Rastelli, H. Von Känel, B.J. Spencer, J. Tersoff. *Phys. Rev. B*, **68**, 115 301 (2003).
- [16] A. Vailionis, B. Cho, G. Glass, P. Desjardins, D.G. Cahill, J.E. Greene. *Phys. Rev. Lett.*, **85**, 3672 (2000).
- [17] H. Sunamura, Y. Shiraki, S. Fukatsu. *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 953 (1995).
- [18] D.V. Yurasov, Yu.N. Drozdov, M.V. Shaleev, A.V. Novikov. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 151 902 (2009).
- [19] M.V. Shaleev, A.V. Novikov, O.A. Kuznetsov, A.N. Yablonsky, N.V. Vostokov, Yu.N. Drozdov, D.N. Lobanov, Z.F. Krasilnik. *Mater. Sci. Eng. B*, **124-125**, 466 (2005).
- [20] Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, О.А. Кузнецов, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, М.В. Шалеев. *ФТП*, **40**, 235 (2006).
- [21] Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, О.А. Кузнецов, А.В. Новиков, В.А. Перовошиков, М.В. Шалеев. *ФТП*, **47**, 44 (2005).
- [22] J. Tersoff, B.J. Spencer, A. Rastelli, H. von Känel. *Phys. Rev. Lett.*, **89**, 196 104 (2002).
- [23] P. Boguslawski, J. Bernholc. *Phys. Rev. Lett.*, **88**, 166 101 (2002).
- [24] Ю.Н. Дроздов, Д.Н. Лобанов, А.И. Никифоров, А.В. Новиков, В.В. Ульянов, Д.В. Юрасов. *Поверхность. РСНИ*, **7**, 61 (2009).
- [25] Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, О.А. Кузнецов, А.В. Новиков, В.А. Перовошиков, М.В. Шалеев. *Микроэлектроника*, **34**, 1 (2005).
- [26] K. Sawano, S. Koh, Y. Shiraki, N. Usami, K. Nakagawa. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 4339 (2003).

- [27] Y.H. Xie, G.H. Gilmer, C. Roland, P.J. Silverman, S.K. Buratto, J.Y. Cheng, E.A. Fitzgerald, A.R. Kortan, S. Schuppler, M.A. Marcus, P.H. Citrin. *Phys. Rev. Lett.*, **73**, 3006 (1994).

Редактор Т.А. Полянская

## 2D-3D growth transition of Ge layer during deposition on relaxed SiGe/Si(001) buffer layers

*M.V. Shaleev, A.V. Novikov, D.V. Yurasov, J.M. Hartmann\*, O.A. Kuznetsov†, D.N. Lobanov, Z.F. Krasilnik*

Institute for Physics of Microstructures,  
Russian Academy of Sciences,  
603950 Nizhny Novgorod, Russia  
\* CEA / Leti, 38054 Grenoble, France  
† Physicotechnical Research Institute,  
Nizhny Novgorod State University,  
603950, Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** In this paper investigations of the dependence on layers parameters of critical thickness of two-dimensional (2D) growth of Ge on relaxed SiGe/Si(001) buffer layers with different Ge content were performed. It is shown that the critical thickness of a Ge film is influenced not only by lattice mismatch between the substrate and the film, but also by Ge segregation during SiGe layers growth and change of surface roughness during tensile-strained Si layer growth. It is revealed that the critical thickness of 2D growth of Ge deposited directly on SiGe buffers with Ge content  $x = 11\text{--}36\%$  is smaller than in the case of growth on Si(001) substrates. The increase of critical thickness with increase of the predeposited tensile-strained Si layer thickness is connected with the decrease of surface roughness and of amount of segregated Ge on the surface.