

Эффекты латерального упорядочения самоорганизованных наноструктур SiGe, выращенных на напряженных буферных слоях Si_{1-x}Ge_x

© В.В. Стрельчук, А.С. Николенько[†], П.М. Литвин, В.П. Кладько, А.И. Гудыменко, М.Я. Валах, З.Ф. Красильник*, Д.Н. Лобанов*, А.В. Новиков*

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева Национальной академии наук Украины, 03028 Киев, Украина

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

(Получена 15 ноября 2011 г. Принята к печати 21 ноября 2011 г.)

Методами атомно-силовой микроскопии, микро-спектроскопии комбинационного рассеяния света и высокоразрешающей рентгеновской дифракции исследованы особенности пространственного упорядочения наноструктур SiGe в однослойных структурах, сформированных на напряженном буферном подслое Si_{1-x}Ge_x. Показано, что рост наноструктур на подслое Si_{1-x}Ge_x не только стимулирует эффект их пространственного упорядочения, но и усиливает роль интердиффузионных процессов. Наблюдаемое необычно высокое увеличение объема островков в процессе эпитаксии связано с индуцированной неоднородным полем упругих деформаций аномально сильной диффузией материала из буферного подслоя в островки. Анизотропия формы и пространственного упорядочения островков обсуждается как следствие анизотропии диффузионных процессов в поле пространственно-неоднородных упругих напряжений.

1. Введение

В настоящее время актуальной является проблема контролируемого управления размерами полупроводниковых квантовых точек (КТ), их дисперсий и пространственным упорядочением непосредственно в процессе молекулярно-пучковой эпитаксии [1]. Известно, что спонтанное зарождение когерентных трехмерных островков после формирования однородного смачивающего слоя (механизм Странского–Крастанова) сопровождается хаотичным взаимным расположением квантовых точек [2,3]. Для повышения пространственного упорядочения массивов КТ и уменьшения их разброса по размерам применялось варьирование температуры и скорости роста [4], использовались примеси и стрессоры для введения центров зарождения островков Ge на подложке Si [5,6], применялся рост на отклоненных подложках [7,8]. Однако на сегодня проблема получения пространственно упорядоченных массивов однородных КТ Ge остается по-прежнему актуальной.

Одним из возможных путей решения данной проблемы является формирование пространственно упорядоченных плотных массивов островков GeSi на напряженных буферных подслоях Si_{1-x}Ge_x. Как было показано в работах [9,10], при фиксированной толщине такого подслоя поверхностная плотность островков возрастает с увеличением доли Ge в слое Si_{1-x}Ge_x, что обусловлено уменьшением длины поверхностной диффузии адатомов вследствие увеличения шероховатости поверхности подслоя Si_{1-x}Ge_x. При увеличении поверхностной плотности наноструктур, когда расстояние между ними становится сравнимым с их размерами, может иметь место латеральное взаимодействие упругих деформационных

полей соседних островков. Это взаимодействие способствует упорядочению островков в плоскости роста.

В данной работе исследовалось влияние параметров напряженного подслоя Si_{1-x}Ge_x на латеральное самоупорядочение наноструктур SiGe в однослойных структурах.

2. Методика эксперимента

Исследуемые структуры были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках Si(001) при 700°C. После термической очистки подложки в камере роста и выращивания буферного слоя Si толщиной 100 нм на нем выращивался дополнительный напряженный слой Si_{1-x}Ge_x толщиной 10 нм с долей Ge $x = (0.22 \pm 0.02)$. Переменная толщина осажденного Ge при формировании островков в режиме роста Странского–Крастанова достигалась остановкой вращения подложки, что обеспечивало градиент количества осажденного Ge от центра к краям подложки. В результате на подслое Si_{1-x}Ge_x осаждался слой Ge с эффективной толщиной от 9 до 11 монослоев (МС/МЛ) ($1 \text{ МС} = 6.8 \cdot 10^{14} \text{ атомов/см}^2 \approx 0.14 \text{ нм}$), плавно изменяющейся по поверхности структуры.

Измерения спектров микроскопического комбинационного рассеяния света (КРС) проводились в геометрии на отражение при комнатной температуре с помощью тройного рамановского спектрометра T-64000 Horiba Jobin-Yvon, оснащенного охлаждаемым ССД-детектором. Для возбуждения использовалась линия ионного Ar–Kr-лазера с длиной волны 457.9 нм, излучение было сфокусировано на образце в пятно размером 1 мкм при мощности излучения около 1–2 мВт.

[†] E-mail: nikolenko_mail@ukr.net

Высокоразрешающие рентгенодифракционные исследования деформационного состояния и состава структур проводились с использованием дифрактометра X'PERT PRO MRD с 4-кристалльным монохроматором, 3-кристалльным анализатором Ge(220) и расходимостью пучка в 12 угл.с. С целью определения роли упругих напряжений и механизмов их релаксации в процессах упорядочения наноструктур измерялись кривые отражения и карты обратного пространства (КОП) для симметричной (004) и асимметричных (113), (404) геометрий дифракции. Измерение КОП для наноструктур позволяет также разделить влияние деформаций и мозаичности [11–13].

Морфология наноструктур изучалась с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) Nanoscope IIIa в полуконтактном режиме измерения. Для уменьшения искажений, вносимых конечным радиусом кривизны сканирующего зонда, использовались зонды TESP-HAR (Veeco Inc.) с углом при вершине 5°.

3. Результаты исследований и их обсуждение

Морфология поверхности исследуемой структуры была проанализирована с использованием статистического анализа АСМ-изображений поверхности в контрольных точках структуры, соответствующих толщинам осажденного в процессе формирования островков Ge 9, 10 и 11 МС. Увеличение номинальной толщины осажденного Ge приводит к переходу от бимодального распределения размеров и формы островков типа *hut*-кластеров и пирамид, который наблюдается при 9 МС германия, к одномодальному распределению только куполообразных островков при толщине германия 10 МС и дальнейшему сужению этого распределения при 11 МС. Особенно наглядно качественное изменение морфологии наноструктур характеризуют распределения высот островков. При толщине осажденного германия 9 МС распределение имеет максимумы при высотах 12,9 и 26,6 нм, а при 10 и 11 МС максимумы соответствуют высотам 37,5 и 37,2 нм (рис. 1). При этом средние латеральные размеры островков-пирамид и островков-куполов различаются слабо и составляют 220, 208 и 218 нм при толщинах осажденного германия 9, 10 и 11 МС соответственно.

Отметим также, что при увеличении толщины осажденного Ge поверхностная плотность островков практически не изменяется (она составляет 27,9, 27,3 и 28,2 мкм⁻² при толщинах Ge 9, 10 и 11 МС соответственно). Таким образом, при неизменной поверхностной плотности островков происходит значительное увеличение заполнения приповерхностного пространства островками за счет полного исчезновения мелких пирамид и перехода всех крупных пирамид в купола, имеющие больший угол наклона боковых граней к основанию.

Уменьшение расстояния между островками приводит к более сильному их взаимодействию посредством полей упругих деформаций, которые они создают. Такое упругое взаимодействие приводит к проявлению эффектов пространственного упорядочения во взаимном расположении островков [14]. В нашем случае эффект упорядочения достаточно очевиден даже непосредственно из АСМ-изображений структур (рис. 1). Кроме большего упорядочения островков, увеличение количества осажденного германия также приводит к более четкому проявлению эллиптической формы оснований островков в направлениях, близких к [100]. Анизотропия формы оснований островков в некоторой мере свидетельствует об интенсивности упругого взаимодействия между ними и диффузионного массопереноса. Так, при толщине осажденного германия 11 МС большая интенсивность максимумов в распределении ориентации островков (больших осей эллипса, которыми аппроксимируется форма их основания) (рис. 1) свидетельствует о более сильном проявлении анизотропного характера диффузионных процессов, принимающих участие в формировании островков. Важно также отметить, что расстояние между максимумами в распределении ориентации островков составляет ~ 82%, т.е. существует небольшое отклонение латеральной ориентации расположения островков от кристаллографических направлений [100] и [010].

Количество и характер расположения максимумов двумерных (2D) автокорреляционных функций (рис. 2), построенных по АСМ-сканам площадью 10 × 10 мкм, четко указывают на формирование характерной двумерной сетки в расположении наноструктур. При этом островки ориентированы по направлениям, близким к [010] и [100]. Наличие трех максимумов на сечениях автокорреляционных функций вдоль обозначенных направлений указывает на корреляцию ближнего порядка во взаимном размещении островков, вплоть до третьего соседнего островка (рис. 2). Наиболее сильно это проявляется при толщине германия 10 МС, для которой четко наблюдается максимум 2D автокорреляции четвертого порядка, что свидетельствует о более строгой периодичности расположения островков в этом случае. Расстояние между максимумами на профиле автокорреляционных функций определяет среднее расстояние между островками вдоль линии профиля. При увеличении толщины Ge четко регистрируется уменьшение периода размещения островков, и в направлении [010] период составляет 200, 188 и 184 нм при 9, 10 и 11 МС германия соответственно.

Для оценки роли диффузии в формировании островков проанализируем более обстоятельно наблюдаемое увеличение размеров островков при увеличении толщины осажденного Ge. Из анализа АСМ-данных было установлено, что при 9 и 11 МС осажденного Ge имеет место увеличение объема материала в островках соответственно в 3,3 и 5 раз в сравнении с номинально осажденным объемом германия. При обычной высокотемпературной эпитаксии ($\geq 500^\circ\text{C}$) на кремниевый

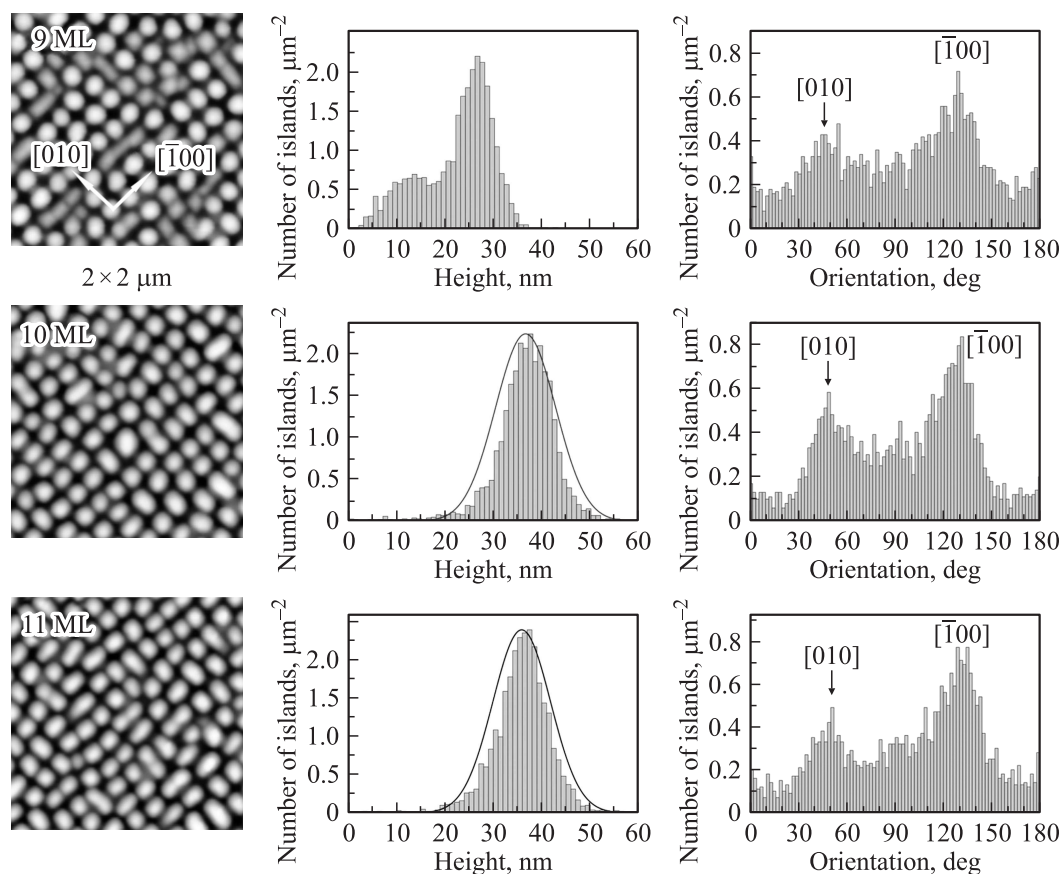


Рис. 1. АСМ-изображения поверхности структур, гистограммы высот островков и ориентации большой оси эллипса основания островков при толщинах осажденного Ge 9, 10 и 11 МС.

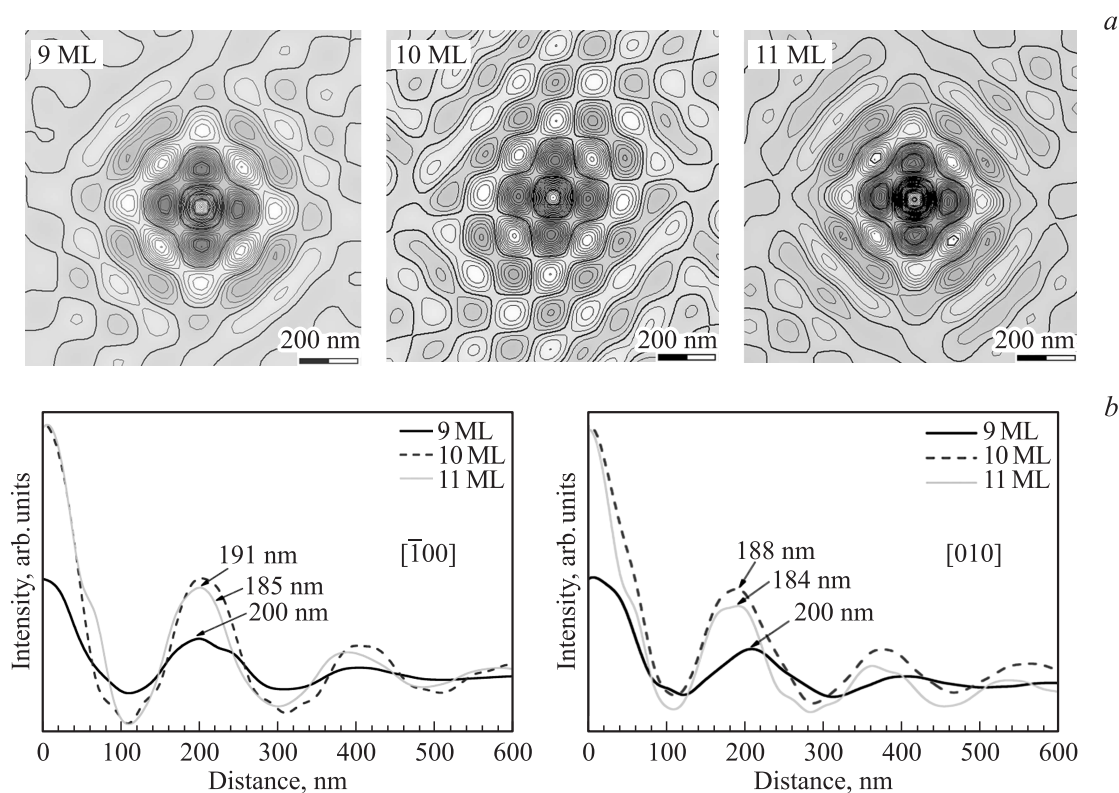


Рис. 2. Автокорреляционные карты сканов поверхностей исследуемых структур при номинальных толщинах Ge 9, 10 и 11 МС (а) и сечение автокорреляционных карт в направлениях $[010]$ и $[100]$ (b).

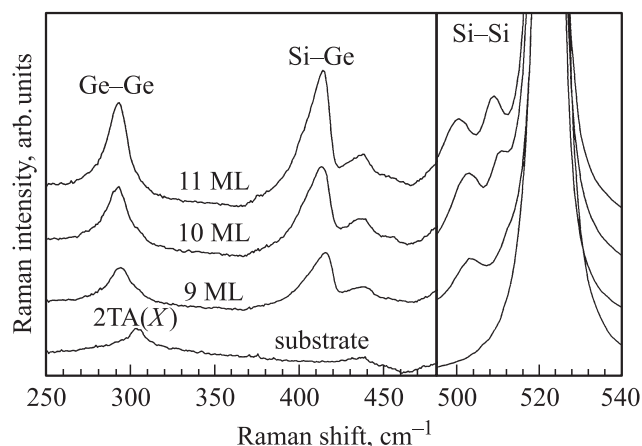


Рис. 3. Спектры КРС исследуемой структуры при толщине осажденного Ge 9, 10 и 11 МЛ. Комнатная температура, длина волны возбуждения $\lambda = 457.9$ нм.

буфер эта разница за счет диффузии Si из буферного слоя может составлять несколько десятков процентов. Как было показано нами ранее [13], это происходит за счет аномально сильной диффузии атомов твердого раствора из подслоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в островки, приводящей в результате к существенному превышению суммарного объема островков над общим объемом Ge, осажденного на подслое SiGe. Роль последнего процесса возрастает при увеличении толщины Ge, осажденного на подслое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

Исходя из экспериментально определенного 5-кратного превышения общего объема островков над 11 МЛ осажденного Ge и учитывая, что при росте островков на подслое $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ толщина смачивающего слоя Ge не превышает 1.5 МЛ [12], легко оценить общий объем вещества, продиффундировавшего из подслоя SiGe в островки в процессе их роста. Такая оценка дает удивительный результат: в островки уходит более 60% буферного наряженного подслоя SiGe. Таким образом, в полученной структуре толщина оставшегося подслоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ составляет всего 3.7 нм и суммарный объем островков превышает в ~ 2 раза объем материала, оставшегося в подслое SiGe. Столь громадный поток диффундирующих атомов при температуре, существенно меньшей температуры плавления вещества, может быть понят, только если принять во внимание стимулирующую роль неоднородного поля упругих напряжений (эффект Горского [15]), градиент которого в исследуемых структурах с наноструктурами может быть очень велик.

Столь сильная диффузия материала в островки в процессе их формирования приводит к значительному изменению номинального компонентного состава слоев и деформаций в системе. Очевидно также, что кинетика такого процесса оказывает значительное влияние на результирующую морфологию структуры.

Для оценки компонентного состава и деформаций нами использовалась спектроскопия микро-КРС.

В полученных спектрах КРС исследуемой структуры (рис. 3) наблюдаются полосы, соответствующие колебаниям Si-Si, Si-Ge и Ge-Ge, что является типичным для структур Ge/Si с наноструктурами [16–18]. Отличие от случая традиционного роста островков на кремниевом буфере состоит в проявлении дублетного характера полос, что особенно четко наблюдается для полосы колебаний Si-Si при 11 МЛ осажденного германия. Как было показано нами ранее [13], это связано с проявлением двух разных отличающихся по составу и напряжениям областей твердых растворов SiGe — островков и подслоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. При этом более уширенные низкочастотные полосы колебаний связаны с островками, а более узкие высокочастотные компоненты дублета — с подслоем SiGe. Из разложения полос колебаний Si-Si и Si-Ge на составляющие с использованием описанной в [19] методики определения компонентного состава и упругих напряжений в твердом растворе Si-Ge были проведены оценки соответствующих величин в подслое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и островках (табл. 1).

Полученные результаты (табл. 1) подтверждают факт аномально сильной диффузии материала в островки. Так, значительное перераспределение материала между островками и буферным подслоем в результате приводит к увеличению содержания германия в подслое и почти полной релаксации напряжений в островках. Поскольку постоянная решетки Ge на 4% превышает ее размер для Si, при этом должна увеличиваться упругая энергия подслоя, что, казалось бы, делает этот факт маловероятным. Однако такой вывод был бы справедлив при неизменной толщине слоя SiGe. Действительно, упругая энергия, накопленная в слое, пропорциональна его толщине d и квадрату компоненты ϵ_{xx} тензора деформации: $E \propto \epsilon_{xx}^2 d$. Таким образом, для неизменности величины упругой энергии подслоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при наблюдаемом увеличении содержания в нем Ge в 1.5 раза необходимо уменьшение толщины слоя по крайней мере в 2.25 раза, т.е. до 4.4 нм. Оцененная нами выше величина $d_1 = 3.7$ нм обеспечивает это и, более того, указывает на уменьшение упругой энергии слоя SiGe в результате диффузии из него атомов твердого раствора. Разница в изменении толщины и компонентного состава буферного слоя позволяет легко оценить соотношение атомов Si и Ge, покинувших буферный слой. Оказывается, что

Таблица 1. Содержание германия и величина деформации в подслое и островках исследуемой структуры, полученные из анализа спектров КРС

Толщина Ge	Подслой		Островки	
	x	ϵ_{xx}	x	ϵ_{xx}
9 МЛ	0.30	−0.014	0.29	−0.003
10 МЛ	0.32	−0.013	0.31	−0.001
11 МЛ	0.33	−0.012	0.32	0.001

Таблица 2. Латеральный период размещения островков вдоль различных кристаллографических направлений по данным рентгеновской дифракции

Толщина Ge	113 (0°)	113 (90°)	404 (45°)	404 (-45°)
9 МС	260	269	177	164
10 МС	255	246	172	—
11 МС	226	226	165	157

Примечание. Значения зоны в нм.

доля атомов Ge в общем потоке атомов, диффундировавших из буфера в островки, составляет ~ 16%.

Этот результат еще раз подтверждает сформулированный выше вывод о том, что основной движущей силой обсуждаемого интердиффузионного процесса в наноструктурах является эффект Горского. В данном случае именно он стимулирует диффузию атомов кремния в островки и одновременно обеспечивает восходящую диффузию атомов германия из подслоя SiGe с меньшим содержанием в островки, где содержание германия первоначально существенно выше.

Следует также отметить значительное увеличение содержания кремния в островках в данном случае в сравнении с исследовавшимися ранее наноструктурами, полученными эпитаксией германия на кремнии при аналогичных технологических режимах (температура 700°C, толщина слоя германия 11 МС). Этот факт вполне понятен, если принять во внимание, что замена кремниевого буфера на слой SiGe приводит к уменьшению критической толщины пленки Ge, при которой начинается переход 2D → 3D (от двумерного к трехмерному росту) [11,12]. Как следствие, удлиняется продолжительность процесса роста островков и соответственно время, в течение которого происходит диффузия из материала подложки в островки. Более важным является тот факт, что более тонкий смачивающий слой Ge облегчает диффузию атомов из подслоя SiGe в островки.

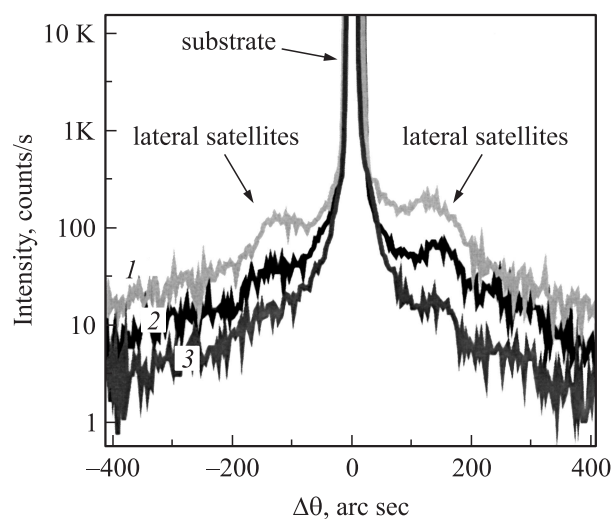
Последующие исследования упорядочения островков проводились с помощью метода высокоразрешающей рентгеновской дифракции (HRXRD), который является неразрушающим методом исследования многослойных наноструктур [20–22]. Применение этого метода позволяет определить их деформационное состояние и степень пространственного упорядочения [23]. Метод HRXRD успешно применялся при исследовании пространственного упорядочения квантовых точек в системах PbSe/PbEuTe [24], InGaAs/GaAs [25], Si/Ge [26].

Для контрольных точек исследуемой структуры проводилось измерение кривых качания в косой геометрии, а именно (113)- и (404)-сканирование для плоскостей дифракции типов {110} и {100}. Такая геометрия эксперимента позволяет получить информацию о параметрах решетки перпендикулярно и параллельно поверхности, а также определить состав исследуемой структуры [21,22]. На кривых качания (рис. 4) отчетливо наблюдается

присутствие латеральных сателлитов, что свидетельствует об упорядочении системы островков SiGe. Среднее расстояние между диффузными максимумами на кривых позволяет определить среднее расстояние между островками: из отражения (113) — расстояние в направлении [110], а из взаимно перпендикулярных (404) — вдоль [100] и [010]. Значения латерального периода для всех точек образца приведены в табл. 2. Полученные данные четко свидетельствуют о различии расстояний между точками в направлениях [100] и [010], т.е. латеральная элементарная ячейка массива островков не является строго ортогональной.

Для выяснения причин, вызывающих полученные особенности латерального упорядочения островков, было проанализировано влияние ориентации поверхности подложки на расположение островков вдоль кристаллографических направлений. Подложка была слабо разориентирована в направлении, близком к [010], с соответствующими компонентами вдоль направления $[110] \sim 0.4^\circ$ и в перпендикулярном направлении $[110] 0.3^\circ$. В свою очередь, буферный слой SiGe разориентирован только в направлении $[110]$ на 0.2° . Как нами было показано ранее [21], причиной такой разориентации слоя на отклоненной подложке является анизотропное деформационное искажение его решетки. При этом отсутствие разориентации в другом направлении может свидетельствовать о ее частичной компенсации за счет возникновения отклонения противоположного знака в направлении [110] вследствие уменьшения толщины буферного слоя при увеличении концентрации германия.

Как было показано в работе [27], рост планарного слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на подложке Si до образования ограниченных островков в области концентраций $0.2 < x < 0.6$ сопровождается образованием упорядоченного рельефа в виде сетки неровностей с характерным периодом от 100

**Рис. 4.** Рентгеновские дифракционные ω -сканы исследуемой структуры при толщинах осажденного Ge 9 (1), 10 (2) и 11 МС (3).

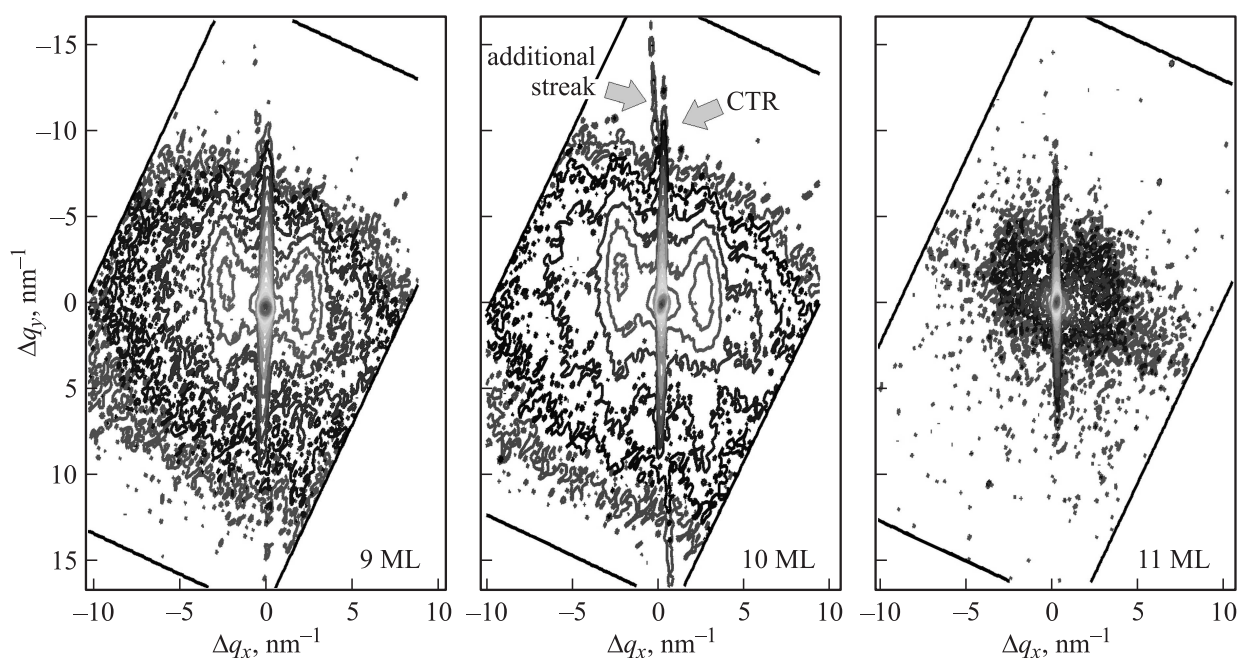


Рис. 5. Карты обратного пространства, измеренные в асимметричной геометрии дифракции (113) при толщинах осажденного Ge 9, 10 и 11 МС.

до 200 нм в зависимости от концентрации Ge x в твердом растворе. Этот эффект был связан с энергетическим выигрышем при образовании индуцированных упругими напряжениями неустойчивостей роста. Очевидно, что образование такого рельефа сопровождается модуляцией упругих поверхностных напряжений структуры.

В случае роста напряженного слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на разориентированной поверхности кремния будет возникать дополнительная упорядоченная модуляция напряжений в плоскости роста структуры. При увеличении концентрации Ge в буферном слое эффект разориентации слоя увеличивается, приводя к более сильному уровню модулированных напряжений вдоль поверхности [28]. Так, при выращивании многослойных структур $\text{Si}/\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ [29–31] на слабо отклоненных поверхностях Si образование периодического волнообразного рельефа наблюдалось в направлении отклонения подложки. При этом характерный латеральный период модуляций рельефа во много раз превышал расстояние между атомными ступенями отклоненной подложки.

Таким образом, можно предположить, что зарождение и пространственное упорядочение наноструктур на отклоненном подслое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ будет определяться упомянутыми выше модуляциями рельефа и соответствующими им полями пространственно-неоднородных упругих напряжений. Этот эффект будет приводить к образованию на поверхности структуры мест предпочтительного зарождения островков. При этом неоднородное поле упругих напряжений подслоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ также будет влиять на рост наноструктур, приводя к анизотропии их формы и латерального размещения.

Степень упорядочения точек увеличивается при изменении толщины Ge от 9 до 10 МС, о чем свидетельствует появление на дифракционных кривых и картах обратного пространства (КОП) латеральных спутников второго порядка, что коррелирует с АСМ-данными (рис. 1). При толщине германия 11 МС эти спутники пропадают. Размытие спутников при росте общего диффузного фона можно объяснить ухудшением структурных свойств системы в целом. В частности, этот эффект может быть обусловлен частичным слиянием соседних островков (образованием дефектных островков) (рис. 5).

Из табл. 2 видно уменьшение латерального периода островков с толщиной осажденного германия, что коррелирует с наблюдаемым в АСМ-картинах увеличением степени заполнения островками поверхности и результатами, полученными из анализа автокорреляционных карт. Анализ рефлексов отражения (113) и (404) показывает, что для двух взаимноперпендикулярных направлений имеет место небольшое различие в расстояниях между соседними островками. Этот эффект свидетельствует об упорядоченном расположении островков в виде латеральной периодической ячейки, форма которой несколько отличается от квадратной.

Детальную информацию о параметрах исследуемых структур позволяет получить измерение КОП для разных рефлексов и ориентацией образцов. Измерение карт обратного пространства в асимметричных геометриях дифракции (113) и (404) подтвердило наше утверждение о характере упорядочения островков по длине образца (рис. 5). Наибольшее упорядочение наблюдалось при толщине германия 10 МС, наименьшее — при 11 МС.

О наибольшем упорядочении островков и однородности их распределения по размерам и форме при толщине германия 10 МС свидетельствует следующее. На картах обратного пространства для рефлекса 113 наблюдается „полоска“ под небольшим углом к основному рефлексу (CTR). Мы считаем, что данный дифракционный эффект является результатом зеркального отражения рентгеновского луча от огранки островков. На картах при 9 и 11 МС Ge таких полосок нет, так как нет отражения от ребер граней островков.

Данные рентгеноструктурного анализа подтвердили, что во всех осажденных буферных слоях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ не происходило релаксации упругих напряжений. Следовательно, предполагаемое уменьшение длины поверхностной диффузии адатомов Ge не могло быть вызвано изменением параметра кристаллической решетки, так как в результате осаждения напряженных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, независимо от доли Ge, параметр решетки в плоскости роста оставался равным параметру решетки объемного Si.

Следует отметить также довольно необычное положение латеральных сателлитов относительно пика подложки. В проекции на вектор дифракции они находятся в области больших углов, т.е. меньшего параметра решетки, что весьма странно ввиду большого значения межплоскостного расстояния в слое твердого раствора Si-Ge на кремниевой подложке.

4. Заключение

Исследовано пространственное упорядочение островков в однослойных структурах, сформированных при различных толщинах осажденного Ge на напряженном подслое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Показано, что увеличение толщины Ge, осажденного на напряженный буферный подслоя, стимулирует пространственное упорядочение островков за счет более сильного взаимодействия полей упругих деформаций соседних островков, обусловленного увеличением заполнения приповерхностного пространства структуры островками. Пространственно-неоднородные поля упругих напряжений в системе, инициированные разориентациями подложки и буферного слоя, усиливают роль интердиффузионных процессов, обеспечивая аномально интенсивные потоки атомов из буферного подслоя в островки, в которых происходит частичная релаксация упругих напряжений. Результирующая морфология самоформирующейся наноструктуры определяется кинетикой указанного процесса, и общий объем островков может в несколько раз превышать объем осажденного Ge. Вследствие анизотропного характера диффузионных процессов, имеющих место при формировании структуры, наблюдается анизотропия формы и взаимного размещения островков. При этом наибольшее упорядочение островков при использованной температуре осаждения наблюдалось при толщине осажденного германия 10 МС. Дальнейшее увеличение толщины Ge

приводит к более сильному проявлению эллиптического характера формы основания островков.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке в рамках проектов Украинской государственной целевой научно-технической программы „Нанотехнологии и наноматериалы“ (проекты № 3.5.2.6 и 3.5.1.12/19), государственного фонда фундаментальных исследований (проект Ф38/363) и МОН Украины (проект № М90/2010).

Список литературы

- [1] J. Philips. J. Appl. Phys., **91**, 4590 (2002).
- [2] V.A. Shchukin, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. *Epitaxy of Nanostructures. Ser. NanoScience and Technology* (Springer, 2004) p. 387.
- [3] D. Leonard, M. Krishnamoorthy, C.M. Reaves, S.P. Denbaars, P.M. Petroff. Appl. Phys. Lett., **63**, 3203 (1993).
- [4] G. Abstreiter, P. Schittenhelm, C. Engel, E. Silveira, A. Zrenner, D. Meertens, W. Jäger. Semicond. Sci. Technol., **11**, 1521 (1996).
- [5] A. Bernardi, M.I. Alonso, A.R. Goñi, J.O. Ossó, M. Garriga. Appl. Phys. Lett., **89**, 101921 (2006).
- [6] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков, Л.В. Соколов. ФТП, **37**, 513 (2003).
- [7] Z. Zhong, H. Lichtenberger, G. Chen, M. Muhlberger, C. Schelling, J. Myslivecek, A. Halilovic, J. Stangl, G. Bauer, W. Jantsch, F. Schaffler. Microelectron. Engin., **83**, 1730 (2006).
- [8] I. Berbezier, M. Descoins, B. Ismail, H. Maaref, A. Ronda. J. Appl. Phys., **98**, 063517 (2005).
- [9] D.N. Lobanov, A.V. Novikov, N.V. Vostokov, Y.N. Drozdov, A.N. Yablonskiy, Z.F. Krasilnik, M. Stoffel, U. Denker, O.G. Schmidt. Optical Mater., **27**, 818 (2005).
- [10] Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, А.Н. Яблонский. ФТТ, **41**, 29 (2005).
- [11] Д.В. Юрасов, Ю.Н. Дроздов. ФТП, **42**(5), 579 (2008). [Semiconductors, **42**, 563 (2008)].
- [12] D.V. Yurasov, Yu.N. Drozdov, M.V. Shaleev, A.V. Novikov. Appl. Phys. Lett., **95**, 151902 (2009).
- [13] М.Я. Valakh, P.M. Lytvyn, A.S. Nikolenko, V.V. Strelchuk, Z.F. Krasilnik, D.N. Lobanov, A.V. Novikov. Appl. Phys. Lett., **96**, 141909 (2010).
- [14] Н.В. Востоков, Ю.Н. Дроздов, З.Ф. Красильник, Д.Н. Лобанов, А.В. Новиков, А.Н. Яблонский, М. Stoffel, U. Denker, O.G. Schmidt, O.M. Горбенко, И.П. Сошников. ФТТ, **47**(1), 29 (2005). [Phys. Sol. St., **47**, 26 (2005)].
- [15] Я.Е. Герузин. УФН, **149**, 149 (1986). [Soviet Physics Uspekhi, **29**, 467 (1986)].
- [16] A. Bernardi, M.I. Alonso, J.S. Reparaz, A.R. Goni, P.D. Lacharme, J.O. Osso, M. Garriga. Nanotechnology, **18**, 475401 (2007).
- [17] M.I. Alonso, M. de la Calle, J.O. Ossó, M. Garriga, A.R. Goñi. J. Appl. Phys., **98**, 033530 (2005).
- [18] J.S. Reparaz, A. Bernardi, A.R. Goni, M.I. Alonso, M. Garriga. Appl. Phys. Lett., **92**, 081909 (2008).
- [19] V.S. Lysenko, Yu.V. Gomeniuk, V.V. Strelchuk, A.S. Nikolenko, S.V. Kondratenko, Yu.N. Kozyrev, M.Yu. Rubezhanska, C. Teichert. Phys. Rev. B, **84**, 115425 (2011).

- [20] V.P. Klad'ko, L.I. Datsenko, J. Bak-Misiuk, S.I. Olikhovskii, V.F. Machulin, I.V. Prokopenko, V.B. Molodkin, Z.V. Maksimenko. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34**, A87 (2001).
- [21] O. Yefanov, V. Kladko, O. Gudymenko, V. Strelchuk, Yu. Mazur, Zh. Wang, G. Salamo. *Phys. Status Solidi A*, **203**, 154 (2006).
- [22] Yu.I. Mazur, Z.M. Wang, G.J. Salamo, V.V. Strelchuk, V.P. Kladko, V.F. Machulin, M.Ya. Valakh, M.O. Manasreh. *J. Appl. Phys.*, **99**, 023517 (2006).
- [23] J. Stangl, V. Holy, G. Bauer. *Rev. Mod. Phys.*, **76**, 725 (2004).
- [24] G. Springholz, V. Holy, M. Pinczolits, G. Bauer. *Science*, **282**, 734 (1998).
- [25] V. Kladko, M. Slobodian, P. Lytvyn, V. Strelchuk, Yu. Mazur, E. Marega, M. Hussein, G. Salamo. *Phys. Status Solidi A*, **206**, 1748 (2009).
- [26] V. Holy, A.A. Darhuber, J. Stangl, G. Bauer, J. Nutzeland, G. Abstreiter. *Phys. Rev. B*, **57**, 12435 (1998).
- [27] R.M. Tromp, F.M. Ross, M.C. Reuter. *Phys. Rev. Lett.*, **84**, 4641 (2000).
- [28] A. Sanz-Hervás, M. Aguilar, J.L. Sánchez-Rojas, A. Sacedón, E. Calleja, E. Muñoz, C. Villar, E.J. Abril, M. López. *J. Appl. Phys.*, **82**, 3297 (1997).
- [29] Y.H. Phang, C. Teichert, M.G. Lagally, L.J. Peticolos, J.C. Bean, E. Kasper. *Phys. Rev. B*, **50**, 14435 (1994).
- [30] P. Sutter, M.G. Lagally. *Phys. Rev. Lett.*, **84**, 4637 (2000).
- [31] M. Meduna, V. Holy, T. Roch, G. Bauer, O.G. Schmidt, K. Eberl. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34**, A193 (2001).

Редактор Л.В. Шаронова

Peculiarities of lateral ordering of self-assembled SiGe nanoislands grown on strained $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer layers

V.V. Strelchuk, A.S. Nikolenko, P.M. Lytvyn, V.P. Kladko, A.I. Gudymenko, M.Ya. Valakh, Z.F. Krasilnik*, D.N. Lobanov*, A.V. Novikov*

V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03680 Kyiv, Ukraine

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

Abstract Atomic-force microscopy, micro-Raman spectroscopy and high resolution X-ray diffraction are applied to study the peculiarities of spatial ordering of SiGe nanoislands in single-layer structures grown on a strained $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer sublayer. The nanoislands growth on the $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ sublayer is shown to not only induce the spatial ordering of nanoislands, but also to enhance the role of interdiffusion processes. Observed unusually high increase of islands volume in the process of their epitaxy is related to anomalous strong diffusion from the buffer sublayer into the islands, induced by nonuniform fields of elastic strains. The anisotropy of islands shapes and their spatial ordering is discussed as a sequence of anisotropy of diffusion processes in the fields of spatially-nonuniform elastic strains.