

**НАНОМАТЕРИАЛЫ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО
И КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

УДК 621.315.593:539

<https://doi.org/10.21517/1992-7223-2019-11-12-35-43>

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БУФЕРНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ
ПОДЛОЖКИ И СРЕДЫ ПРОЦЕССА НА ОСОБЕННОСТИ
ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ В СТРУКТУРЕ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$**

© 2019 г. А. С. Строгова*, А. А. Ковалевский

*Белорусский государственный университет
информатики и радиоэлектроники, Минск, Республика Беларусь*

**E-mail: strogova@bsuir.by*

Поступила в редакцию 28.01.2020

После доработки 28.01.2020

Принята к публикации 27.02.2020

Представлены экспериментальные результаты влияния исходного буферного слоя на поверхности подложки и среды процесса на возможность и особенности формирования нанокластеров $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge и SiGe). Предложен механизм формирования кремниевых, германиевых и кремний-германиевых нанокластеров (НК) на буферных слоях аморфного кремния, нитрида кремния и оксидов кремния, диспрозия и иттрия. Показано влияние исходного буферного слоя на поверхности подложек в условиях технологического процесса осаждения пленок наноструктурированного кремния, легированного германием (НСК(Ge)), на конфигурацию, размеры и поверхностную концентрацию НК.

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время интенсивно развиваются технологии создания композитных материалов. Одним из основных достоинств этих технологий является возможность использования принципиально новых подходов в создании искусственных сред – наноматериалов. Эти материалы проявляют уникальные свойства, существенно отличающиеся от свойств вещества в макроскопическом (объемном) состоянии. Особое место занимают материалы, содержащие наноразмерные частицы металлов и полупроводников – “квантовые точки” (КТ).

Чаще всего достаточно подробно рассматривается динамика образования нанокластеров (НК) кремния. Она исследовалась при синтезе тонкопленочных структурных элементов в высококачественной плазме силана в результате химического синтеза [1–3] и для метода плазмохимического осаждения [4–6]. На основании экспериментальных и теоретических исследований [5–8] авторами был предложен трехстадийный механизм самоорганизации кремниевых НК из аморфной фазы, в частности формирование кластеров кремния и их рост до критического размера (формирова-

ние ближнего упорядочения); образование кристаллического кластера; рост кристаллической области до размеров аморфной частицы [7]. Такие механизмы роста справедливы и для методов формирования НК кремния в диоксиде кремния, при имплантации ионов кремния в диоксид кремния с последующим отжигом [7–10] и при отжиге нестехиометричного оксида кремния SiO_x . Такие методы получения НК кремния помогают осваивать новые возможности и создания новых приборов с разными характеристиками.

Качественный прорыв в области изготовления КТ и приборов на их основе связан с использованием эффектов самоорганизации полупроводниковых наноструктур в гетероэпитаксиальных полупроводниковых системах. Интерес к данной области связан с необходимостью получения полупроводниковых наноструктур с размерами в диапазоне нескольких нанометров, чтобы обеспечить энергетические зазоры между подуровнями электронов и дырок порядка нескольких kT при комнатной температуре. Спонтанное упорядочение наноструктур позволяет получать включения узкозонных полупроводников в широкозонной матрице и тем самым создавать локализирующий

потенциал для носителей тока. Явления спонтанного возникновения наноструктур создают основу для новой технологии получения упорядоченных массивов КТ – базу для опто- и нанoeлектроники нового поколения [11–13].

Наногетероструктуры Ge/Si с квантовыми точками Ge на сегодняшний день представляют огромную значимость как с точки зрения удобной модельной системы для исследования влияния упругих деформаций, создаваемых несоответствием параметров решетки Ge и Si, на гетероэпитаксию, так и с точки зрения создания приборов опто- и нанoeлектроники. К настоящему времени предприняты некоторые попытки решить эти проблемы, используя методы неравновесного роста, такие как низкотемпературная молекулярно-лучевая эпитаксия, магнетронное распыление и газофазная эпитаксия, которые создают пересыщенные твердые растворы сплавов Ge_xSi_{1-x} [14–18]. Для получения наногетероструктур с необходимыми параметрами требуется детальный анализ и изучение начальных стадий роста Ge, Ge_xSi_{1-x} не только на кремнии, но и на аморфных подложках с высокой диэлектрической проницаемостью в широком диапазоне составов. В литературе широко представлены исследования по росту чистого Ge на Si [19], однако не описаны движущие силы тех или иных изменений морфологии, которые управляют процессами на поверхности при разных температурах осаждения. В [15, 16] предприняты попытки изучения начальных стадий формирования тонких пленок Ge_xSi_{1-x} для $x < 0.2$, а в [17] представлены данные по реконструкции поверхности при осаждении чистого Ge на Si. По росту слоев $Si_{1-x}Ge_x$ на исходных буферных слоях аморфного кремния, нитрида кремния, диоксидов диспрозия и иттрия данные как по реконструкции, так и по типу сверхструктуры в литературе не освещены. Практически отсутствуют данные по морфологии и структуре этих пленок, остается не изученной реконструкция и типы сверхструктур в системе $Si_{1-x}Ge_x$ на аморфных подложках.

Целью данной работы являются исследование влияния исходных буферных слоев на поверхности подложки и среды процесса на возможность и особенности формирования НК Si, Ge, SiGe, установление механизма и закономерностей формирования и роста их на буферных слоях аморфного кремния, нитрида кремния, оксидов кремния, диспрозия и иттрия.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В экспериментах в качестве подложек использовали кремниевые пластины диаметром 150 мм

с ориентацией (100) и удельным сопротивлением 4.5 Ом·см, легированные фосфором. На них предварительно формировали пленки аморфного кремния, нитрида кремния, термических оксидов: кремния, диспрозия и иттрия толщиной $(1.0–4.5) \pm 0.5$ нм. Пленки наноструктурированного кремния, легированного германием (НСК(Ge)), с размером зерна менее 10 нм осаждали в результате разложения моносилана с моногерманием в условиях пониженного давления 35 ± 5 Па при температуре 833 ± 5 К в горизонтальном реакторе установки “Изотрон 4-150” [18–22]. Выращивали пленки НСК толщиной $(10–55) \pm 1$ нм, при этом размер зерна не превышал 10 нм. Содержание германия в пленках (НСК(Ge)) варьировали в пределах от 7.5×10^{15} до 3.5×10^{19} ат/см³. Химический состав пленок оценивали методами ИК-, оже-спектроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). ИК-спектры записывали в диапазоне 300–4000 см⁻¹ с помощью вакуумного фурье-спектрометра VERTEX80V “Bruker” и спектрометров “Перкин-Эльмер”-983, ИКС-20. В качестве стандарта сравнения полос поглощения германия использовали полосу поглощения при 445–450 см⁻¹ и полосу поглощения В–О–Si при 920 см⁻¹, в оже-спектрах после ионно-лучевого травления пленок аргоном регистрировали пики Ge (76 эВ), (109.8 эВ), O (510 эВ), C (272 эВ), Si (92 и 1619 эВ) [22].

При РФЭС (ЭС–2401) все значения энергии связей $E_{св}$ приводили к значениям энергии связи $1s \frac{1}{2}$ – электронов углерода, равной 284.6 эВ. Результаты интерпретировали с учетом значений энергии связи остовых электронов $Si2p$, $Ge2p$, $O1s$, приведенных в [23, 24].

Сканирующую туннельную микроскопию *ex situ* (СТМ) со сверхвысоковакуумным прибором Omicron-Riber использовали для описания поверхностной морфологии при следующих условиях: комнатная температура, $V_{смещ} = +2.5$ В, $I_{тун} = 0.05$ нА.

Исследования топографии поверхности полученных структур проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа S-4800, высокоразрешающего электронного микроскопа H-800 (фирма Hitachi, Japan) и атомно-силового микроскопа (АСМ) Ntegra Prima. В качестве зондов применяли кремниевые кантилеверы с радиусом закругления вершин зондирующих пирамид 15–20 нм (SCNC12, NT-MDT), а также вискеры, отличительной особенностью которых является завершение зондирующей пирамиды вытянутым узким и более острым конусом из материала на основе углерода (NCC05, NT-MDT). Применение вискеров заметно улучшало контраст изображений

островков Si, Ge и SiGe. Кроме того, с помощью атомного силового и сканирующего туннельного микроскопов определяли плотность, размеры и форму кластеров.

Кристаллическую структуру растущих слоев изучали с помощью поперечной высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), используя электронный микроскоп JEOL-4000EX (энергия электронов – 400 кэВ, разрешение – 0.165 нм). Количественная обработка изображений выполнена с помощью программного обеспечения цифровых микрофотографий (GATAN). Ионное травление использовали для подготовки поперечных сечений образцов. Оптимальные режимы следующие: напряжение питания 4–6 кВ, ток ионного пучка вплоть до 100 мкА, угол наклона образца 15°. Основным методом контроля за изменением морфологии и структуры поверхности в экспериментах была атомно-силовая микроскопия, поскольку сильная зависимость параметров островков от условий технологического процесса делает необходимым непрерывный мониторинг ситуации на ростовой поверхности подложки.

Изменение структуры Si-, Ge- и SiGe-кластеров анализировали на основании данных спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Спектры КРС на оптических фонах получали при облучении структур Ar-лазером с длиной волны $\lambda = 514.5$ нм и регистрировали с помощью спектрометра ДФС-52. Спектры регистрировали при комнатной температуре. Нанокластеры $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ были выращены в среде аргона и в среде водорода при пониженном давлении 30–40 Па. При этом в обоих случаях сначала на высоколегированную подложку кремния осаждался буферный слой из аморфного кремния, нитрида кремния, оксидов кремния, диспрозия и иттрия, затем осаждалась пленка НСК(Ge) классическим методом CVD. В этом методе в качестве независимых источников использовали для кремния моносилан, а для германия моногерман, в качестве газовой среды аргон и водород, которые нагревали до температуры 813–833 К, т.е. до температуры их эффективного разложения и последующего взаимодействия.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ

К началу проведения работы литературные данные об использовании буферных слоев аморфного кремния, нитрида кремния и оксидов кремния, диспрозия и иттрия в качестве исходных поверхностей для создания условий самоорганизации НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge и SiGe, поскольку x может изменяться от 0 до 1) в режиме осаждения нанострукту-

рированных пленок кремния отсутствовали. Поэтому задача исследования заключалась в изучении возможности и особенностей формирования НК Si, Ge, SiGe, установлении механизма и закономерностей формирования и роста НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на буферных слоях аморфного кремния, нитрида кремния и оксидов кремния, диспрозия, иттрия на поверхности кремниевой подложки в процессе осаждения НСК(Ge).

В процессе проведенных исследований выяснилось, что основное влияние на кинетику и динамику роста, а также физико-химические свойства НК Si, Ge и SiGe, которые формируются в условиях осаждения пленок НСК (Ge) в результате разложения моносилана с моногерманом, в условиях пониженного давления 35 ± 5 Па оказывают исходный буферный слой на поверхности подложки, ее температура, соотношение между объемом моносилана и моногермана, их парциальное давление и природа газа-среды.

Результаты исследований в отношении размера и конфигурации НК Si, Ge и SiGe на различных буферных слоях на поверхности подложек представлены на рис. 1, при различных температурах 813–833 К осаждения пленок НСК(Ge) – на рис. 2, в среде аргона и в среде водорода – на рис. 3.

Распределение НК по площади пленки НСК(Ge), полученное на буферных слоях аморфного кремния, нитрида кремния, оксидов кремния, диспрозия и иттрия, имеет широкий спектр как по размеру НК, так и по их конфигурации. Вероятно, это обусловлено различием температурных коэффициентов расширения исходной кремниевой подложки и пленок, осаждаемых на эту подложку под осаждение пленок НСК(Ge) и самоорганизацию НК Si, Ge и SiGe, что вызывает механические напряжения в этих слоях. Выращивая на таких напряженных слоях пленки НСК(Ge), имеющие параметр решетки, больший, чем у Ge, можно получать еще более напряженные структуры, что создает предпосылки для самоорганизации НК в слоях НСК(Ge). Отметим, что разница в величине температурного коэффициента расширения увеличивается в ряду аморфный кремний–нитрид кремния–оксид кремния–оксид диспрозия–оксид иттрия [25]. Возникающие максимальные деформации достигают 0.5–0.9%.

Этого вполне достаточно, чтобы вызвать образование дефектов атомного масштаба, определяющих условия самоорганизации НК Si, Ge и SiGe. При этом обнаружено, что с увеличением разницы в величине температурного коэффициента расширения между монокристаллической подложкой и покрытием, на которое осаждается

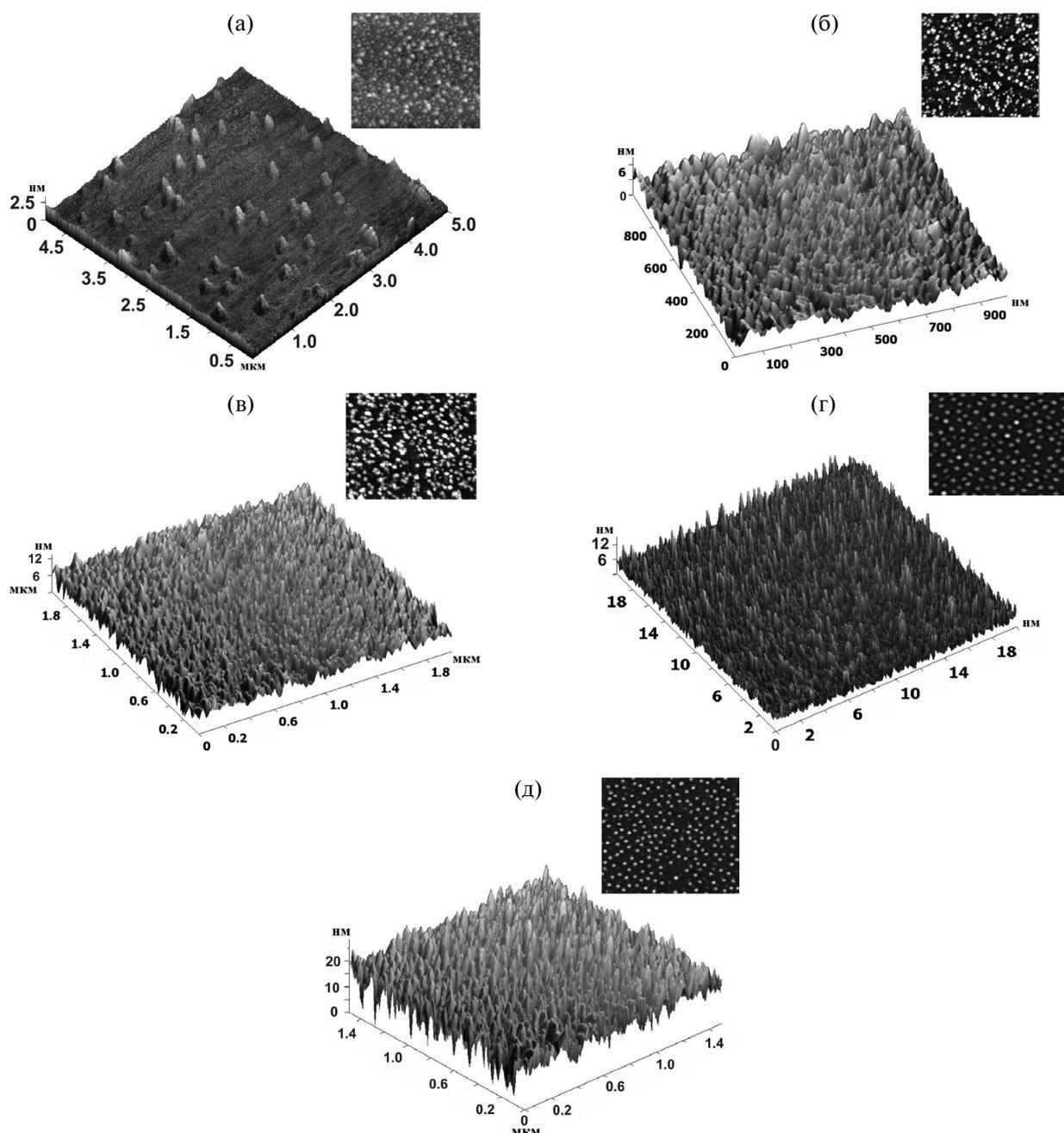


Рис. 1. STM- и АСМ-изображения нанокластеров $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe), сформированных на ультратонких пленках НСК(Ge), осажженных на различных буферных слоях: а, б – аморфный кремний, в, г – нитрид кремния, д, е – диоксид кремния, ж, з – оксид диспрозия, и, к – оксид иттрия.

пленка НСК(Ge), плотность самоорганизующихся кластеров повышается, а их форма изменяется от конфигурации “hut” (рис. 1а, 1б) до конфигурации “dome” (рис. 2б) и конфигурации “nanowire” (рис. 1в–1д). Повышая температуру осаждения пленок НСК(Ge), можно получать еще большие деформации и большее количество точечных дефектов внутри многослойной структуры, которые снижают стабильность процесса самоорганизации НК как по размеру, так и по конфигурации (рис. 2).

К такому же эффекту приводит смена среды, в которой осуществляется осаждение пленок (рис. 3). Основной механизм, ведущий к выравниванию размеров островков, заключается в том, что большие островки напряжены у основания сильнее, поэтому атомам германия выгодней встроиться в меньший островок, где упругие напряжения меньше. Поэтому рост упругой деформации в подложке и в основании кластера с увеличением размера последнего уменьшает скорость

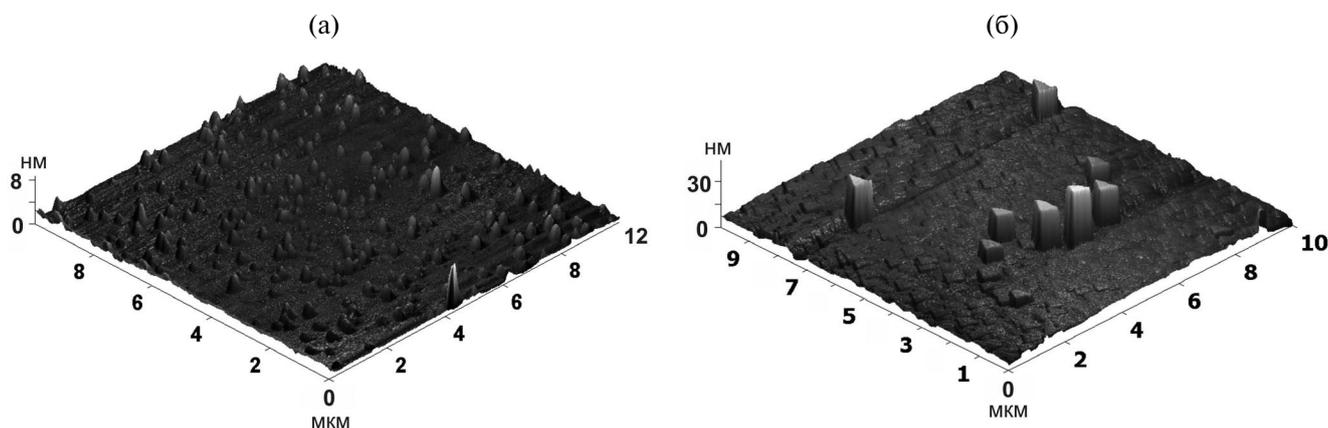


Рис. 2. *Hut* (а) и *dome* (б) нанокластеры $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe) на буферном слое аморфного кремния, выращенные в среде аргона при температуре подложки 813 и 833 К соответственно и рабочем давлении газовой смеси 40 Па.

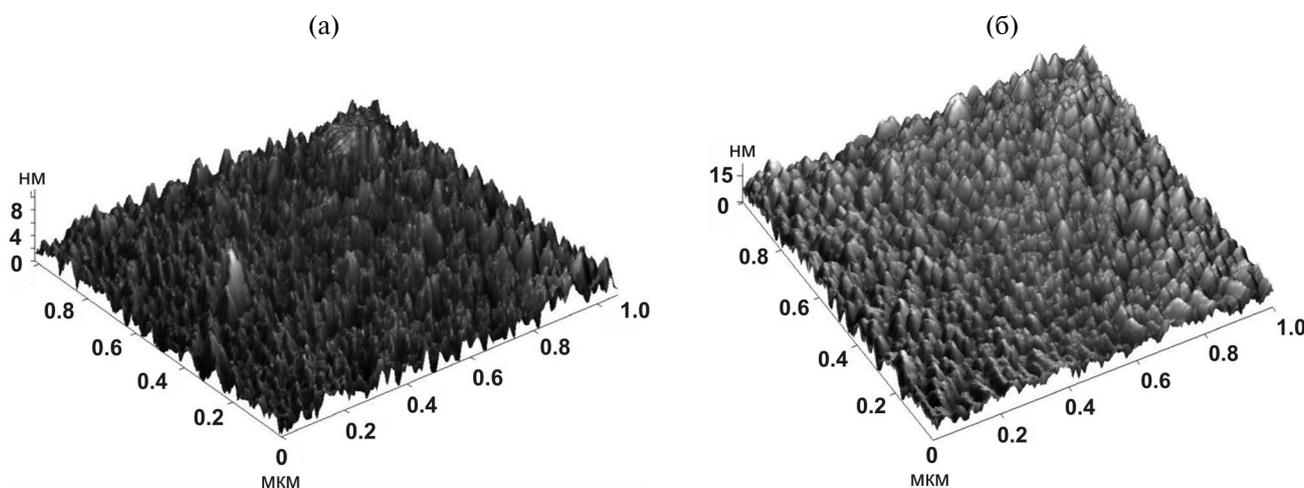


Рис. 3. АСМ-изображения образцов нанокластеров $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe), выращенных на буферном слое дис-прозия методом CVD при рабочем давлении 40 Па и температуре подложки 893 К в среде водорода (а) и аргона (б).

его роста. Это приводит к заметному сужению распределения островков по размерам.

Более того, установлено, что при осаждении пленки НСК(Ge) образуются наноразмерные островки, обладающие миграционной способностью. Движущей силой процесса является стремление системы к минимуму свободной энергии, основными слагаемыми которой являются поверхностная энергия и энергия упругих деформаций. Когда островки возникают, то сразу становятся источниками упругих полей, начинающих взаимодействовать с полями упругих напряжений в буферном слое (подложке), что способствует их миграции по поверхности в поисках минимума потенциального рельефа поверхности [26–28].

На рис. 2 видно, что с увеличением температуры подложки происходит трансформация конфигурации *hut*-кластеров в конфигурацию *dome*-кластеров с увеличением размеров последних. Обусловлено это увеличением коэффициента диффузии ато-

мов и размера зон захвата с повышением температуры. В результате этого уменьшается частота зародышеобразования и сразу после образования критический зародыш начинает расти, присоединяя к себе атомы, мигрирующие по поверхности подложки в поисках области с сильной связью.

Вследствие этого скорость зарастивания углублений рельефа увеличивается. Спонтанное образование наноструктур в начале процесса осаждения увеличивает концентрацию НК на подложке, однако быстрый последующий латеральный рост НК за счет интенсивной поверхностной диффузии вызывает их коалесценцию и уменьшение концентрации. Таким образом, для уменьшения разброса в размерах нанокристаллитов в результате неконтролируемого латерального их роста и коалесценции процесс осаждения пленки НСК(Ge) должен проводиться при наиболее низкой температуре подложки.

Образование дефектов атомного масштаба за счет наличия в составе буферных слоев атомов

Du и Y, на которые осаждаются пленки НСК(Ge), в большей степени стимулирует образование НК по сравнению с буферными слоями атомов азота и кислорода. Это объясняется образованием дополнительных внутренних микронапряжений вследствие большого атомного радиуса редкоземельных элементов. Наблюдается корреляция между интенсивностью самоорганизации НК и величиной деформации пленки (различием в величине температурного коэффициента расширения буферного слоя) и НСК(Ge) (рис. 1).

Основными условиями, влияющими на процесс самоорганизации НК кремния, германия или твердого SiGe-раствора, является сорбция отдельных атомов кремния и германия на исходную полупроводниковую или диэлектрическую подложку SiO₂, Si₃N₄, Dy₂O₃ и Y₂O₃ и их последующая коалесценция с образованием ядер маленьких кристаллитов Si, Ge или сплава SiGe и их дальнейший рост. Все стадии процесса зависят от исходного рельефа, чистоты поверхности, на которую осаждается пленка НСК(Ge), и состава газовой смеси [12, 22, 23].

Поверхность ультратонких слоев на основе НСК(Ge), как и их внутренняя структура, может быть чрезвычайно разнообразной в зависимости от исходной подложки. Она формируется в процессе роста и зависит от множества факторов: степени пересыщения, температуры, давления, скорости осаждения и т.д. Влияние также оказывает процесс легирования пленок. Воздействуя на реконструкцию поверхности, примеси могут уменьшить ее период решетки [20].

Анализ АСМ-изображений, которые в полном объеме изучены в [22–24], для *hut*-кластеров показал, что их рост происходит до некоторого критического объема, а затем они трансформируются в *dome*-кластеры за счет возникновения новых боковых граней, образующих большой угол с подложкой по сравнению с *hut*-кластерами.

Подобные изменения формы кластеров объясняются в опубликованных работах более эффективной релаксацией напряжений в *dome*-кластерах за счет отношения их высоты к латеральным размерам. То же можно сказать в отношении кластеров в виде конфигурации *nanowire*. Скорее всего, *nanowire*-кластеры представляют собой не что иное, как твердый раствор SiGe. Поскольку увеличение температуры осаждения приводит к усилению поверхностной диффузии атомов германия и кремния из подложки в наноразмерные кластеры (островки), наблюдается уменьшение поверхностной плотности НК, увеличение их размеров и содержания в них кремния, т.е. образование твердого раствора SiGe. Поскольку температура осаждения

ультратонких слоев НСК(Ge) далека от температуры плавления как кремния, так и германия, равновесная форма кристалла содержит грани с малой поверхностной энергией. Как правило, это грани с низкими индексами Миллера.

Различие в размерах и структуре кластеров Si, Ge и твердого раствора SiGe обусловлено различными факторами. Во-первых, условиями, связанными с физико-технологическими параметрами их формирования, а во-вторых, различной степенью образования дефектов атомного масштаба в области исходной поверхности и кристаллографической ориентации граней пленки НСК(Ge) этой поверхности. В первом случае возникающие в кластерах новые фазы могут являться неравновесными, а во втором – стабильными при данных температуре и размере.

Формирование наноразмерных структур на монокристаллических поверхностях хорошо изучено и описано. Механизмы, описывающие образование наноструктур, базируются для различных типов подложек на определении энергии связи на межфазной границе [29].

Увеличение поверхностной плотности НК и более равномерное их распределение по размеру и конфигурации обусловлено оборванными (свободными) связями по границам зерен ультратонких пленок НСК(Ge). Они являются центрами захвата германия в результате их легирования. В одновременном увеличении поверхностной плотности и размеров НК (островков) принимает участие большое количество атомов, поскольку общий объем кластеров возрастает. Сегрегация германия, которая не исключена в данных условиях осаждения пленки НСК(Ge), способствует увеличению плотности кластеров. Возможное формирование кластеров твердого раствора SiGe обусловлено увеличением диффузии кремния в кластеры и изовалентным замещением атомов кремния на атомы германия.

Методом сканирующей оже-микроскопии с помощью электронного зонда диаметром 20 нм удалось определить состав германиево-кремниевых структур с поверхностными самоорганизованными НК Si_{1-x}Ge_x с латеральным разрешением не хуже 100 нм.

Dome-нанокластеры, выращенные преимущественно при температуре подложки 833 К, имели поверхностную плотность ~10⁹ см⁻², среднюю высоту ~15–30 нм и средний размер основания ~10 × 10 нм (рис. 2а).

Nanowire-нанокластеры, выращенные при температуре подложки 833 К, имели поверхностную

плотность $\sim 5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, среднюю высоту $\sim 12\text{--}25 \text{ нм}$ и средний диаметр $\sim 3\text{--}5 \text{ нм}$ (рис. 1в–1д).

Hut-нанокластеры (рис. 1а, 2а), полученные при температуре 813 К, имели поверхностную плотность $\sim 7 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, среднюю высоту $\sim 2.5\text{--}8 \text{ нм}$ и средний диаметр $\sim 10\text{--}15 \text{ нм}$.

В случае, когда островки выращены классическим CVD-методом, но в среде аргона, германий равномерно распределен в приповерхностной области на глубине до 5–8 нм с концентрацией 50–80 ат. % в зависимости от конфигурации НК (рис. 4).

При осаждении из газовой фазы в среде водорода поверхность НК состоит преимущественно из германия > 90 ат. % на глубине 1–2 нм (рис. 5), а основной объем островка из кремния. Распределение концентрации (N) германия в НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ неравномерно.

Наибольшая концентрация германия наблюдается вблизи поверхности и затем быстро падает к основанию НК. Распределение концентрации германия в НК, выращенных методом CVD на всех буферных слоях в среде аргона, отличается от распределения в НК, выращенных в среде водорода с использованием одних и тех же газофазных источников кремния (SiH_4) и германия (GeH_4). В случае водорода германий сосредоточен в тонком ($\sim 2 \text{ нм}$) приповерхностном слое НК, где его концентрация достигает > 95 ат. % (рис. 5а). В случае аргона концентрация германия в приповерхностном слое НК составляет 85–90 ат. % и начинает спадать на глубинах 2.5–3 нм (рис. 5б).

На рис. 1–3 приведены наиболее характерные (типичные) АСМ-изображения наноструктур $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe), полученные с тем и другим

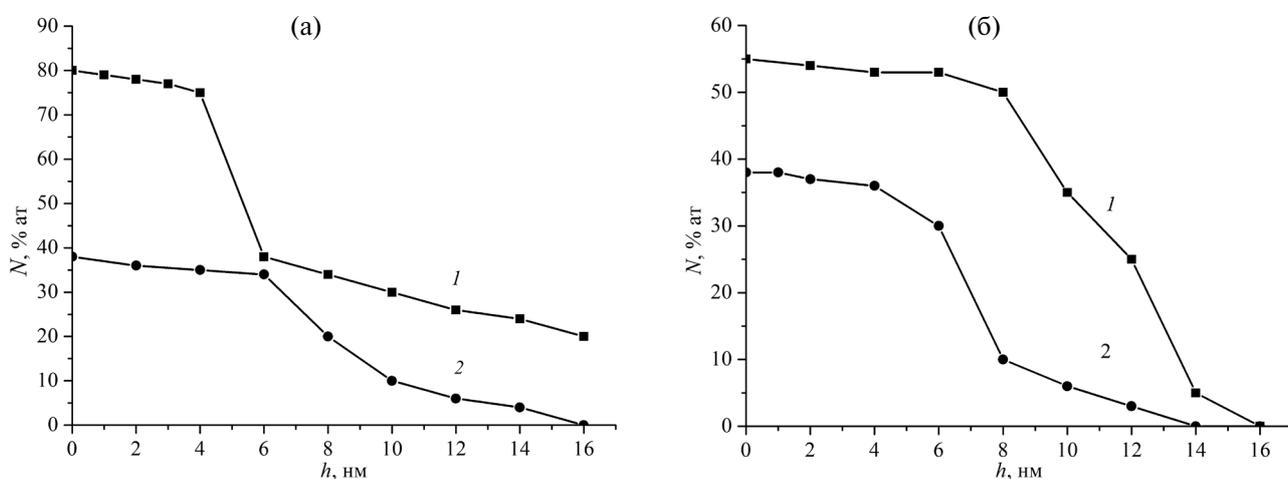


Рис. 4. Распределение атомов германия по глубине (h) в самоорганизованных *hut* (а) и *dome* (б) нанокластерах (1) и между нанокластерами (2) в пленках НСК(Ge) на буферном слое аморфного кремния, выращенных CVD-методом при рабочем давлении газовой смеси 40 Па, температуре подложек 813 и 833 К соответственно в среде аргона.

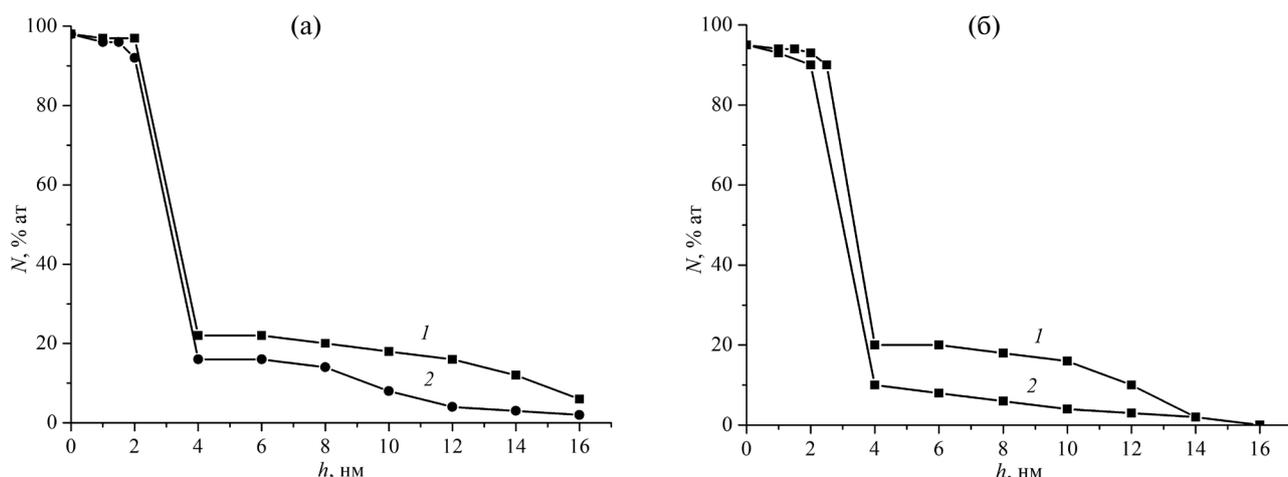


Рис. 5. Распределение атомов германия по глубине (h) в самоорганизованных *nanowire*-нанокластерах (1) и между нанокластерами (2) в пленках НСК(Ge), выращенных на буферном слое оксида иттрия CVD-методом при рабочем давлении газовой смеси 40 Па, температуре подложек 833 К в среде водорода (а) и аргона (б).

газоносителем. Сравнивая их, можно видеть, что наноструктуры, выращенные классическим CVD-методом в среде аргона, имеют меньший размер и распределение по размерам кластеров более однородно.

На рис. 4, 5 представлено распределение концентрации германия в НК и между НК для структур, выращенных в среде аргона, и структур, выращенных в среде водорода на различных буферных слоях.

Во всех рассмотренных случаях концентрация германия максимальна на поверхности наноструктуры и затем спадает к его основанию. Основание НК состоит преимущественно из кремния. Данный факт объясняется тем, что в процессе самоорганизации НК в нем возникают упругие напряжения [12] (вокруг основания и в вершине), приводящие к перераспределению кремния и германия. Кремнию становится выгодно перейти из материала пленки НСК(Ge) в островок.

При изучении состава НК по глубине анализируется не весь островок, а лишь объем, определяемый диаметром электронного зонда.

На всех графиках распределения видно, что германий расположен преимущественно вблизи приповерхностной области, хотя он может находиться на глубине до 8 нм. Это зависит от метода создания структур $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe) и параметров роста процесса. После глубины как 2, так и 8 нм наблюдается резкий спад концентрации германия. Таким образом, во всех графиках можно выделить две области: область вблизи поверхности и область после резкого спада значения концентрации германия.

Исследования в системах НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge, SiGe) на различного рода буферных слоях выявили, что в таких системах наряду с размерными эффектами существенную роль играет характер физико-химического взаимодействия компонентов системы.

Ведущим механизмом самоорганизации НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge и твердого раствора SiGe) в процессе получения ультратонких пленочных структур на основе НСК(Ge) на всех видах буферных слоев, на кремниевых подложках является образование дефектов атомного масштаба, вызванное деформациями, обусловленными разницей в величине температурного коэффициента расширения, подложки, буферного слоя и пленки НСК(Ge). Именно дефекты атомного масштаба активируют миграцию атомов кремния и германия по поверхности пленочных структур и процессы кластеризации.

ВЫВОДЫ

Исследованы самоорганизация и рост НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge и твердого раствора SiGe) в зависимости от буферного слоя на поверхности подложки, ее температуры и среды процесса при осаждении пленок НСК(Ge).

Плотность, конфигурация и размер нанокластеров Si, Ge и SiGe на супертонкой пленке НСК(Ge) зависят от буферного слоя на поверхности исходной подложки, ее температуры и среды, в которой происходит процесс осаждения НСК(Ge). Самоорганизация НК Si, Ge и SiGe на НСК(Ge) на поверхности аморфного кремния, нитрида кремния и оксидов кремния, диспрозия и иттрия в среде водорода отличается массивом *hut* и *nanowire* нанокластеров, а в среде аргона массивом *dome* и *nanowire*.

Механизм самоорганизации НК $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (Si, Ge и твердого раствора SiGe) в процессе получения ультратонких пленочных структур на основе НСК(Ge) на всех видах буферных слоев, на кремниевых подложках основывается на образовании дефектов атомного масштаба, вызванных деформациями, обусловленными разницей в величине температурного коэффициента расширения подложки, буферного слоя и пленки НСК(Ge). Именно дефекты атомного масштаба активируют миграцию атомов кремния и германия по поверхности пленочных структур и процессы кластеризации.

Благодарности. Работа выполнена при поддержке Министерства образования Республики Беларусь (грант № 20-3160).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иванова Е.В., Заморянская М.В. // Физика твердого тела. 2016. Т. 58. Вып. 10. С. 1895.
2. Заморянская М.В., Иванова Е.В., Ситникова А.А. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. Вып. 7. С. 1399.
3. Kolesnikova E.V., Zamoryanskaya M.V. // Physica B: Condensed Matter. 2009. V. 404. № 23–24. P. 4653. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2009.08.133>
4. Rebohle L., Von Borany J., Frob H., Skorupa W. // Appl. Phys. B. 2000. V. 71. P. 131. <https://doi.org/10.1007/PL00006966>
5. Fukuda H., Sakuma S., Yamada T. et al. // J. Appl. Phys. 2001. V. 90. P. 3524. <https://doi.org/10.1063/1.1399024>
6. Bonafos C., Garrido B., Lopez M. et al. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. P. 3962. <https://doi.org/10.1063/1.126835>
7. Иванова Е.В., Ситникова А.А., Александров О.В., Заморянская М.В. // Физика и техника полупроводников. 2016. Т. 50. № 6. С. 807.
8. Shkluvaev A.A., Shibata Motoshi, Ichikawa Masakazu // Physical Review B. 2000. V. 62. № 3. P. 1540. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.62.1540>

9. Ковалевский А.А., Сорокин В.М., Шакинко В.Д. // Материалы. Технологии. Инструменты. 1997. № 2. С. 5.
10. Ковалевский А.А. // Микроэлектроника. 1998. Т. 27. № 1. С. 16.
11. Асеев А.Л. Нанотехнологии в полупроводниковой электронике. Новосибирск: Издательство СО РАН, 2004. 368 с.
12. Ковалевский А.А., Бабушкина Н.В., Строгова А.С., Плякин Д.В. // Микроэлектроника. 2010. Т. 39. № 3. С. 210.
13. Строгова Н.Н., Строгова А.С., Ковалевский А.А. и др. // Доклады БГУИР. 2011. № 8 (62). С. 65. <https://libeldoc.bsuir.by/handle/123456789/2061>
14. Simon L., Louis P., Pirri C. et al. // Journal Crystal Growth. 2003. V. 256. № 1–2. P. 1. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(03\)01292-2](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(03)01292-2)
15. Butz R., Kampers S. // Applied Physics Letters. 1992. V. 61. № 11. P. 1307. <https://doi.org/10.1063/1.107574>
16. Jernigan G., Thompson P. // Surface Science. 2002. V. 516. № 1–2. P. 207. [https://doi.org/10.1016/S0039-6028\(02\)02027-7](https://doi.org/10.1016/S0039-6028(02)02027-7)
17. Feng L., Fang W., Lagally M.G. // Chemistry Review. 1997. V. 97. № 4. P. 1045. <https://doi.org/10.1021/cr9600722>
18. D'Costa V.R., Fang Y.-Y., Tolle J. et al. // Physical Review Letters. 2009. V. 102. P. 107403. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.102.107403>
19. Bauer M., Ritter C., Crozier P.A. et al. // Applied Physics Letters. 2003. V. 83. P. 2163. <https://doi.org/10.1063/1.1606104>
20. Востоков Н.В., Дроздов Ю.Н., Красильник З.Ф. и др. // Физика твердого тела. 2005. Вып. 1. С. 29.
21. Никифоров А.И., Ульянов В.В., Пчеляков О.П. и др. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. № 1. С. 80.
22. Ковалевский А.А., Строгова А.С., Плякин Д.В., Борисевич В.М. // Нано- и микросистемная техника. 2009. № 4 (105). С. 14. <http://www.microsystems.ru>
23. Ковалевский А.А., Строгова А.С., Плякин Д.В. // Микроэлектроника. 2009. Т. 38. № 2. С. 130.
24. Kovalevskii A.A., Strogova A.S., Komar O.M., Tzymbul'skii V.V. // AASCIT Journal of Physics. 2016. V. 2. № 4. P. 35. <http://www.aascit.org/journal/physics>
25. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. и др. Физические величины. Справочник. Под ред. Григорьева И.С., Мейлихова Е.З. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
26. Ковалевский А.А., Строгова А.С., Комар О.М. // Нано- и микросистемная техника. 2017. № 3. С. 149. <https://doi.org/10.17587/nmst.19.149-158>
27. Kovalevskii A.A., Strogova A.S., Komar O.M. // Polycrystalline Films: Characteristics, Applications and Research, Book. 2017. Ch. 3. P. 59.
28. Строгова А.С., Ковалевский А.А., Кузнецов Д.Ф. Получение и свойства тонких пленок с кремниевыми германиевыми и кремний-германиевыми наноструктурами. Минск: Бестпринт, 2018. 222 с.
29. Megliorato M.A., Navaretti P., Norris D.J. et al. Microscopy of Semiconducting Materials: Proc. Int. Conf. Cambridge, UK. March 31–April 5. 2003. P. 99. <https://doi.org/10.1201/9781351074636>