

07:08

Особенности формирования многослойных наноструктур Ge/Si при ионно-лучевой кристаллизации

© С.Н. Чеботарев, А.С. Пащенко, Л.С. Лунин, В.А. Ирха

Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону
Специальное конструкторско-технологическое бюро „Инверсия“,
Ростов-на-Дону
E-mail: chebotarev.sergei@gmail.com

Поступило в Редакцию 28 марта 2013 г.

Предложен метод комбинированной ионно-лучевой кристаллизации многослойных наноструктур Ge/Si. Используя атомно-силовую и электронную микроскопию показано, что при температурах подложки кремния $T = 330\text{--}350^\circ\text{C}$, энергиях $E_{\text{Ge}^+} = 30\text{--}40\text{ eV}$, $E_{\text{Ar}^+}^0 = 230\text{--}240\text{ eV}$ (первичное импульсное дефектообразование), $E_{\text{Ar}^+} = 130\text{--}140\text{ eV}$ (перманентная стимуляция диффузии) и ионных потоках $f_{\text{Ge}^+} \approx 1.5 \cdot 10^{14}\text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$, $f_{\text{Ar}^+} \approx 5 \cdot 10^{12}\text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ образуется массив квантовых точек германия с латеральными размерами $\langle a \rangle = 12\text{--}15\text{ nm}$. Данные рамановской спектроскопии указывают на экспериментальную возможность низкотемпературного ионно-стимулированного выращивания спейсерных слоев кремния ($T = 420\text{--}450^\circ\text{C}$, $E_{\text{Ar}^+} = 80\text{--}90\text{ eV}$, $E_{\text{Si}^+} = 30\text{--}40\text{ eV}$, $f_{\text{Si}^+} = 3.5 \cdot 10^{14}\text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$) и формирования многослойных структур с квантовыми точками $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ ($x > 0.85$).

Современные исследования фокусируются на получении наногетероструктур $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ и $\text{A}^{\text{IV}}\text{B}^{\text{IV}}$. Отдельное место занимают гетероструктуры кремний–германий с квантовыми точками (КТ). Это обусловлено желанием совместить достижения кремниевых технологий с возможностью управления спектральной полосой фотоотклика, варьируя размеры, поверхностную плотность и уровень легирования КТ. В наногетероструктурах с КТ наблюдается эффект узкого фононного канала — „effect of phonon bottleneck“ [1], приводящий к увеличению времени жизни фотовозбужденных носителей и открывающий перспективы создания эффективных устройств нанофотоники.

Выращивание квантово-размерных гетероструктур традиционно осуществляется методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [2]. Ранее

нами экспериментально продемонстрирована возможность получения однослойных массивов InAs-QD/GaAs [3] и Ge-QD/Si [4], а также гомоэпитаксии нанослоев кремния [5] методом ионно-лучевой кристаллизации (ИЛК), являющимся весьма перспективной альтернативой МЛЭ.

Цель данной работы заключается в исследовании особенностей ионно-лучевой кристаллизации многослойных наногетероструктур Ge-QD/Si(001), сочетающей преимущества моноэнергетичного ионно-лучевого осаждения из пучков Ge^+ и стимуляции процессов дефектообразования и поверхностной диффузии ионами Ar^+ .

Вакуум в ростовой камере создавался турбомолекулярным насосом Leybold с криогенной ловушкой. Первоначальное давление составляло 10^{-8} Па. При работе ионных пучков вакуум был не хуже 10^{-6} Па. Использовались два типа источников ионов с регулируемой энергией и плотностью потока. Ионные потоки Ge^+ и Si^+ формировались гибридным источником Фримана в диапазоне энергии (20–100 eV). Аргонный пучок Ar^+ создавался источником с холодным катодом. Предэпитаксиальная подготовка подложек $p\text{-Si}(001)$ проводилась по методике [6]. Во всех экспериментах эффективная толщина слоя КТ составляла 6 монослоев Ge. Толщина кремниевых спейсерных слоев — 50 монослоев. Многослойные структуры были пятипериодными. Массивы КТ исследовались на сканирующем электронном микроскопе Quanta 200 и атомно-силовом микроскопе Solver HV с применением авторских методик [7,8]. Многослойные структуры изучались на просвечивающем электронном микроскопе JEM 1400. Состав выращенных наноструктур анализировался на рамановском спектрометре Varian Raman.

Результаты исследования морфологии массива КТ Ge представлены на рис. 1. Образец *a* получен ионно-лучевой кристаллизацией при $T = 350^\circ\text{C}$, $E_{\text{Ge}^+} = 30\text{ eV}$, $f_{\text{Ge}^+} = 1.5 \cdot 10^{14}\text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$. Образец *b* получен в тех же условиях, но с дополнительным воздействием пучком Ar^+ . До нанесения Ge подложка облучалась ионами Ar^+ с энергией $E_{\text{Ar}^+}^0 = 230\text{ eV}$, $t = 0.5\text{ s}$. Затем на подготовленную подложку подавался поток Ge^+ с одновременным воздействием ионным пучком с $E_{\text{Ar}^+} = 130\text{ eV}$, $f_{\text{Ar}^+} = 5 \cdot 10^{12}\text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$. Условия получения образца *b*, как будет показано ниже, являются оптимальными для ионно-лучевой кристаллизации. Видно, что дополнительное воздействие Ar^+ влияет на средний размер, плотность и равномерность формирования массива

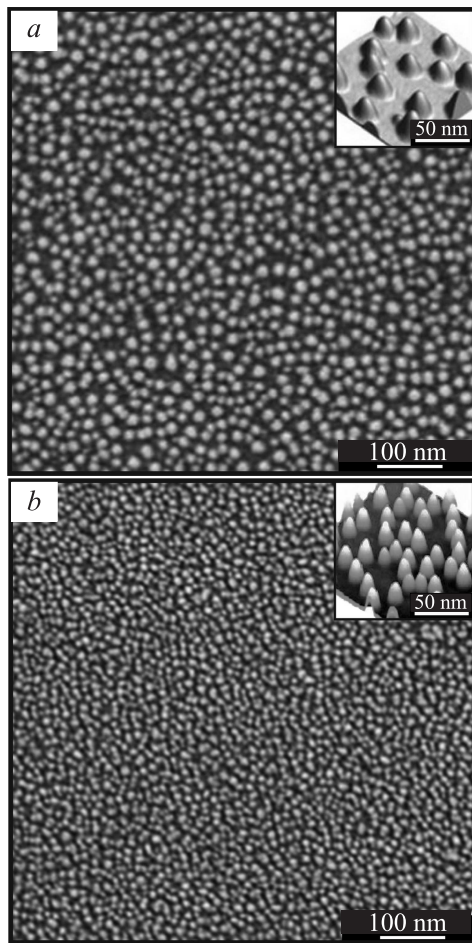


Рис. 1. Массивы КТ Ge, полученные ИЛК без облучения (a) и с облучением ионным пучком Ar^+ (b).

КТ. В отсутствие стимуляции средний размер составляет 27 ± 5 nm, поверхностная плотность $1.8 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. Двойное ионное ассистирование Ar^+ привело к уменьшению размеров и снижению дисперсии КТ Ge — 12 ± 3 nm, повышению поверхностной плотности до $5.3 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$.

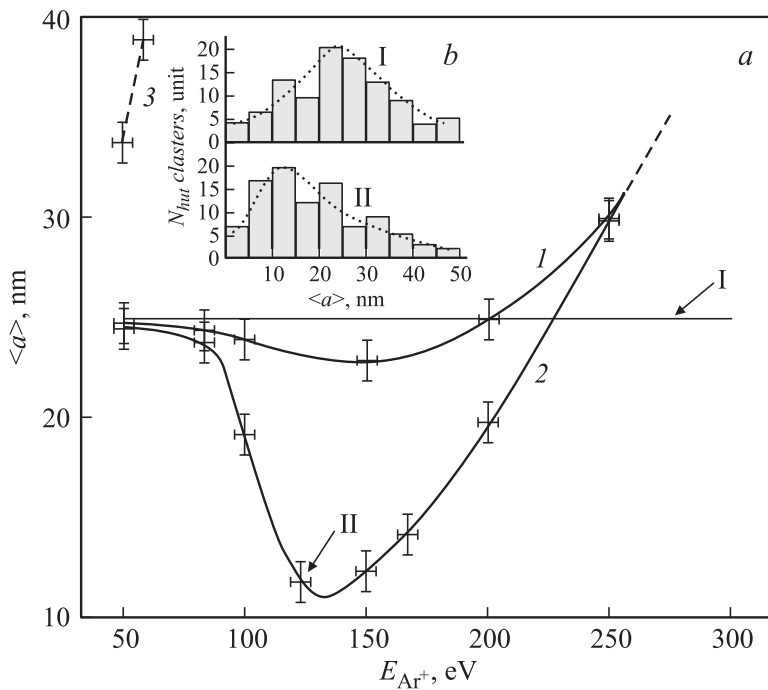


Рис. 2. Влияние энергии пучка E_{Ar^+} на размер КТ Ge (a). Гистограммы распределения КТ по размерам (b).

Изучение влияния энергий импульсного ($E_{Ar^+}^0$) и перманентного (E_{Ar^+}) воздействия пучком на средний размер КТ отражено на рис. 2. Кривые 1, 2 и 3 показывают экспериментальную зависимость среднего латерального размера КТ от энергии перманентного воздействия E_{Ar^+} при энергиях первоначального импульсного воздействия $E_{Ar^+}^0 = 50, 230$ и 600 eV соответственно. Пунктиром обозначены примерные границы перехода hut-кластеров к более сложным структурам с дислокациями. Температура, плотность потока и энергия ионов ростового вещества Ge⁺ не отличались от условий получения образца a. Горизонтальная линия I показывает средний размер КТ без ионной стимуляции Ar⁺. Кривая 1 ($E_{Ar^+}^0 = 50$ eV) получена при низкоэнергетичном

импульсном воздействии на подложку. Слабое изменение размеров КТ при низких энергиях обусловлено, по-видимому, недостаточным влиянием на появление центров кристаллизации КТ первичного пучка $E_{Ar^+}^0$. Повышение энергии перманентного воздействия E_{Ar^+} приводит к незначительному уменьшению размеров КТ в интервале энергий 70–180 eV. При $E_{Ar^+} > 250$ eV наблюдалось резкое возрастание размеров КТ и потеря hut-формы. Кривая 2 ($E_{Ar^+}^0 = 230$ eV) отражает основную идею экспериментов статьи. На первом этапе пучок $E_{Ar^+}^0$ с энергией порядка 230 eV создает развитую поверхность, содержащую большое количество дефектов Френкеля и Шоттки. Они являются преимущественными центрами зарождения КТ. Малая плотность потока $f_{Ar^+} = 5 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ выбрана с учетом необходимости получения поверхностной плотности КТ порядка 10^{12} cm^{-2} . При больших плотностях потока создается избыточное количество дефектов, препятствующих образованию КТ и способствующих росту дефектной пленки Ge. Поведение кривой 2 можно трактовать с позиции смены ионного воздействия: в интервале (50–180 eV) превалирует механизм стимуляции поверхностной диффузии, при энергиях больше 180 eV начинает доминировать механизм образования устойчивых радиационных дефектов с эмиссией фононов, препятствующих закреплению адатомов на растущих поверхностях КТ. Характерной особенностью среднеэнергетичного воздействия является наличие области энергий E_{Ar^+} , в которой проявляется существенное снижение размеров КТ. На рис. 2, b показаны гистограммы распределения КТ по размерам, полученные без ионного облучения (I) и с облучением ионами $E_{Ar^+} = 130$ eV (экспериментальная точка II). Площадь под кривыми нормализована на единицу. Дисперсия по размерам практически не зависит от энергии (кривая 2). Средний латеральный размер КТ в указанном диапазоне энергий весьма стабилен. Напротив, при повышении энергии свыше 200 eV поведение кривых 1 и 2 коррелирует, что также можно объяснить возникновением радиационных дефектов. Кривая 3, скорее, отражает не формирование КТ, а незавершенный рост поликристаллической дефектной пленки.

Получение совершенного массива КТ Ge на поверхности Si является первой важной технологической задачей. Вторая задача заключается в выращивании слабдефектных спейсерных кремниевых слоев с минимальными изменениями размеров, формы и состава КТ Ge. При МЛЭ температура выращивания спейсерных слоев составляет порядка

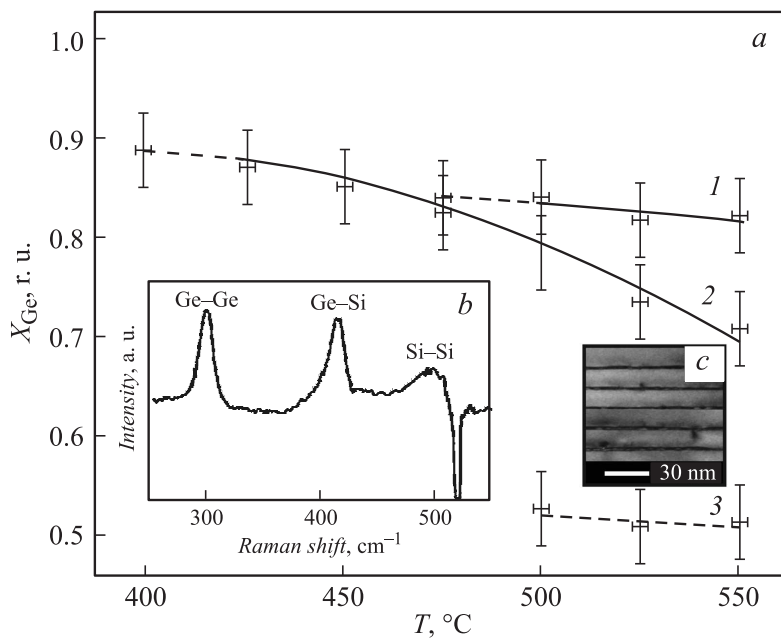


Рис. 3. Температурная зависимость состава КТ Ge_xSi_{1-x} (a). КРС-спектр (b) и ПЭМ-изображение (c) пятипериодной структуры Ge/Si(001).

500°C [2]. Для снижения диффузии кремния в КТ Ge и стимулирования собственной поверхностной диффузии адатомов Si нами предлагается использовать не температурный фактор, а перманентное ионное воздействие E_{Ar^+} (импульсное воздействие $E_{Ar^+}^0$ не применялось).

Рис. 3, a отражает результаты экспериментов по изменению состава КТ в зависимости от температуры T и энергии E_{Ar^+} , стимулирующей в данном случае формирование кремниевого слоя. На рис. 3, b представлен типичный пример рамановского спектра пятипериодной наноструктуры Ge-QD/Si(001), показанной на рис. 3, c. Расчет состава проводился по методике [9], с использованием рамановских измерений. Наблюдаются пики, характеризующие частоты Ge-Ge, Ge-Si, Si-Si колебаний. Кривая 1 характеризует изменение состава при ИЛК без ионной стимуляции Ar^+ . При температуре менее 500°C она прерывает-

ся, так как образуется сильнодефектный спейсерный слой, препятствующий формированию второго слоя КТ. Кривая 2 отражает оптимальное воздействие $E_{Ar^+} = 90$ eV. При $E_{Ar^+} > 250$ eV квантовые точки hut-типа деградируют с образованием дефектного твердого раствора Ge_xSi_{1-x} ($x < 0.6$, кривая 3).

Таким образом, экспериментально методом ионно-лучевой кристаллизации получены многослойные наноструктуры Ge-QD/Si(001) с массивами пирамидальных квантовых точек Ge_xSi_{1-x} ($x > 0.85$) со средним латеральным размером $\langle a \rangle = 12-15$ nm. Новизна предложенного варианта ИЛК заключается в использовании нескольких ионных пучков. Моноэнергетичные ионы ростового вещества Ge^+ и Si^+ позволяют управляемо формировать равномерный массив КТ и наращивать спейсерный слой соответственно. Ионы Ar^+ в первоначальном импульсном режиме создают требуемую плотность дефектов, являющихся центрами зарождения КТ. В перманентном режиме воздействие Ar^+ усиливает поверхностную диффузию адатомов, способствуя росту КТ Ge hut-типа и низкотемпературному выращиванию спейсерных слоев Si.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках ФЦП „Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2013 годы“ (ГК № 14.516.11.0012).

Список литературы

- [1] Sugawara M., Mukai K., Shoji H. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 71. P. 2791–2793.
- [2] Пчеляков О.П., Болховитянов Ю.Б., Двуреченский А.В., Соколов Л.В., Никифоров А.И., Якимов А.И., Фойхтлендер Б. // ФТП. 2000. Т. 34. В. 11. С. 1281–1299.
- [3] Лунин Л.С., Сысоев И.А., Алфимова Д.Л., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2011. № 6. С. 58–62.
- [4] Лунин Л.С., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. // Неорганические материалы. 2013. Т. 49. № 5. С. 435–438.
- [5] Лунин Л.С., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С. // Неорганические материалы. 2012. Т. 48. № 5. С. 517–522.
- [6] Ishizaka A., Nakagawa K., Shiraki Y. // Proc. MBE-CST-2. Tokyo. 1983. P. 183–186.

- [7] Лозовский В.Н., Чеботарев С.Н., Ирха В.А., Валов Г.В. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. В. 16. С. 1–5.
- [8] Лукин Л.С., Чеботарев С.Н., Пащенко А.С., Дудников С.А. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 1. С. 40–44.
- [9] Groenen J., Carles R., Christiansen S., Albrecht M., Dorsch W., Strunk H.P., Wawra H., Wagner G. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 71. N 26. P. 3856.