

УДК 538.9

МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВАЯ ЭПИТАКСИЯ НАПРЯЖЁННЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ Si, Ge, Sn

© А. С. Дерябин, А. Е. Долбак, М. Ю. Есин, В. И. Машанов,
А. И. Никифоров, О. П. Пчеляков, Л. В. Соколов, В. А. Тимофеев

*Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13
E-mail: nikif@isp.nsc.ru*

Представлены результаты исследования процесса формирования напряжённых наногетероструктур на основе соединений материалов группы IV (Ge, Si, Sn). Установлены механизмы диффузии атомов серебра, олова и свинца по поверхности, и получены температурные зависимости коэффициентов диффузии атомов этих элементов. Показано, что диффузия атомов серебра, олова и свинца происходит по механизму твёрдофазного растекания с формированием поверхностных фаз. Приведены экспериментальные данные, которые свидетельствуют о преобладающей роли краевых дислокаций и дислокационных комплексов краевого типа в релаксации гетероструктуры Ge/Ge_{0,5}Si_{0,5}/Si(001). Обогащённые оловом островки с пьедесталом Si на подложке Si(001) были получены методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Первоначально на поверхность Si наносилась плёнка Sn. В процессе последующего отжига формировался массив островков Sn, которые использовались в качестве катализаторов для роста нанобъектов. Обогащённые оловом островки с пьедесталом Si формируются после осаждения кремния при температурах 300–450 °C на поверхность с островками Sn. Рост островков с пьедесталом происходил по механизму пар — жидкость — кристалл. Обнаружена интенсивная фотолюминесценция от обогащённых оловом островков с пьедесталами Si в диапазоне длин волн 1,3–1,7 мкм.

Ключевые слова: гетероструктуры, Si, Ge, Sn, молекулярно-лучевая эпитаксия, диффузия, дислокации.

DOI: 10.15372/AUT20200503

Введение. Интерес к классу материалов на основе SiGeSn значительно возрос в последние годы в связи с возможностью получения прямозонного материала и с монолитной интеграцией электронных и фотонных устройств на одном кристалле кремния [1–5]. Переход прямозонного материала происходит при содержании Sn от 6,5 до 11 % для ненапряжённых плёнок GeSn [6] и 14,5 % для плёнок GeSiSn. Такие содержания значительно превышают предел равновесной растворимости Sn в Si и Ge. Создание нитевидных нанокристаллов на основе элементов Ge, Si и Sn группы IV позволяет преодолеть ограничения, связанные с сегрегацией Sn, дефектностью и рассогласованием параметров решётки. Для изменения зонной структуры нитевидных нанокристаллов можно реализовать как радиальную геометрию, так и осевую геометрию направления роста. Аналогичные подходы были использованы и при формировании нитевидных нанокристаллов [6, 7]. В качестве катализатора роста нитевидных нанокристаллов Si, Ge или GeSi в основном применяется Au. Золото может выступать как ловушка носителей заряда, поэтому данная примесь нежелательна для использования в приборах. Альтернативным вариантом катализатора для роста нитевидных нанокристаллов Si и Ge в числе прочих предлагается Sn [8]. Олово является более предпочтительным из-за низкой температуры эвтектики (232 °C), которая идентифицируется по фазовым диаграммам Si—Sn и Ge—Sn. Поскольку Sn представляет собой материал группы IV, он может быть встроен в кристаллическую решётку путём

замены атомов Si или Ge. Основным механизмом роста нитевидных нанокристаллов на основе Si и Ge является механизм пар — жидкость — кристалл [9, 10].

Для успешного роста нитевидных нанокристаллов на основе SiGe необходимо учитывать диффузию адатомов по поверхности полупроводников. Существует несколько механизмов переноса атомов по поверхности. Если коэффициенты диффузии атомов вещества по чистой поверхности много меньше, чем по формируемой этими атомами поверхностной фазе, то перенос вещества осуществляется по механизму твёрдофазного растекания. В этом случае атомы, составляющие поверхностную фазу, неподвижны. Диффундирующие по поверхностной фазе атомы при достижении фронта распределения попадают на чистую поверхность и образуют поверхностную фазу, тем самым способствуя движению фронта распределения. По такому механизму протекает диффузия Ag, Sn и Pb по поверхности Si(111) [11]. В отличие от диффузии по поверхности Si(111) диффузия по поверхности Ge(111) изучена значительно меньше.

Гетероструктуры (ГС) с большим несоответствием параметров решётки, к которым относятся и системы на основе Ge, Si и Sn, характеризуются высокой плотностью дефектов кристаллической решётки. Это вызвано различными механизмами релаксации напряжений, обусловленных рассогласованием решётки. Одним из путей уменьшения плотности дислокаций является использование низкотемпературных буферных слоёв. Механизмы их зарождения и релаксации позволяют прогнозировать дефектность ГС. Другим способом улучшения кристаллического совершенства является использование в гетероструктурах тонких упругонапряжённых слоёв в псевдоморфном состоянии. Однако толщины этих слоёв ограничены в несколько десятков нанометров. Кардинальное уменьшение плотности дефектов может быть получено в нитевидных нанокристаллах различной геометрии. Их размеры достигают в диаметре сотни нанометров, и дефектность близка к параметрам, характерным для объёмного материала.

Поле напряжений эпитаксиальной плёнки обычно снимается дислокациями несоответствия (ДН), которые расположены в границе раздела. Они частично сохраняются после полного завершения релаксационного процесса, что ухудшает электронные свойства полупроводников. Важной проблемой эпитаксиального материаловедения является уменьшение количества прорастающих дислокаций в выращенной плёнке. Её решение требует всестороннего изучения как природы пронизывающих дислокаций, так и особенностей их релаксаций. Краевые дислокации Ломера (L-дислокации) являются одним из основных структурных дефектов в кристаллах и плёнках Ge, Si и A_3B_5 [12, 13]. В гетероструктурах Ge/Si(001) они являются основным типом дислокаций несоответствия, компенсирующих разность параметров кристаллической решётки плёнки и подложки. L-дислокации образуются вследствие объединения двух комплементарных 60-градусных ДН либо при их случайной встрече, либо в процессе наведённого зарождения [14]. Объединение двух комплементарных 60-градусных ДН в одну краевую — энергетически выгодный процесс, так как при этом взаимно компенсируются противоположно направленные винтовые компоненты вектора Бюргерса 60-градусных ДН, не участвующие в процессе пластической релаксации напряжённой плёнки. Расчёты удельной энергии дислокации на атомном уровне показывают значительный энергетический выигрыш при образовании краевой дислокации.

Целью данной работы является анализ механизма диффузии, роли дислокаций в релаксации напряжений и формирования напряжённых наногетероструктур на основе соединений материалов группы IV методом МЛЭ.

Диффузия Ag, Sn и Pb по атомарно-чистым поверхностям молекулярно-лучевой эпитаксии Ge(111) и Si(111). Изучение диффузии Ag, Sn и Pb по атомарно-чистым поверхностям молекулярно-лучевой эпитаксии Ge(111) и Si(111) проводилось в установке LAS-2000 (фирма Riber, Франция). Структура поверхности контролировалась

методом дифракции медленных электронов, а состав поверхности — с помощью электронной оже-спектроскопии. Концентрации рассчитывались исходя из модели однородного распределения элементов с использованием справочных коэффициентов элементной чувствительности. Источником атомов металлов при исследовании диффузии по поверхности Ge служила полоска толщиной ≈ 10 монослоёв с резкой границей, осаждённая на чистую поверхность образца. Подробнее методика измерения представлена в [15]. На поверхности Ge(111) после отжига наблюдались концентрационные распределения.

Температурная зависимость коэффициентов диффузии атомов серебра по поверхностям Ge(111) и Si(111) показана на рис. 1 и описывается выражениями

$$D_{\text{Ag}/\text{Ge}(111)} = 2,2e^{-0,9 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}, \quad D_{\text{Ag}/\text{Si}(111)} = 2,8 \cdot 10^2 e^{-1,2 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}.$$

Отток атомов серебра с поверхности в объём германия во время отжига не оказывает заметного влияния на вид концентрационных распределений, так как растворимость его в германии в исследуемом диапазоне температур мала. Диффузия серебра по поверхностям Si(111) и Ge(111) происходит по механизму твёрдофазного растекания. Поверхностные фазы для Si(111) и Ge(111), по которым диффундируют атомы серебра, одинаковые: $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Ag.

Концентрационные распределения олова $C_{\text{Sn}}(x, t)$ на поверхности Ge(111) были получены в диапазоне температур 300–450 °С. Форма распределений соответствует диффузии по механизму твёрдофазного растекания. На поверхности, занятой распределением, наблюдается структура $3\sqrt{2}\sqrt{3}$ -Sn. Полученные коэффициенты диффузии не зависели от времени отжига при одной и той же температуре. Это свидетельствует о том, что источник атомов олова является источником постоянной мощности, а диффузия в объёме германия и десорбция атомов олова с поверхности не оказывают заметного влияния на концентрационные распределения в рассматриваемом диапазоне температур. Температурная зависимость коэффициентов диффузии олова на поверхностях Ge(111) и Si(111) представлена на рис. 1 и описывается выражениями

$$D_{\text{Sn}/\text{Ge}(111)} = 5 \cdot 10^{-2} e^{-0,4 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}, \quad D_{\text{Sn}/\text{Si}(111)} = 3 \cdot 10^{-2} e^{-0,4 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}.$$

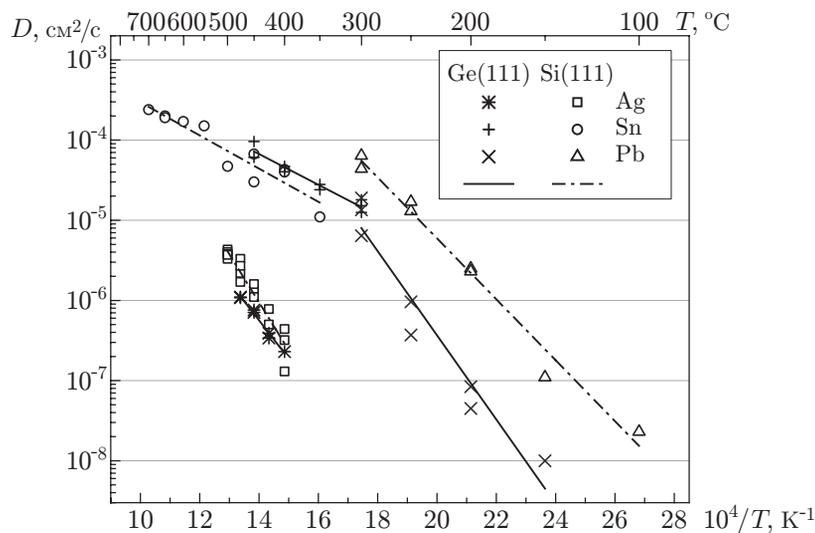


Рис. 1. Зависимости коэффициентов диффузии Ag, Sn и Pb по поверхностям Ge(111) и Si(111) от температуры

Таким образом, диффузия олова по поверхностям Si(111) и Ge(111) происходит по механизму твёрдофазного растекания. При этом структуры, формирующиеся на поверхностях кремния и германия, разные: Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn и Ge(111)- $3 \times 2\sqrt{3}$ -Sn. Температурные зависимости диффузии олова для поверхностей Si(111) и Ge(111) практически совпадают. Поверхностные фазы Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn и Ge(111)- $3 \times 2\sqrt{3}$ -Sn при температуре ~ 200 °C обратимо перестраиваются с образованием поверхностных фаз 1×1 -Sn [16]. Таким образом, диффузия атомов олова на поверхностях кремния и германия при температурах выше 200 °C происходит не по поверхностным фазам Si(111)- $2\sqrt{3} \times 2\sqrt{3}$ -Sn и Ge(111)- $3 \times 2\sqrt{3}$ -Sn, а по фазам 1×1 -Sn. Можно предположить, что свойства поверхностных фаз Si(111)- 1×1 -Sn и Ge(111)- 1×1 -Sn близки, что и приводит к практически одинаковым коэффициентам и энергиям активации диффузии.

Диффузия свинца также происходит по механизму твёрдофазного растекания. При комнатной температуре на поверхности, занятой распределением, наблюдается структура $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Pb. Прогрев при температуре около 300 °C приводит к обратимому фазовому переходу в структуру 1×1 -Pb.

Температурная зависимость коэффициентов диффузии свинца приведена на рис. 1 и описывается выражениями

$$D_{\text{Pb/Ge(111)}} = 5,3 \cdot 10^3 e^{-1,0 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}, \quad D_{\text{Pb/Si(111)}} = 800 e^{-0,8 \text{ эВ}/kT} \text{ см}^2/\text{с}.$$

Коэффициенты диффузии свинца по поверхности Si(111) на 1–2 порядка больше, чем на Ge(111) в диапазоне температур 150–300 °C. Энергии активации также различаются. Это может быть связано с особенностями строения поверхностных сверхструктур $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Pb для кремния и германия, а также с влиянием низких температур, при которых сказываются эти особенности.

Образование дислокационных пар в гетероструктуре Ge/GeSi/Si(001).

Структуры Ge/LTGe/GeSi/Si(001) были выращены методом молекулярной эпитаксии. На поверхности Si-подложки при $T = 450$ °C вначале выращивался буферный слой GeSi 10 нм с содержанием Ge, равным 0,5; затем при низкой температуре ($T = 200$ °C) наносился низкотемпературный слой Ge толщиной 7 нм. После этого одновременно с подъёмом температуры до $T = 500$ °C выращивался основной слой Ge толщиной 0,5 мкм. По окончании роста образцы отжигались в атмосфере водорода при температуре 600 или 700 °C в течение 10 мин.

Дислокационная структура выращенных образцов изучалась на поперечных срезах на электронном микроскопе JEOL-4000EX с ускоряющим напряжением 400 кВ. Использовалась высокоразрешающая электронная микроскопия (ВРЭМ), сканирующая просвечивающая электронная микроскопия (СПЭМ), а также цифровая обработка ВРЭМ- и СПЭМ-изображений.

Как показано в [17], параметры гетероструктур Ge/LTGe/GeSi/Si(001) и режимы их роста могут быть выбраны так, что буферный слой GeSi остаётся псевдоморфным и плёнка Ge зарождается на искусственной подложке GeSi/Si(001), латеральный параметр решётки которой повторяет латеральный параметр Si. В ГС такого типа после пластической релаксации слоя Ge, выращенного при 500 °C, практически все дислокации несоответствия имеют краевой тип и расположены в границе раздела Ge/GeSi, а буферный слой GeSi остаётся псевдоморфным (рис. 2, *a*). При отжиге ГС часть ДН краевого типа, ранее считавшихся неподвижными, мигрирует с верхней границы Ge/GeSi на нижнюю GeSi/Si (рис. 2, *b*). Такое перераспределение краевых дислокаций между верхней и нижней границами осуществляется путём движения дислокационных комплексов ломеровского типа [18].

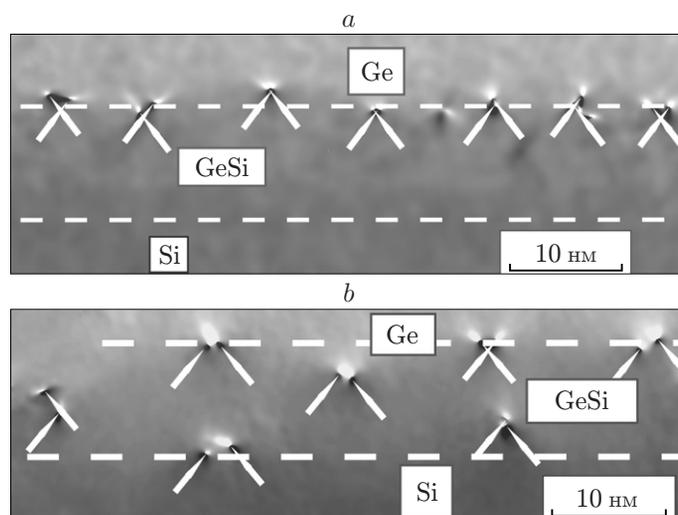


Рис. 2. Результаты цифровой обработки ВРЭМ-изображений образцов Ge/Ge_{0,5}Si_{0,5} (10 нм)/Si(001): *a* — свежеработанного (500 °С) и *b* — отожжённого при 600 °С. Белые стрелки отмечают окончания экстраплоскостей {111}, штриховые линии — границы раздела

При отжиге дислокационные дефекты ломеровского типа перераспределяются на двух гетерограницах таким образом, что происходит компенсация несоответствия буферного слоя. При этом в процессе перемещения части дефектов с границы Ge/GeSi в границу GeSi/Si происходит уменьшение доли дислокаций с компактным ядром в пользу «рыхлых» дислокаций, обладающих ядром в 2–6 нм. Несмотря на увеличение расстояния между 60-градусными дислокациями, образующими краевую дислокацию, в целом большинство 60-градусных дислокаций не теряет связи, а образует «рыхлый» дефект, перемещающийся как единое целое по механизму, описанному в [19].

В гетеросистеме Ge на Si(001) дислокации Ломера формируются из двух 60-градусных дислокаций, скользящих вдоль двух зеркально-наклонных плоскостей {111}, пересекающихся в границе раздела плёнка/подложка. В результате их взаимодействия образуется краевая дислокация. Применительно к системе GeSi/Si(001) в каждом из двух ортогональных направлений $\langle 110 \rangle$ распространяются четыре семейства 60-градусных дислокаций: по две на каждой зеркально-наклонной плоскости скольжения {111}. При взаимодействии происходит компенсация антипараллельных винтовых компонент 60-градусных дислокаций. Соответственно пары таких дислокаций, называемые комплементарными, испытывают притяжение друг к другу и при возможности сближения объединяются в компактные краевые дислокации Ломера. Рассчитанная энергия взаимодействия комплементарных дислокаций, образующих ломеровскую, составляет ~ 27 эВ/нм.

Формирование нитевидных нанокристаллов на основе материалов группы IV. Все образцы с упругонапряжёнными псевдоморфными слоями GeSiSn и наноструктурами GeSiSn были выращены в условиях сверхвысокого вакуума 10^{-7} – 10^{-8} Па на установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Катунь С». Камера МЛЭ оснащена электронно-лучевым испарителем для Si и испарительной ячейкой Кнудсена для Sn. Скорости роста слоёв Sn и Si варьировались от 0,012 до 0,02 нм/с и от 0,53 до 1 нм/с соответственно. Температуры роста и отжига изменялись в диапазоне 300–450 °С. Плёнка Sn на поверхности Si была сформирована на первом этапе и затем отожжена для создания массивов островков Sn, которые были использованы в дальнейшем в качестве катализаторов роста нанобъектов. Дальнейшее напыление кремния на поверхности

с островками Sn привело к появлению обогащённых островков Sn с пьедесталами Si. Основным методом контроля морфологии и структуры поверхности была дифракция быстрых электронов (ДБЭ). Переход от двумерной к трёхмерной плёнке (переход $2D-3D$) при росте островков Sn и появление обогащённых островков Sn с пьедесталами Si контролировались по изменению дифракционной картины. Морфологию плёнки анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) (фирма Hitachi SU8220, Япония). Система СЭМ позволяет проводить элементный анализ выращенных образцов, так как дополнительно включает в себя детекторы ЭРС (энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию фирмы Bruker, Германия). Оптические свойства образца исследовали методом фотолюминесценции (ФЛ). Для возбуждения ФЛ использовался YAG:Nd-лазер с длиной волны 527 нм и максимальной мощностью 170 МВт. Фотолюминесценцию регистрировали спектрометром на основе двойного дифракционного монохроматора, оснащённого детектором Ge. Измерения ФЛ проводились при азотной (77 К) температуре.

Методика формирования ГС с напряжёнными слоями GeSiSn подробно представлена в [20]. Эпитаксиальный рост проводился на подложках Si(100) в диапазоне температур 150–450 °С с содержанием Sn от 0 до 20 %. Получены не только одиночные слои GeSiSn, но и многослойные периодические структуры, содержащие гетеропереходы GeSiSn/Si. Вначале осаждался слой GeSiSn, который затем закрывался слоем Si толщиной 10 нм при температуре роста 400 °С. Нанесение плёнки Sn на поверхность Si(100) осуществлялось при температуре 100 °С или комнатной температуре. Морфология поверхности контролировалась по картине ДБЭ. Была сформирована поликристаллическая плёнка Sn, что соответствовало картине ДБЭ с кольцами. Следующим этапом формирования является отжиг слоя Sn. При отжиге наблюдается исчезновение колец, соответствующих поликристаллической плёнке, и переход от двумерной поликристаллической плёнки к трёхмерной ($2D-3D$) с островками Sn, что сопровождается появлением $3D$ -рефлексов на картине ДБЭ. Максимальная плотность островков Sn достигала примерно $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Полученные образцы с островками Sn были использованы в качестве основы для осаждения Si над ними.

Известно, что нитевидные нанокристаллы Si получают преимущественно на подложках Si(111), однако в работах [21, 22] сообщалось о росте нитевидных нанокристаллов на Si(100). Поверхностное натяжение капли катализатора увеличивается в направлении от $\langle 100 \rangle$ до $\langle 111 \rangle$. Следовательно, на успешный рост нитевидных нанокристаллов могут влиять несколько факторов, таких как параметры роста, ориентация подложки, а также изменение эвтектической температуры и состава капли катализатора металл — Si. В результате проведённых экспериментов нитевидные нанокристаллы не были получены в чистом виде, как это представлено в литературе. Это связано с особенностью роста на поверхности (100) при наличии олова в качестве катализатора. Рост вертикальных нитевидных нанокристаллов на поверхности (100) реализован при использовании в качестве катализатора золота. Однако ожидается, что использование в качестве подложки ориентации (111) позволит формировать нитевидные нанокристаллы на основе соединений GeSiSn при наличии олова. Нами были получены обогащённые оловом островки с пьедесталом с пирамидальными боковыми гранями (рис. 3). Часть островков исчезает в результате слияния.

Элементный состав был исследован методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, внедрённой в систему СЭМ. Карта элементного состава, полученная таким методом, показана на рис. 4. Элементы Si и Sn соответствуют синему и жёлтому цветам соответственно. Кроме того, можно наблюдать следы кислорода и углерода, что связано с экспозицией образца в атмосфере. Как видно на рис. 4, постаменты обозначены голубым цветом. Поэтому можно сделать вывод, что пьедестал содержит Si.

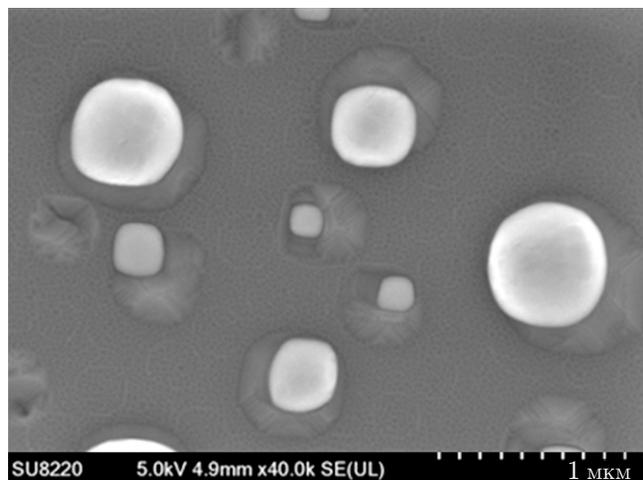


Рис. 3. СЭМ-изображение образца с обогащёнными оловом островками с пьедесталом

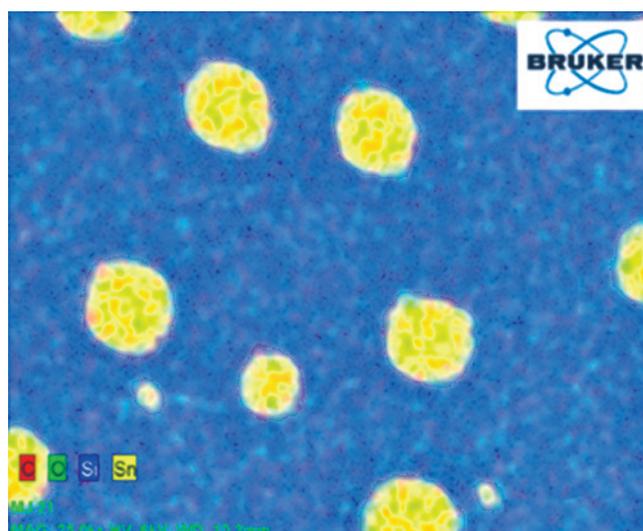


Рис. 4. Карта элементного состава, полученная методом ЭРС

Спектры фотолюминесценции образцов, содержащих островки Sn, сверхрешётку (SL) с гетеропереходом $\text{Si}/\text{Si}_{0,75}\text{Sn}_{0,25}$ и обогащённые оловом островки с пьедесталом, показаны на рис. 5. Образец, включающий сверхрешётку, и его спектр, полученный с помощью рентгеновской дифрактометрии, приведены в работе [23]. Наличие саттелитов, соответствующих сверхрешётке, подтверждает отсутствие дислокаций. Этот образец был использован для сравнения с образцами, содержащими островки Sn и обогащённые оловом островки с пьедесталом Si. Спектр фотолюминесценции от образцов с островками Sn не показывает ощутимого сигнала в диапазоне 1–1,7 мкм. Однако образец с обогащёнными оловом островками с пьедесталом Si продемонстрировал интенсивный пик ФЛ в диапазоне 1,3–1,7 мкм. Сигнал ФЛ от образца, содержащего сверхрешётку, наблюдается также в области длин волн от 1,3 до 1,7 мкм, но он слабее в 3 раза. Поскольку образец со сверхрешёткой не содержал никаких дислокаций и включал псевдоморфные слои состава $\text{Si}_{0,75}\text{Sn}_{0,25}$, можно предположить, что твёрдый раствор SiSn образуется в результате растворения Si оловом.

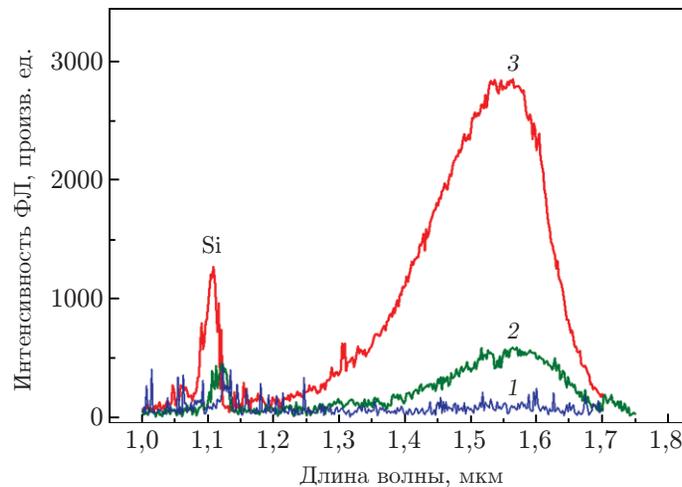


Рис. 5. Спектры фотолюминесценции образца, содержащего островки Sn (1), сверхрешётку (SL) с гетеропереходом Si/Si_{0,75}Sn_{0,25} (2), и образца с обогащёнными оловом островками с пьедесталом Si (3)

Заключение. Установлены механизмы диффузии атомов серебра, олова и свинца по поверхности Ge(111) и получены температурные зависимости коэффициентов диффузии атомов этих элементов. Показано, что диффузия атомов серебра, олова и свинца по поверхности Ge(111) протекает по механизму твёрдофазного растекания с формированием поверхностных фаз $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Ag, 1×1 -Sn и $\sqrt{3} \times \sqrt{3}$ -Pb соответственно. Таким образом, механизмы диффузии атомов Ag, Sn и Pb и формируемые ими на диффузионных распределениях поверхностные фазы совпадают для поверхностей Ge(111) и Si(111).

Приведённые экспериментальные данные свидетельствуют о преобладающей роли краевых дислокаций и дислокационных комплексов краевого типа в релаксации гетероструктуры Ge/Ge_{0,5}Si_{0,5}/Si(001). Тем не менее в малом количестве встречаются дислокационные конфигурации, состоящие из двух некопланарных 60-градусных дислокаций, имеющих однонаправленную винтовую компоненту. Суммарный вектор Бюргера такого дефекта имеет значение типа $a_0\langle 100 \rangle$.

Обогащённые оловом островки с пьедесталом Si на подложке Si(100) были получены методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Они формируются после осаждения кремния при температурах 300–450 °C на поверхности с островками Sn. Рост островков с пьедесталом происходил по механизму пар — жидкость — кристалл. Химический анализ показал наличие обогащённой оловом области на вершине нанообъектов. Обнаружена интенсивная фотолюминесценция от обогащённых оловом островков с пьедесталами Si в диапазоне 1,3–1,7 мкм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bauer M. R., Tolle J., Bungay C. et al. Tunable band structure in diamond-cubic tin-germanium alloys grown on silicon substrates // *Solid State Commun.* 2003. **127**, N 5. P. 355–359.
2. Wirths S., Geiger R., von den Driesch N. et al. Lasing in direct-bandgap GeSn alloy grown on Si // *Nature Photon.* 2015. **9**, N 2. P. 88–92.
3. Mosleh A., Alher M. A., Cousar L. C. et al. Direct growth of Ge_{1-x}Sn_x films on Si using a cold-wall ultra-high vacuum chemical-vapor-deposition system // *Front. Mater.* 2015. **2**, N 3. P. 1–7.
4. Chen R., Gupta S., Huang Y. C. et al. Demonstration of a Ge/GeSn/Ge quantum-well microdisk resonator on silicon: Enabling high-quality Ge (Sn) materials for micro-and nanophotonics // *Nano Lett.* 2014. **14**, N 2. P. 37–43.

5. **Gupta S., Magyari-Köpe B., Nishi Y., Saraswat K. C.** Achieving direct band gap in germanium through integration of Sn alloying and external strain // *Journ. Appl. Phys.* 2013. **113**, N 7. P. 073707.
6. **Hui H. Y., de la Mata M., Arbiol J., Filler M. A.** Low-temperature growth of axial Si/Ge nanowire heterostructures enabled by trisilane // *Chem. Mater.* 2017. **29**, N 8. P. 3397–3402.
7. **Assali S., Dijkstra A., Li A. et al.** Growth and optical properties of direct band gap Ge/Ge_{0,87}Sn_{0,13} Core/Shell nanowire arrays // *Nano Lett.* 2017, **17**, N 3. P. 1538–1544.
8. **Jeon M., Uchiyama H., Kamisako K.** Characterization of Tin-catalyzed silicon nanowires synthesized by the hydrogen radical-assisted deposition method // *Mater. Lett.* 2009. **63**, N 2. P. 246–248.
9. **Wagner R. S., Ellis W. C.** Vapor-Liquid-Solid mechanism of single crystal growth // *Appl. Phys. Lett.* 1964. **4**, N 5. P. 89–90.
10. **Givargizov E. I.** Fundamental aspects of VLS growth // *Journ. Crystal Growth.* 1975. **31**. P. 20–30.
11. **Долбак А. Е., Ольшанецкий Б. З.** Диффузия серебра по атомарно-чистым поверхностям кремния // *ЖЭТФ.* 2013. **143**, вып. 6. С. 1105–1110.
12. **Lomer W. M.** A dislocation reaction in the face-centred cubic lattice // *Phil. Mag.* 1951. **42**, N 334. P. 1327–1331.
13. **Mader S., Blakeslee A. E., Angilello J.** The interpretation of dislocation contrast in x-ray topographs of GaAs_{1-x}P_x // *Journ. Appl. Phys.* 1974. **45**, N 11. P. 4730–4734.
14. **Kvam E. P., Maher D. M., Humpreys C. J.** Variation of dislocation morphology with strain in Ge_xSi_{1-x} epilayers on (100) Si // *Journ. Mater. Res.* 1990. **5**, N 9. P. 1900–1907.
15. **Долбак А. Е., Жачук Р. А.** Диффузия Ag, Sn и Pb по атомарно-чистой поверхности Ge(111) // *ЖЭТФ.* 2019. **156**, вып. 3. С. 467–473.
16. **Ichikawa T.** Structural study of ultrathin Sn layers deposited onto Ge(111) and Si(111) surfaces by RHEED // *Surf. Sci.* 1984. **140**, N 1. P. 37–63.
17. **Bolkhovityanov Yu. B., Deryabin A. S., Gutakovskii A. K., Sokolov L. V.** Dislocation interaction of layers in the Ge/Ge-seed/Ge_xSi_{1-x}/Si(001) ($x = 0.3–0.5$) system: Trapping of misfit dislocations on the Ge-seed/GeSi interface // *Acta Mater.* 2013. **61**, N 2. P. 617–621.
18. **Bolkhovityanov Yu. B., Deryabin A. S., Gutakovskii A. K., Sokolov L. V.** Unzipping and movement of Lomer-type edge dislocations in Ge/GeSi/Si(001) heterostructures // *Journ. Crystal Growth.* 2018. **483**. P. 265–268.
19. **Bolkhovityanov Yu. B., Deryabin A. S., Gutakovskii A. K., Sokolov L. V.** Unexpected travel of Lomer-type dislocations in Ge/Ge_xSi_{1-x}/Si(001) heterostructures // *Thin Solid Films.* 2016. **616**. P. 348–350.
20. **Nikiforov A. I., Timofeev V. A., Mashanov V. I. et al.** Elastically stressed pseudomorphic SiSn island array formation with a pedestal on the Si(100) substrate using Sn as a growth catalyst // *Journ. Crystal Growth.* 2019. **518**. P. 103–107.
21. **Kumar R. R., Rao K. N., Rajanna K., Phani A. R.** Growth of tin catalyzed silicon nanowires by electron beam evaporation // *Adv. Mat. Lett.* 2013. **4**, N 11. P. 836–840.
22. **Schmidt V., Senz S., Gösele U.** Diameter-dependent growth direction of epitaxial silicon nanowires // *Nano Lett.* 2005. **5**, N 5. P. 931–935.
23. **Timofeev V. A., Nikiforov A. I., Tuktamyshev A. R. et al.** Pseudomorphic GeSiSn, SiSn and Ge layers in strained heterostructures // *Nanotechnology.* 2018. **29**. P. 154002.

Поступила в редакцию 29.06.2020

После доработки 27.07.2020

Принята к публикации 31.07.2020