

Формирование низкоразмерных структур в гетеросистеме InSb/AlAs

© Д.С. Абрамкин^{1,2}, А.К. Бакаров¹, М.А. Путьято¹, Е.А. Емельянов¹,
Д.А. Колотовкина^{1,2}, А.К. Гутаковский^{1,2}, Т.С. Шамирзаев^{1,2,3}

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

³ Уральский федеральный университет, 620002 Екатеринбург, Россия

E-mail: demid@isp.nsc.ru

(Получена 19 декабря 2016 г. Принята к печати 26 декабря 2016 г.)

Низкоразмерные гетероструктуры с квантовыми ямами и наноструктурами, формируемые методом молекулярно-лучевой эпитаксии в системе InSb/AlAs, исследованы с помощью просвечивающей электронной микроскопии и спектроскопии стационарной фотолюминесценции. Структуры выращивались в режимах: поочередного осаждения In и Sb, так называемой атомно-слоевой эпитаксии, и одновременного осаждения материалов (традиционный режим молекулярно-лучевой эпитаксии). В обоих режимах при номинальном количестве осажденного материала в 1 монослой формируются крупные (200 нм–1 мкм) дефектные островки, расположенные на слое $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$ квантовой ямы. В гетероструктурах, выращенных в режиме атомно-слоевой эпитаксии, островки окружены кольцевыми массивами значительно более мелких (~10 нм) когерентно напряженных островков, так же состоящих из $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$. Состав твердого раствора определяется перемешиванием материалов V группы на стадии осаждения InSb и перемешиванием материалов вследствие сегрегации атомов In и Sb при зарастании слоя InSb арсенидом алюминия.

DOI: 10.21883/FTP.2017.09.44896.8488

1. Введение

Развитие современной электроники во многом определяется использованием новых полупроводниковых низкоразмерных гетероструктур с квантовыми ямами (КЯ) и квантовыми точками (КТ) [1]. Комбинация параметров узкозонного антимонида индия и широкозонного арсенида алюминия делает гетероструктуры на их основе привлекательными для развития современных информационных технологий. С одной стороны, гетероструктуры перспективны для создания устройств передачи и приема информации: излучателей и фотоприемников с энергией оптического перехода, лежащей в широком диапазоне длин волн — от среднего инфракрасного до видимого [2–4]. С другой стороны, сильная локализация носителей заряда в КТ InSb/AlAs открывает перспективы создания на их основе компактных ячеек памяти, пригодных для длительного хранения информации. Так, например, в работе [5] предсказывается, что ячейка памяти, созданная на основе КТ GaSb/AlAs, также характеризующихся сильной локализацией носителей заряда, может хранить заряд в течение 10^6 лет. Кроме того, КТ InSb/AlAs могут иметь энергетическое строение первого рода (носители заряда обоих знаков локализованы в КТ) с основным электронным состоянием, принадлежащим непрямой долине зоны проводимости [6–8]. Разделение носителей заряда в пространстве квазиимпульсов приводит к увеличению времени жизни экситона вплоть до сотен пико- и наносекунд [9–12], что оказывается сравнимым со временем спиновой релаксации локализованного в КТ экситона [13–15]. Сочетание

длительного времени жизни экситона и длительной спиновой релаксации экситона в таких КТ делает их перспективными объектами для создания ячеек спиновой памяти.

Несмотря на открывающиеся перспективы, гетероструктуры InSb/AlAs с КТ и КЯ до сих пор остаются слабо изученными. Это обусловлено рядом причин, затрудняющих получение высококачественных, кристаллически совершенных гетероструктур InSb/AlAs. Во-первых, гетеросистема InSb/AlAs характеризуется гигантским рассогласованием параметров решетки (12.6% [16]). Во-вторых, энергия межатомных связей In–Sb значительно ниже, чем Al–As [17]. Поэтому оптимальные условия эпитаксиального роста слоев InSb и AlAs сильно различаются. Например, при формировании гетероструктур методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) пленки AlAs наилучшего кристаллического качества формируются при температуре подложки ~600°C [18], в то время как для роста пленок InSb оптимальной является температура 350–400°C [19].

В настоящей работе изучались гетероструктуры, формирующиеся в системе InSb/AlAs в двух режимах эпитаксии, значительно различающихся длиной поверхностной диффузии адатомов (L_d): режим поочередного осаждения материалов In и Sb, так называемый режим атомно-слоевой эпитаксии (АСЭ), и режим одновременного осаждения материалов In и Sb, т.е. традиционный режим МЛЭ. Проведенные исследования показали возможность выращивания гетероструктур InSb/AlAs в диапазоне температур 450–480°C. Сформированные при этих температурах КТ и КЯ состоят из твердого рас-

твора $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$, состав которого определяется перемешиванием Sb и As на стадии осаждения InSb и сегрегацией атомов In, Sb при зарастивании слоев InSb арсенидом алюминия. Гетероструктуры с меньшей концентрацией дефектов формируются в традиционном режиме МЛЭ.

2. Детали эксперимента

Гетероструктуры InSb/AlAs выращивались методом МЛЭ на подложках GaAs ориентации (001). На буферном слое GaAs выращивался слой AlAs толщиной 50 нм при температуре подложки $T_s = 620^\circ\text{C}$ и скорости осаждения материала 1 монослой в секунду (МС/с). Затем рост прекращался, а температура подложки снижалась до $450\text{--}480^\circ\text{C}$. Во время снижения температуры структуры выдерживались в потоке As_4 . Данные дифракции быстрых электронов на отражение показывают, что поверхность AlAs характеризовалась реконструкцией $c(4 \times 4)$. Осаждение слоя InSb проводилось после снижения T_s в двух различных режимах: режим атомно-слоевой эпитаксии — последовательное осаждение 0.5 МС In со скоростью 0.1 МС/с и последующая выдержка в потоке Sb в течение 15 с, операции повторялись несколько раз, пока общее количество осажденного InSb не достигало заданного значения монослоев вещества (D_{eff}); режим молекулярно-лучевой эпитаксии — одновременное осаждение атомов In и Sb со скоростью 0.1 МС/с в количестве, эквивалентном D_{eff} . Значения параметров D_{eff} и T_s в различных режимах роста приведены в таблице. После формирования слой InSb зарастивался слоем AlAs толщиной 50 нм без изменения температуры подложки. Верхний слой AlAs защищался от окисления слоем GaAs толщиной 20 нм.

Кристаллическое строение гетероструктур было исследовано методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для получения ПЭМ-изображений использовался просвечивающий электронный микроскоп JEM-4000EX (400 кэВ). Химическое картирование проведено с помощью рентгеновского энергодисперсионного анализа с использованием просвечивающего электронного микроскопа Titan 80-300 (FEI). Стационарная фотолуминесценция (ФЛ) возбуждалась излучением лазерного GaN-диода с энергией кванта 3.06 эВ и плотностью мощности 2 Вт/см². Спектры ФЛ анализировались с помощью спектрографа Acton Advanced SP2500A и измерялись ПЗС-камерой с азотным охлаждением. Измерения проводились при температуре 5 К.

Параметры роста гетероструктур InSb/AlAs

Режим роста	D_{eff} , МС	T_s , °С
АСЭ	1	450
МЛЭ	0.25–1	450–480

3. Экспериментальные результаты

3.1. Просвечивающая электронная микроскопия

Планарные ПЭМ-изображения и ПЭМ-изображения поперечных срезов гетероструктуры InSb/AlAs, выращенной в режиме АСЭ при температуре осаждения InSb $T_s = 450^\circ\text{C}$ и номинальном количестве осажденного материала $D_{\text{eff}} = 1$ МС, представлены на рис. 1, *a, b, c*. Как видно из планарного изображения, представленного на рис. 1, *a*, в гетероструктуре InSb/AlAs образуются кластеры островков с плотностью $\sim 10^6$ см⁻². На вставке к рис. 1, *a* представлено увеличенное изображение кластера. Видно, что он состоит из центрального крупного островка размером ~ 1 мкм и кольца из более мелких островков, с внешним диаметром ~ 2 мкм. Изображение поперечного среза гетероструктуры InSb/AlAs представлено на рис. 1, *b*. Матрица AlAs над кластером с островками пронизана прорастающими дислокациями. Как показано на левой вставке к рис. 1, *b*, дислокации выходят из центрального крупного островка. На участках гетероструктуры, не занятых кластерами, наблюдается КЯ, ее увеличенное изображение приведено на правой вставке к рис. 1, *b*. Толщина слоя КЯ составляет ~ 3 нм. Планарное изображение кольца островков, образованного вокруг центрального островка InSb/AlAs, представлено на рис. 1, *c*. Видно, что в кольцах присутствуют релаксированные островки с поперечными размерами 20–70 нм и когерентно напряженные островки линзовидной формы со средним диаметром 10 нм. Плотность массива когерентно напряженных мелких островков составляет $3 \cdot 10^{10}$ см⁻². Изображение поперечного среза участка гетероструктуры с когерентно напряженными островками приведено на вставке к рис. 1, *c*. Средняя высота островка составляет ~ 5 нм.

Планарные ПЭМ-изображения и ПЭМ-изображения поперечного среза гетероструктуры InSb/AlAs, выращенной в режиме МЛЭ при температуре осаждения InSb $T_s = 450^\circ\text{C}$ и номинальном количестве осажденного материала $D_{\text{eff}} = 1$ МС, представлены на рис. 1, *d*. На планарном изображении наблюдаются только крупные островки с релаксацией механических напряжений, характеризующиеся плотностью $\sim 5 \cdot 10^7$ см⁻² и поперечными размерами 100–400 нм. Кольцевые структуры, состоящие из мелких островков, в этом режиме не формируются. Как это видно из ПЭМ-изображения поперечного среза, приведенного на правой вставке к рис. 1, *d*, в основании островков лежит слой КЯ, толщиной 4 нм. Повышение температуры формирования InSb слоя до 480°C при фиксированном значении $D_{\text{eff}} = 1$ МС не приводит к существенным изменениям в параметрах массива островков и толщине слоя квантовой ямы.

В гетероструктурах InSb/AlAs, выращенных в режиме МЛЭ при осаждении слоя InSb толщиной 0.25 МС в диапазоне температур $450\text{--}480^\circ\text{C}$, островки не формируются. На ПЭМ-изображении поперечного среза таких

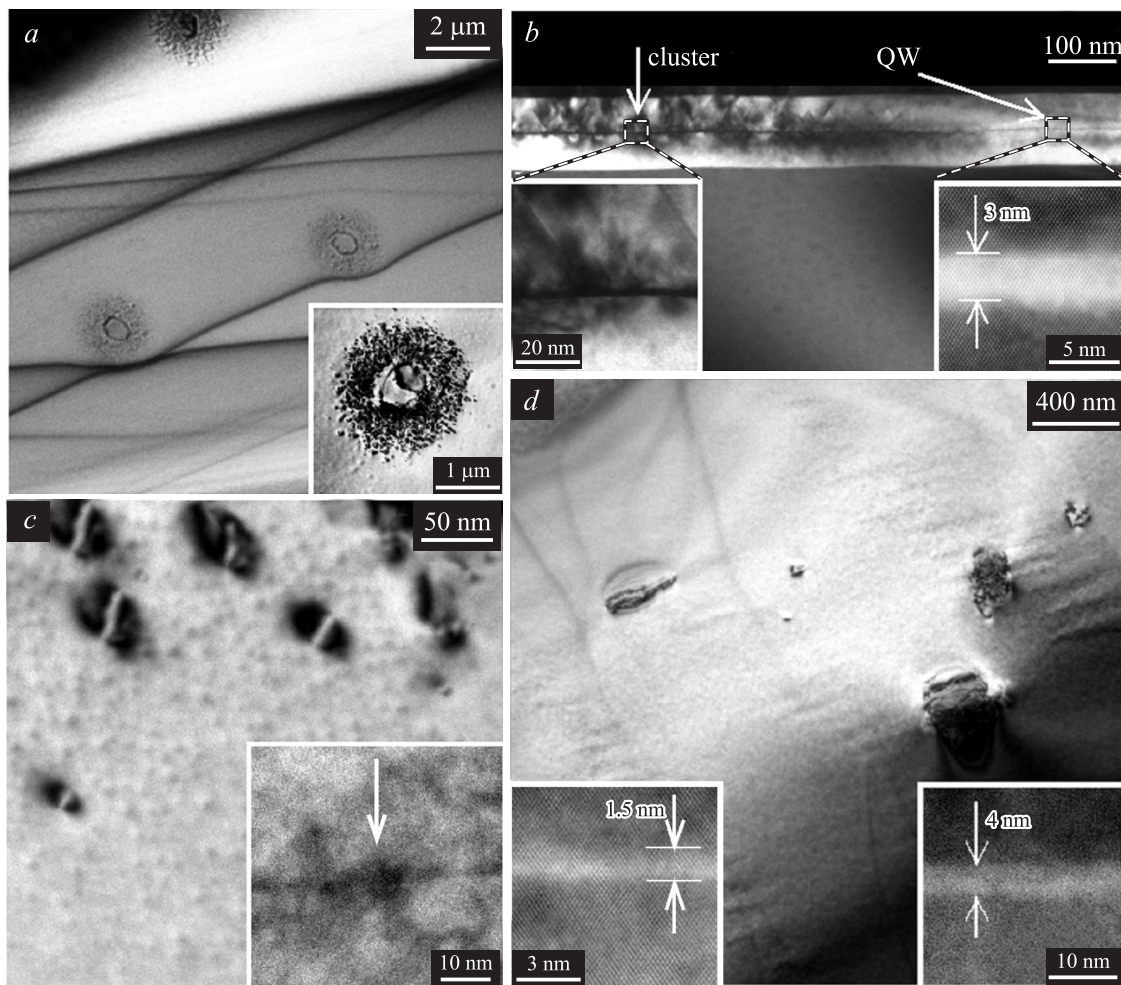


Рис. 1. Планарные изображения и изображения поперечных срезов гетероструктуры InSb/AlAs (*a, b, c*), выращенной в режиме АСЭ при температуре $T_s = 450^\circ\text{C}$ и при номинальном количестве осажденного материала $D_{\text{eff}} = 1 \text{ MC}$: *a* — планарное изображение низкого разрешения, на вставке представлено увеличенное изображение кластера островков; *b* — изображение поперечного среза гетероструктуры, лежащая в основании массива островков КЯ (QW) показана в высоком разрешении на правой вставке к рисунку, крупный островок (cluster) обозначен стрелкой и показан в высоком разрешении на левой вставке к рисунку; *c* — планарное изображение участка гетероструктуры, содержащего массив когерентно напряженных островков, на вставке — изображение поперечного среза этого участка, стрелкой отмечен напряженный островок. *d* — планарное ПЭМ-изображение гетероструктуры InSb/AlAs, выращенной в режиме МЛЭ при температуре $T_s = 450^\circ\text{C}$ и при номинальном количестве осажденного материала $D_{\text{eff}} = 1 \text{ MC}$, на правой вставке — изображение поперечного среза этой гетероструктуры, на левой вставке — изображение поперечного среза гетероструктуры, выращенной в режиме МЛЭ при температуре $T_s = 480^\circ\text{C}$ и при номинальном количестве осажденного материала $D_{\text{eff}} = 0.25 \text{ MC}$.

гетероструктур виден слой квантовой ямы со средней толщиной $\sim 1.5 \text{ нм}$, как это показано на левой вставке к рис. 1, *d*.

3.2. Химическое картирование

Были получены изображения поперечных срезов гетероструктур в режиме химического картирования. Распределение химических элементов в гетероструктуре InSb/AlAs, выращенной в режиме МЛЭ при $T_s = 450^\circ\text{C}$ и $D_{\text{eff}} = 1 \text{ MC}$, представлено на рис. 2. Вертикальной стрелкой на рисунке показано направление роста гетероструктуры. На изображении представлен участок

гетероструктуры, содержащий КЯ, положение которой отмечено горизонтальной стрелкой. Видно, что в области КЯ присутствуют все элементы, составляющие гетероструктуру: Al, As, In и Sb.

3.3. Фотолюминесценция

Спектры низкотемпературной ФЛ гетероструктур InSb/AlAs, выращенных при $T_s = 450^\circ\text{C}$ и $D_{\text{eff}} = 1 \text{ MC}$ в режимах АСЭ и МЛЭ, представлены на вставке к рис. 3. В спектрах наблюдаются полосы с энергиями максимума 1.81, 1.80 эВ и ширинами на половинной интенсивности 180, 175 мэВ соответственно. Интенсивность полосы в

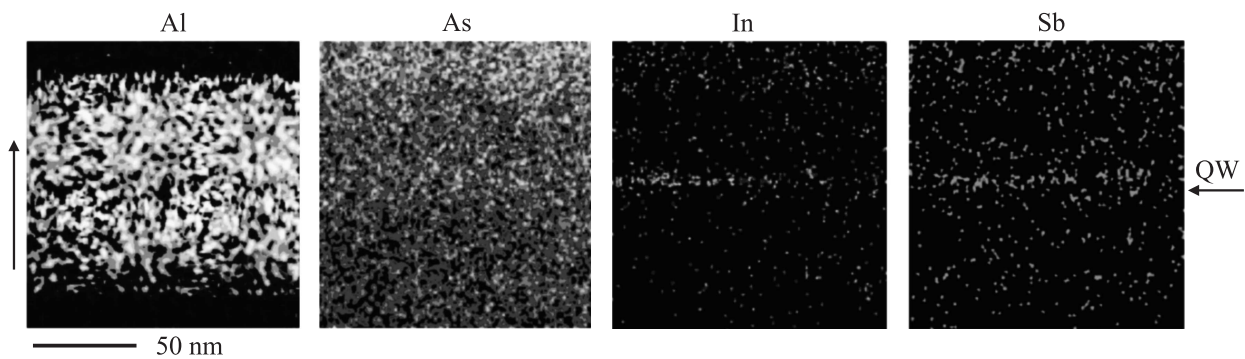


Рис. 2. Распределения химических элементов в поперечном срезе гетероструктуры InSb/AlAs. Вертикальной стрелкой показано направление роста структуры. Горизонтальная стрелка QW отмечает положение квантовой ямы.

спектре ФЛ гетероструктуры, выращенной в режиме МЛЭ, превышает интенсивность полосы в спектре ФЛ гетероструктуры, выращенной в режиме АСЭ, на порядок величины.

Спектры стационарной фотолюминесценции гетероструктур InSb/AlAs, выращенных в режиме МЛЭ при различных значениях параметров T_s и D_{eff} , приведены на рис. 3. Как видно из рисунка, увеличение T_s от 450 до 480°C при постоянном количестве осажденного InSb $D_{\text{eff}} = 1$ МС приводит к „синему“ смещению полосы ФЛ на величину ~ 120 мэВ. При этом ширина полосы ФЛ на половинной интенсивности незначительно увеличи-

вается, до 230 мэВ. Уменьшение D_{eff} от 1 до 0.25 МС при постоянной $T_s = 480^\circ\text{C}$ также приводит к „синему“ смещению полосы ФЛ на величину ~ 90 мэВ. При этом ширина полосы ФЛ уменьшается до 170 мэВ.

4. Обсуждение результатов

Полученные экспериментальные данные показывают, что в гетероструктурах, выращенных в режиме АСЭ, формируются кластеры с плотностью 10^6 см^{-2} , состоящие из крупного (диаметр ~ 1 мкм) центрального островка и кольцевого массива более мелких островков. Образование кластеров обусловлено большой длиной диффузии адатомов (которую можно оценить как среднее расстояние между сформировавшимися кластерами), приводящей к формированию нанокпель из атомов индия на начальных стадиях осаждения InSb [20,21]. После кристаллизации в результате взаимодействия с атомами V группы нанокпель становятся центральными крупными островками в кластере. Во время осаждения материала эти нанокпель выступают в роли источников материала для формирования более мелких островков [20,21], расположенных в непосредственной близости от них. Кольцевая форма массивов мелких островков в исследуемых гетероструктурах указывает на то, что материал для формирования этих островков действительно поступает из нанокпель, расположенных в центре кластера. Кольцевые массивы островков характеризуются значительным разбросом поперечных размеров, 10–70 нм. В островках большого размера механические напряжения достигают критического уровня, после чего происходит их пластическая релаксация [22,23]. Более мелкие островки, размерами ~ 10 нм, формируются когерентно напряженными, это в сочетании с гигантским рассогласованием параметров решетки InSb и AlAs (12.6% [16]) косвенно указывает на то, что напряженные островки состоят из твердого раствора $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$. Перемешивание материалов снижает рассогласование параметров решетки и способствует формированию напряженных островков.

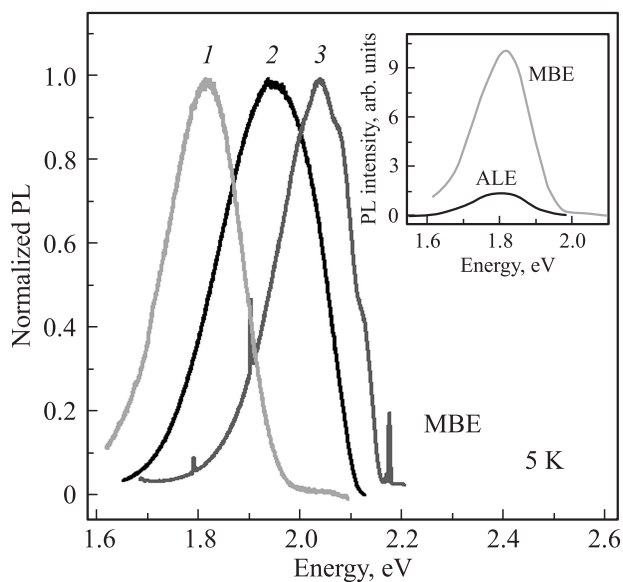


Рис. 3. Нормированные спектры низкотемпературной (5 К) стационарной фотолюминесценции (PL) гетероструктур InSb/AlAs, выращенных в режиме МЛЭ при различных температурах и номинальных количествах осажденного материала: 1 — $T_s = 450^\circ\text{C}$, $D_{\text{eff}} = 1$ МС; 2 — $T_s = 480^\circ\text{C}$, $D_{\text{eff}} = 1$ МС; 3 — $T_s = 480^\circ\text{C}$, $D_{\text{eff}} = 0.25$ МС. На вставке — спектры низкотемпературной стационарной фотолюминесценции (PL) гетероструктур InSb/AlAs, выращенных в режиме АСЭ (ALE) и МЛЭ (MBE) при $T_s = 450^\circ\text{C}$ и $D_{\text{eff}} = 1$ МС.

Смена режима роста с АСЭ на традиционный режим МЛЭ с одновременным осаждением материалов приводит к снижению размеров крупных островков от ~ 1 мкм до 250 нм и увеличению их плотности от 10^6 до $5 \cdot 10^7$ см $^{-2}$. Такие изменения параметров массива самоорганизованных островков/кластеров связаны с уменьшением длины поверхностной диффузии адатомов в режиме МЛЭ [24–32]. Действительно, в режиме АСЭ поочередное осаждение In и Sb приводит к появлению периодов времени, когда материала III группы на ростовой поверхности больше, чем V группы, что осложняет встраивание атомов металла в кристалл и, следовательно, увеличивает L_d в сравнении с ростом в режиме МЛЭ. Тем не менее, несмотря на заметное уменьшение L_d , размеры крупных островков, формирующихся в режиме МЛЭ, достаточно велики для того, чтобы механические напряжения в островках достигли критического уровня и произошла их пластическая релаксация [22,23]. В то же время материала, запасенного в крупных островках, сформированных в режиме МЛЭ, уже не хватает для формирования кольцевой структуры, состоящей из более мелких островков.

Для формирования массива когерентно напряженных островков, равномерно распределенных по площади гетероструктуры InSb/AlAs, необходимо дальнейшее уменьшение размеров островков, а значит, и уменьшение длины поверхностной диффузии адатомов. Ограничить диффузию адатомов можно, как показано в работе [33], при формировании островков в режиме МЛЭ на поверхности с развитым рельефом. Детальное рассмотрение возможностей формирования массива когерентно напряженных островков в гетеросистеме InSb/AlAs будет предметом наших дальнейших исследований.

Тот факт, что на изображениях поперечных срезов гетероструктур в области КЯ присутствуют сигналы от атомов In, Al, Sb и As, прямо указывает на формирование КЯ из четверного твердого раствора $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$. Перемешивание материалов объясняет, почему толщины слоя КЯ (1.5–4 нм) в гетероструктурах значительно превосходят номинальную толщину осажденного слоя InSb (0.25–1 МС). К сожалению, высокий уровень шума на изображениях поперечных срезов гетероструктур в режиме химического картирования не позволяет нам определять состав твердого раствора. Поэтому для качественных оценок изменения состава в зависимости от ростовых условий мы анализировали положения полос в спектрах ФЛ.

Поскольку в гетероструктурах, выращенных в режиме МЛЭ, отсутствуют когерентно напряженные островки, в которых могла бы происходить излучательная рекомбинация, можно сделать вывод о том, что люминесценция таких гетероструктур обусловлена рекомбинацией электронно–дырочных пар, локализованных в КЯ. Значительную ширину полос ФЛ КЯ, $\sim (170–230)$ мэВ, заметно превосходящую типичные значения для КЯ InAs/AlAs [9] и GaAs/AlAs [34], мы связываем с неоднородностью полученных КЯ InAlSbAs/AlAs по размеру и

составу твердого раствора. В дальнейшем мы планируем подробно изучить влияние неоднородностей размера и состава на энергетический спектр КЯ, формирующихся в гетеросистеме InSb/AlAs. Положение максимума и ширина полосы ФЛ в гетероструктурах, выращенных при одинаковых значениях T_s и D_{eff} , не зависят от режима роста (АСЭ/МЛЭ), поэтому мы считаем, что полоса в спектрах низкотемпературной ФЛ гетероструктур, выращенных методом АСЭ, так же как и гетероструктур, выращенных в режиме МЛЭ, обусловлена рекомбинацией носителей заряда в КЯ. Низкая интенсивность ФЛ от присутствующих в этих гетероструктурах когерентно напряженных островков, не различимая на фоне интенсивной ФЛ от КЯ, есть следствие специфики механизма захвата носителей заряда из матрицы AlAs в островки при нерезонансном возбуждении ФЛ. Известно, что захват носителей заряда в островки может идти как через состояния лежащей в основании островков КЯ, так и прямо из матрицы. Для хорошо изученных структур с КТ In(Ga)As, сформированных в матрице GaAs, установлено, что носители заряда попадают в КТ в основном через состояния КЯ [35], в то же время для структур с КТ InAs/AlAs носители заряда попадают в КТ только непосредственно из матрицы, поскольку локализация носителей заряда на шероховатостях КЯ приводит к блокировке их транспорта по КЯ к КТ [36]. Флуктуации ширины и состава КЯ в гетероструктурах InSb/AlAs имеют заметно большую амплитуду, чем в КЯ InAs/AlAs, поэтому транспорт носителей заряда к островкам полностью блокируется. Сами когерентно напряженные островки занимают пренебрежимо малую долю площади гетероструктуры; следовательно, количество носителей заряда, попадающих в них непосредственно из матрицы, на несколько порядков величины меньше, чем количество носителей, попадающих в квантовую яму.

Энергия оптического перехода в квантовой яме определяется как шириной КЯ, так и ее химическим составом. Как показывают экспериментальные данные, полученные методом ПЭМ, изменение температуры T_s формирования слоя InSb при постоянном количестве осажденного материала D_{eff} практически не влияет на толщину КЯ. Следовательно, „синее“ смещение полосы в спектрах ФЛ с ростом T_s при фиксированном D_{eff} однозначно указывает на увеличение степени перемешивания материалов. В то же время „синее“ смещение полосы в спектрах ФЛ с уменьшением D_{eff} (от 1 до 0.25 МС) при постоянной T_s сопровождается заметным уменьшением толщины КЯ от 3–4 до 1.5 нм. Для того чтобы определить, можно ли объяснить „синее“ смещение полосы ФЛ уменьшением толщины КЯ InAlSbAs/AlAs, мы провели расчеты ее энергетического спектра. Методика расчетов подробно описана в работе [8]. Расчеты показывают, что изменение энергии оптического перехода в таких КЯ при изменении их толщины от 1.5 до 3 нм не превышает 50 мэВ, что почти вдвое меньше наблюдаемого смещения. Следовательно, уменьшение количества осаж-

даемого InSb так же сопровождается ростом степени перемешивания материалов.

Независимо от режима роста (АСЭ/МЛЭ), возможны два механизма перемешивания материалов при формировании гетероструктур: непосредственно во время осаждения материала и во время зарастивания квантовой ямы и островков материалом матрицы за счет сегрегации атомов [37]. Поверхностная реконструкция $c(4 \times 4)$ для AlAs [38] характеризуется избытком атомов As. Таким образом, при осаждении InSb происходит перемешивание элементов V группы, и на ростовой поверхности образуется твердый раствор $\text{InSb}_y\text{As}_{1-y}$. Для того чтобы на стадии осаждения материала произошло перемешивание элементов III группы, необходимо встраивание атомов Al из нижележащих слоев AlAs в состав твердого раствора. С учетом того, что энергии связи Al–As и Al–Sb заметно превосходят энергии связи In–As и In–Sb [17], вероятность такого процесса представляется крайне низкой. Следовательно, снижение рассогласования параметров решетки, обеспечивающее формирование когерентно напряженных островков, происходит главным образом за счет перемешивания атомов V группы в ходе осаждения InSb на ростовую поверхность. В процессе зарастивания слоя InSb слоями AlAs происходит сегрегация атомов — их „всплывание“ вслед за фронтом роста [37]. Принимая во внимание соотношение энергий связи атомов в гетероструктуре InSb/AlAs, можно считать, что встраивание атомов As из AlAs на место атомов Sb является энергетически выгодным, равно как и встраивание атомов Al на место атомов In. К сожалению, имеющихся экспериментальных данных недостаточно для того, чтобы определить, какой из механизмов перемешивания материалов играет основную роль при формировании островков и КЯ в гетероструктурах InSb/AlAs.

Несмотря на наличие пластически релаксированных островков в гетероструктурах, выращенных в режимах как МЛЭ, так и АСЭ, интенсивность ФЛ гетероструктур, выращенных в режиме МЛЭ, почти на порядок величины превосходит интенсивность ФЛ гетероструктур, выращенных в режиме АСЭ.

В гетероструктурах на основе AlAs интенсивность ФЛ КЯ снижается за счет появления точечных дефектов вблизи гетерограницы КЯ/матрица [39]. Метод ПЭМ не дает информации о точечных дефектах в гетероструктурах, однако возрастание интенсивности ФЛ на порядок величины позволяет заключить, что для роста гетероструктур InSb/AlAs при температурах 450–480°С традиционный режим МЛЭ предпочтительнее режима АСЭ.

5. Заключение

Исследовано влияние режимов роста и ростовых параметров на формирование и кристаллическое строение гетероструктур InSb/AlAs. Обнаружено, что в режиме

поочередного осаждения In и Sb (режим АСЭ) при номинальном количестве осажденного материала в 1 МС происходит образование кластеров островков, состоящих из центральных крупных дефектных островков микрометрового размера и кольцевых массивов более мелких когерентно напряженных островков, состоящих из твердого раствора $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$. При переходе в традиционный режим МЛЭ с сохранением номинального количества осажденного материала также формируются крупные дефектные островки, а формирования кольцевого массива островков не происходит. Снижение длины поверхностной диффузии адатомов при переходе роста в режим МЛЭ ведет к уменьшению размеров островков. Кроме того, в режиме МЛЭ концентрация дефектов, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации в гетероструктурах InSb/AlAs, уменьшается на порядок величины. В структурах, выращенных обоими методами, в основании массивов островков лежит квантовая яма, состоящая из твердого раствора $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$, состав которого определяется перемешиванием атомов V группы на стадии осаждения InSb и сегрегацией атомов In и Sb в ходе зарастивания квантовой ямы и островков.

Работа выполнена при финансовой поддержке согласно постановлению № 211 Правительства Российской Федерации (контракт № 02.A03.21.0006), РФФИ (проекты № 16-32-60015, 16-02-00242), микроскопические исследования проведены при поддержке РНФ (грант № 14-22-00143).

Список литературы

- [1] Z.M. Wang. *Self Assembled Quantum Dots* (Springer, N. Y., 2008).
- [2] А.Н. Семенов, О.Г. Люблинская, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, С.В. Иванов. ФТП, **42**, 75 (2007).
- [3] В.А. Соловьев, А.А. Торопов, Б.Я. Мельцер, Я.В. Терентьев, Р.Н. Кютт, А.А. Ситникова, А.Н. Семенов, С.В. Иванов, Motlan, Е.М. Goldys, П.С. Копьев. ФТП, **36**, 869 (2001).
- [4] А.Н. Семенов, Б.Я. Мельцер, В.А. Соловьев, Т.А. Комиссарова, А.А. Ситникова, Д.А. Кириленко, А.М. Надточий, Т.В. Попова, П.С. Копьев, С.В. Иванов. ФТП, **45**, 1379 (2011).
- [5] A. Marent, M. Geller, A. Schliwa, D. Feise, K. Pötschke, D. Bimberg, N. Akçay, N. Önkan. Appl. Phys. Lett., **91**, 242109 (2007).
- [6] Т.С. Шамирзаев. ФТП, **45**, 97 (2011).
- [7] T.S. Shamirzaev, D.S. Abramkin, A.K. Gutakovskii, M.A. Putyato. Письма ЖЭТФ, **95**, 601 (2012).
- [8] Д.С. Абрамкин, К.М. Румынин, А.К. Бакаров, Д.А. Колотовкина, А.К. Гутаковский, Т.С. Шамирзаев. Письма ЖЭТФ, **103**, 785 (2016).
- [9] T.S. Shamirzaev, A.M. Gilinsky, A.K. Kalagin, A.V. Nenashev, K.S. Zhuravlev. Phys. Rev. B, **76**, 155309 (2007).
- [10] T.S. Shamirzaev, A.V. Nenashev, A.K. Gutakovskii, A.K. Kalagin, K.S. Zhuravlev, M. Larsson, P.O. Holtz. Phys. Rev. B, **78**, 085323 (2008).

- [11] T.S. Shamirzaev, A.V. Nenashev, K.S. Zhuravlev. *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 213101 (2008).
- [12] T.S. Shamirzaev, J. Debus, D.S. Abramkin, D. Dunker, D.R. Yakovlev, D.V. Dmitriev, A.K. Gutakovskii, L.S. Braginsky, K.S. Zhuravlev, M. Bayer. *Phys. Rev. B*, **84**, 155318 (2011).
- [13] A.V. Khaetskii, Yu.V. Nazarov. *Phys. Rev. B*, **61**, 12639 (2000).
- [14] D. Dunker, T.S. Shamirzaev, J. Debus, D.R. Yakovlev, K.S. Zhuravlev, M. Bayer. *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 142108 (2012).
- [15] T.S. Shamirzaev, J. Debus, D.R. Yakovlev, M.M. Glazov, E.L. Ivchenko, M. Bayer. *Phys. Rev. B*, **94**, 045411 (2016).
- [16] I. Vurgaftman, J.R. Meyer, L.R. Ram-Mohan. *J. Appl. Phys.*, **89**, 5815 (2001).
- [17] W.A. Harrison. *Electronic Structure and Properties of Solids* (W.H. Freeman, San Francisco, 1980).
- [18] P.M. Petroff, A.C. Gossard, W. Wiegmann. *Appl. Phys. Lett.*, **45**, 620 (1984).
- [19] E. Michel, G. Singh, S. Slivken, C. Besicki, P. Bove, I. Ferguson, M. Razegh. *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 3338 (1994).
- [20] P. Boonpeng, S. Kiravittaya, S. Thainoi, S. Panyakeow, S. Ratanathamphan. *J. Cryst. Growth*, **378**, 435 (2013).
- [21] T. Mano, K. Watanabe, S. Tsukamoto, H. Fujioka, M. Oshima, N. Koguchi. *J. Cryst. Growth*, **209**, 504 (2000).
- [22] F.K. LeGoues, J. Tersoff, M.C. Reuter, M. Hammar, R. Tromp. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 2317 (1995).
- [23] M. Knelangen, V. Consonni, A. Trampert, H. Riechert. *Nanotechnology*, **21**, 245705 (2010).
- [24] N. Grandjean, J. Massies. *J. Cryst. Growth*, **134**, 51 (1993).
- [25] C.W. Snyder, B.G. Orr, D. Kesler, L.M. Sander. *Phys. Rev. Lett.*, **66**, 3032 (1991).
- [26] C.W. Snyder, J.F. Mansfield, B.G. Orr. *Phys. Rev. B*, **46**, 9551 (1992).
- [27] D.E. Jesson, S.J. Pennycook, J.-M. Baribeau, D.C. Houghton. *Phys. Rev. Lett.*, **71**, 1744 (1993).
- [28] P. Muller, R. Kern. *Appl. Surf. Sci.*, **102**, 6 (1996).
- [29] V.G. Dubrovskii, G.E. Cirilin, V.M. Ustinov. *Phys. Rev. B*, **68**, 075409 (2003).
- [30] K.M. Chen, D.E. Jesson, S.J. Pennycook, T. Thundat, R.J. Warmack. *Phys. Rev. B*, **56**, R1700 (1997).
- [31] Ch. Heyn. *Phys. Rev. Lett.*, **64**, 165306 (2001).
- [32] F.J. Falth, S.F. Yoon, E.A. Fitzgerald. *Nanotechnology*, **19**, 455606 (2008).
- [33] Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, М.А. Пулято, А.К. Гутаковский, А.С. Кожухов, Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, Т.С. Шамирзаев. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **80**, 22 (2016).
- [34] R. Stepniewski, S. Huan, G. Martinez, B. Etienne. *Phys. Rev. B*, **40**, 9772 (1989).
- [35] F. Ding, Y.H. Chen, C.G. Tang, B. Xu, Z.G. Wang. *Phys. Rev. B*, **76**, 125404 (2007).
- [36] T.S. Shamirzaev, D.S. Abramkin, A.V. Nenashev, K.S. Zhuravlev, F. Trojanek, B. Dzuravak, P. Maly. *Nanotechnology*, **21**, 55703 (2010).
- [37] R. Eykholt, D.J. Srolovitz. *J. Appl. Phys.*, **60**, 1793 (1986).
- [38] A.M. Dabiran, P.I. Cohen. *J. Cryst. Growth*, **150**, 23 (1995).
- [39] I.N. Krivorotov, T. Chang, G.D. Gilliland, L.P. Fu, K.K. Bajaj, D.J. Wolford. *Phys. Rev. B*, **58**, 10687 (1998).

Редактор Л.В. Шаронова

Formation of low-dimensional structures in InSb/AlAs heterosystem

D.S. Abramkin^{1,2}, A.K. Bakarov¹, M.A. Putyato¹,
E.A. Emelyanov¹, D.A. Kolotovkina^{1,2},
A.K. Gutakovskii^{1,2}, T.S. Shamirzaev^{1,2,3}

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

² Novosibirsk State University,
630090 Novosibirsk, Russia

³ Ural Federal University,
620002 Yekaterinburg, Russia

Abstract Low-dimensional heterostructures with quantum wells and nanoislands, grown by molecular-beam epitaxy in the InSb/AlAs system, has been investigated by transmission electron microscopy and photoluminescence spectroscopy. Structures were grown in modes: separate deposition of In and Sb, so-called atomic layer epitaxy mode, and simultaneous deposition of In and Sb, conventional molecular-beam epitaxy mode. Huge defect islands (200 nm–1 μm) lying on the quantum well $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$ layer were formed in the both regimes. The islands in the heterostructures formed in atomic layer epitaxy growth mode are surrounded by circular array of coherent strained islands with significantly small sizes (~ 10 nm), consisted of $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{Sb}_y\text{As}_{1-y}$ also. The alloy composition is ruled by V-group atoms intermixing during InSb deposition and by In and Sb atom segregation during growth of a AlAs layer over an InSb layer.