

In situ исследование кинетики формирования КТ InSb в матрице InAs(Sb)

© А.Н. Семенов[¶], О.Г. Люблинская, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, С.В. Иванов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 16 апреля 2007 г. Принята к печати 23 апреля 2007 г.)

Описаны особенности формирования квантовых точек InSb в матрице InAs без принудительного осаждения InSb методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Исследования кинетики формирования квантовых точек InSb и смачивающего слоя InAsSb проводились *in situ* с использованием системы регистрации осцилляций интенсивности рефлексов на картине дифракции быстрых электронов. Исследовано влияние температуры подложки, последовательности работы заслонок и введения прерываний роста на свойства массива квантовых точек InSb. Прерывание роста сразу после выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы приводит к уменьшению номинальной толщины InSb и улучшает однородность массива квантовых точек. Показано, что в случае осаждения квантовых точек InSb/InAs субмонослойной толщины роль смачивающего слоя выполняет сегрегационный слой InAsSb. Определены длина и коэффициент сегрегации сурьмы, а также их температурные зависимости.

PACS: 68.35.Dv, 81.30.Mh, 68.55.-a, 68.55.Hb, 81.15.Hi, 81.07.Ta

1. Введение

Коммерческие перспективы лазеров на квантовых точках (КТ) InAs/GaAs стимулируют дальнейшие исследования в этой области, направленные в первую очередь на поиск новых гетеропар для расширения диапазона длин волн излучения лазеров на основе КТ, в частности в ИК-область. Наиболее перспективными гетеропарами с этих позиций являются антимиониды металлов третьей группы в матрице GaAs, поскольку период кристаллической решетки GaSb и AlSb близок к периоду решетки InAs. Огромный интерес представляет также InSb, который, обладая наименьшей шириной запрещенной зоны среди соединений A^{III}B^V, имеет максимальный период кристаллической решетки 6.479 Å.

Первые попытки получить массив когерентных КТ GaSb в матрице GaAs были предприняты в работе [1]. Было показано, что массив КТ GaSb формируется при осаждении GaSb толщиной 1.2 нм. Сформированные гетероструктуры продемонстрировали яркую фотолуминесценцию (ФЛ) в диапазоне длин волн 1.1–1.2 мкм вплоть до комнатных температур. Впоследствии аналогичные результаты были получены в КТ GaSb/GaAs, выращенных методом газофазной эпитаксии из паров металлорганических соединений (ГФЭ МО) [2]. Проведенный в [1] детальный анализ зонной структуры показал, что гетеропереход GaSb/GaAs является гетеропереходом типа II, причем напряжения, обусловленные 7%-ным рассогласованием, приводят к существенной трансформации зонной структуры, и с учетом положения уровней размерного квантования длина волны излучения в такого рода структурах не может превышать ~ 1.3 мкм.

Синтезу методом МПЭ и структурным исследованием более широкого круга антимионидных КТ (AlSb,

GaSb, InSb в матрице GaAs) посвящены работы [3–5]. В этих работах была продемонстрирована возможность формирования массива квантово-размерных островков InSb, GaSb и AlSb с достаточно высокой плотностью и показано, что размер и плотность островков зависят в основном от количества осажденного материала. Исследование зависимости длины волны излучения в такого рода структурах от мощности накачки [6] позволило обнаружить „голубой сдвиг“, свидетельствующий о том, что во всех трех случаях (AlSb, GaSb и InSb в матрице GaAs) реализуется гетеропереход типа II. Важно отметить, что наблюдаемая длина волны излучения в структурах с КТ AlSb, GaSb и InSb в матрице GaAs не превышает 1.1–1.2 мкм, что связано, во-первых, с возрастающим влиянием упругих сжимающих напряжений, которые приводят к уменьшению размеров КТ и „выталкиванию“ уровня размерного квантования, а во-вторых, с реакциями замещения и взаимного обмена элементов V группы (Sb–As) при росте КТ, что приводит к образованию трехкомпонентного твердого раствора с переменным составом. Особенно ярко выражены эти эффекты в случае КТ InSb/GaAs, поскольку огромная величина рассогласования (14%) и гигантские напряжения приводят к значительному переиспарению Sb с поверхности роста, при условии более энергетически выгодного встраивания атомов As. Этого недостатка лишены КТ InSb в матрице GaSb. В таких структурах, синтезированных как методом МПЭ [7], так и ГФЭ МО [8,9], удалось увеличить длину волны излучения вплоть до ~ 1.85 мкм. Особенности роста InSb на подложках InP изучались в работах [10,11]. Основным результатом проведенных исследований стала найденная на основе наблюдений картин дифракции быстрых электронов (ДБЭ) критическая толщина, которая составила 1.4 монослоя (МС).

[¶] E-mail: semenov@beam.ioffe.ru

Однако, как было показано в работе [12], наиболее подходящей гетеропарой для получения ФЛ с длиной волны излучения более 2 мкм является InSb/InAs, в которой реализуется гетеропереход типа II с полностью неперекрывающимися запрещенными зонами, причем энергия перехода между дырками, локализованными в InSb, и электронами в InAs соответствует ИК-диапазону длин волн.

Исследование структурных и оптических свойств КТ InSb и InAsSb, синтезированных методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) и ГФЭ МО в матрице InAs, впервые было проведено в работах [13,14]. В этих работах было показано, что в системе In(As,Sb)/InAs возможно получение массива КТ InSb с плотностью $(2-3) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Указанные гетероструктуры продемонстрировали ФЛ в спектральном диапазоне 3.5–4.3 мкм, однако лишь при температурах жидкого гелия.

Возможность формирования массива КТ InSb в матрице InAs методом МПЭ была впервые продемонстрирована в работе [15]. В этой работе было показано, что субмонослойные (СМС) вставки InSb представляют собой массив когерентных КТ с чрезвычайно высокой плотностью $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$ и латеральными размерами $\sim 2.5 \text{ нм}$. КТ InSb/InAs продемонстрировали яркую фотолуминесценцию в ИК спектральном диапазоне (3.9–4.4 мкм) при комнатной температуре [16]. Более того, в этих наноструктурах была показана возможность получения лазерной генерации на длине волны 3.08 мкм с инжекционной накачкой [15,17]. Меньшая по сравнению с ФЛ и электролюминесценцией (ЭЛ) длина волны излучения, полученная при сильной инжекционной накачке, может быть объяснена недостаточным электронным ограничением вблизи КТ с локализованными дырками, что приводит к эффективной излучательной рекомбинации через возбужденные состояния в КТ InSb, а также в смачивающем слое InAsSb. Учитывая, что КТ InSb в матрице InAs имеют чрезвычайно малый размер, а также принимая во внимание оценку положения энергетических уровней в КТ InSb в рамках простейшей модели в приближении сферической формы КТ, можно сделать вывод о том, что рекомбинация с участием слоя InAsSb наиболее вероятна.

Очевидно, что в случае формирования КТ InSb в субмонослойном диапазоне толщин классический режим роста Странского–Крастанова, когда массив КТ образуется после осаждения критической толщины материала [18], не реализуется. Поэтому остается неясной как кинетика формирования самих КТ, так и механизм формирования смачивающего слоя InAsSb. В этой статье приводятся результаты исследования кинетики формирования КТ InSb в матрице InAs. Показано, что ДБЭ в режиме записи осцилляций отраженного пучка является чрезвычайно информативным методом для исследования как процесса формирования КТ InSb, так и прояснения природы и механизма образования смачивающего слоя InAsSb.

2. МПЭ рост и описание образцов

Исследуемые структуры были выращены на установке МПЭ „RIBER 32P“, оборудованной стандартными эффузионными ячейками для всех источников, за исключением мышьяка. В качестве источника мышьяка использовался крекинговый клапанный источник VAC-500, обеспечивающий в зависимости от температуры крекинговой зоны потоки четырех-, двухатомных молекул или атомов мышьяка. В нашем случае использовались молекулы As_4 . Перед началом роста каждой структуры проводились калибровки потоков с использованием датчика Байярда–Альперта. В качестве подложек использовались *n*-InAs (001). Температура подложки, измеряемая ИК-пирометром, предварительно прокалброванным по известным реконструкциям поверхности на подложках GaS и GaSb, варьировалась в интервале 390–510°C.

КТ InSb формировались либо непосредственно в матрице InAs, либо в слое InAs толщиной 0.1 мкм, ограниченном тонкими когерентно-напряженными барьерами AlInAs для лучшего электронного ограничения неравновесных носителей заряда обоих знаков. Оригинальная технология МПЭ воспроизводимого осаждения КТ InSb состояла в выдержке поверхности InAs под потоком Sb_4 [15]. В таких условиях InSb формируется за счет интенсивной реакции замещения атомов мышьяка в приповерхностном слое InAs атомами сурьмы. Время выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы составляло 10 с. После выдержки под потоком сурьмы продолжался рост InAs или осуществлялось краткое прерывание роста на время 10 с. В данной работе исследовались как структуры с одиночными плоскостями КТ InSb, так и с множественными, изолированными слоями InAs. Толщина слоя InAs при этом выбиралась оптимальной с точки зрения наблюдения сателлитов высшего порядка на $\theta-2\theta$ кривых дифракционного отражения (КДО) и составляла 9 нм.

Было обнаружено, что образование СМС InSb в процессе выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы происходит в течение нескольких секунд, что подтверждается быстрым изменением поверхностной реконструкции, наблюдаемой с помощью ДБЭ, с (2×4) , характерной для As-стабилизированной поверхности и наблюдаемой при росте InAs (рис. 1, *a, b*), на (1×3) , характерной для Sb-стабилизированной поверхности (рис. 1, *c, d*). В зависимости от температуры подложки могла также возникать промежуточная поверхностная реконструкция (2×3) . Важно отметить, что никаких особенностей, характерных для трехмерных образований на ростовой поверхности, на картинах ДБЭ при этом не наблюдалось.

Исследования кинетики процесса замещения атомов мышьяка атомами сурьмы проводились с использованием ДБЭ в режиме регистрации осцилляций интенсивности отраженного пучка. При измерении спектров ФЛ в качестве источника использовался лазерный диод с длиной волны возбуждения $\lambda_{\text{ex}} = 809 \text{ нм}$, оптическая плот-

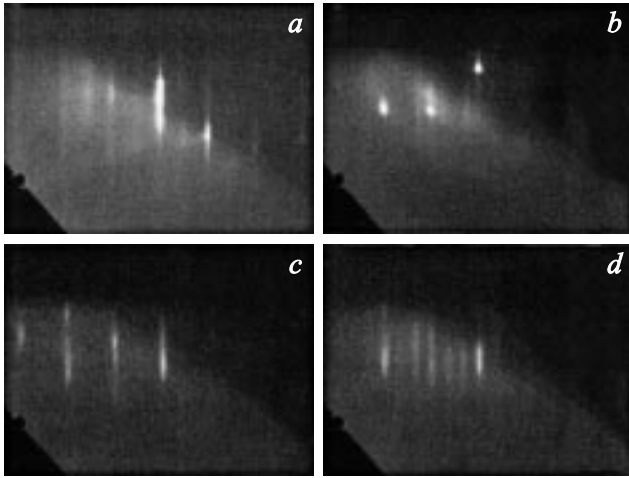


Рис. 1. Картины дифракции быстрых электронов на поверхности роста InAs (*a, b*), соответствующие (2×4) As-стабилизированной поверхностной реконструкции, и после экспозиции поверхности InAs под потоком сурьмы (*c, d*), соответствующие (1×3) Sb-стабилизированной реконструкции.

ность возбуждения при этом составляла ~ 1.5 Вт/см². Измеряемый сигнал регистрировался с помощью охлаждаемого InSb фотоприемника.

Для определения содержания сурьмы в смачивающем слое InAsSb, а также номинальной толщины InSb применялась методика, основанная на моделировании экспериментальных кривых дифракционного отражения (КДО). Рентгенодифракционные исследования проводились на двухкристальной установке ДРОН-2 в режиме $\theta-2\theta$ -сканирования. Источником рентгеновского излучения служила медная трубка ($K\alpha_1 = 1.5406$ Å). В качестве кристалла монохроматора использовался совершенный кристалл германия.

3. Кинетика формирования КТ InSb

Возможность применения системы регистрации осцилляций ДБЭ для анализа кинетики процесса формирования КТ в системе InAs/GaAs была показана в работе [19], где исследовались особенности перехода от двумерного к трехмерному режиму роста. В данной работе аналогичная методика апробирована применительно к системе InSb/InAs. Временные зависимости сигнала ДБЭ, полученные в процессе формирования СМС InSb при разных значениях температуры роста T_s , представлены на рис. 2.

После закрытия заслонки In ($t = 0$) интенсивность отраженного сигнала ДБЭ слегка возрастает, по всей видимости вследствие планаризации поверхности InAs. В момент открытия заслонки Sb ($t = 10$ с) происходит резкое уменьшение интенсивности сигнала ДБЭ. Через τ — время, за которое происходит замещение части атомов мышьяка сурьмой (рис. 2, *a*), — на поверхности

устанавливается новое равновесное состояние и интенсивность сигнала отраженного пучка выходит на постоянный уровень. Поскольку коэффициент встраивания сурьмы при низких температурах близок к единице [20], а переиспарение мышьяка при этих температурах довольно значительно, то, вероятнее всего, на этой стадии атомы мышьяка в приповерхностном слое InAs замещаются атомами сурьмы и образуется тонкий слой InSb. Переиспарение сурьмы с поверхности при этом компенсируется падающим потоком сурьмы. Важно отметить, что увеличение T_s требовало существенного увеличения потока сурьмы для поддержания Sb-стабилизированной поверхности и компенсации переиспаряющейся сурьмы. Поскольку толщина этого слоя чрезвычайно мала, можно с уверенностью предположить, что формирование InSb на этих стадиях протекает по механизму псевдоморфизма, а сам слой является планарным.

Как видно из рис. 2, амплитуда и продолжительность (τ) модуляции интенсивности сигнала ДБЭ во время выдержки поверхности InAs под потоком Sb уменьшаются с ростом T_s , что свидетельствует об уменьшении толщины образующегося слоя InSb. Основной причиной этого, по-видимому, является уменьшение коэффициента встраивания сурьмы с ростом температуры [20]. Это и приводит к уменьшению эффективности реакций замещения атомов As атомами Sb. В результате равновесное состояние на поверхности при более высоких температурах устанавливается за более короткое время τ .

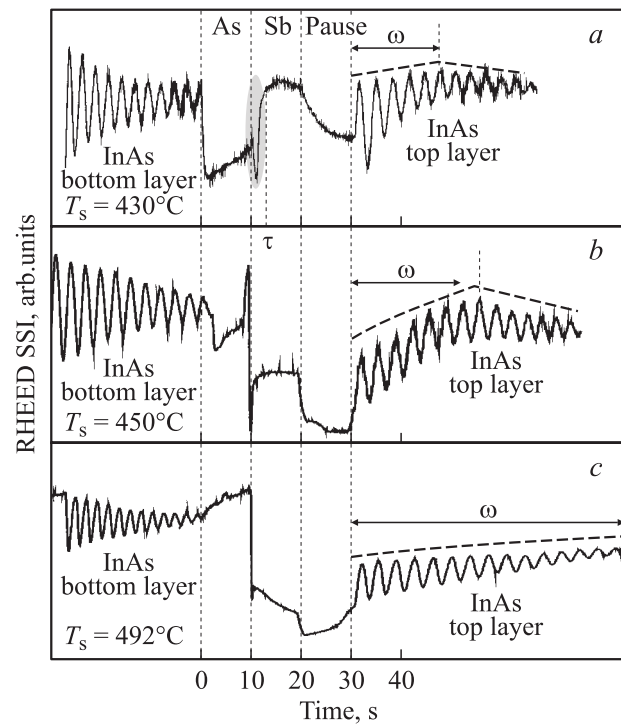


Рис. 2. Осцилляции интенсивности отраженного пучка ДБЭ во время роста InAs и выдержки поверхности InAs под потоком Sb при трех различных температурах T_s : *a* — 430, *b* — 450, *c* — 492°C.

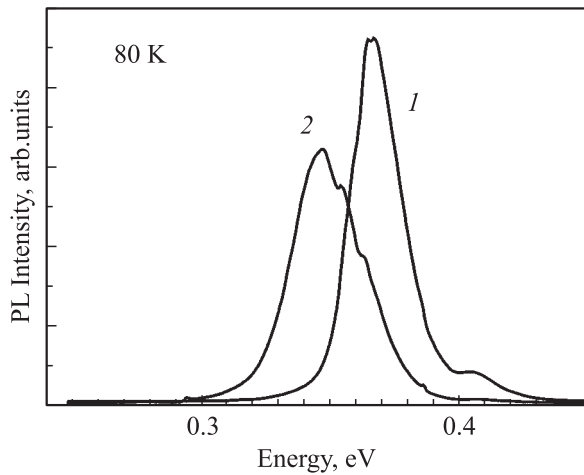


Рис. 3. Спектры ФЛ образцов с множественными плоскостями КТ InSb, сформированными при температуре 480°C путем выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы с последующей паузой (0.6 МС) (1) и без нее (0.8 МС) (2).

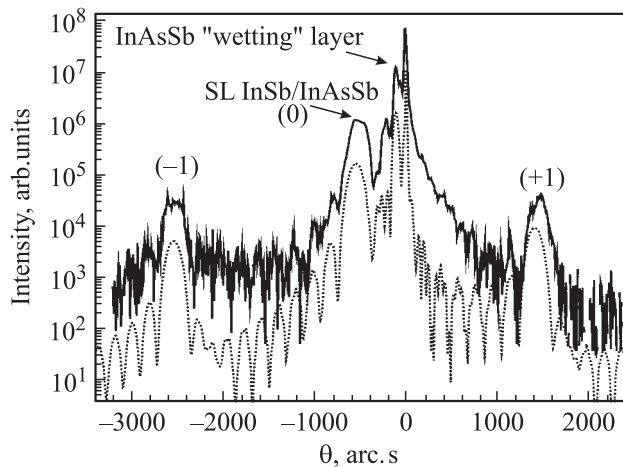


Рис. 4. Кривые дифракционного отражения структуры с множественными вставками InSb толщиной 0.8 МС, полученными при $T_s = 480^\circ\text{C}$. Сплошная кривая — экспериментальная; пунктирная — кривая, полученная в результате моделирования.

На следующей стадии, при закрытии заслонки Sb (при $t = 20$ с), во время первых нескольких секунд интенсивность сигнала ДБЭ резко уменьшается. Можно с большой долей вероятности предположить, что именно на этой стадии происходит самоформирование квантово-размерных островков InSb за счет сильных упругих напряжений. Поскольку падающий поток сурьмы отсутствует, под влиянием этих упругих напряжений происходит интенсивное перераспределение по механизму Фолмера–Вебера [21] и отчасти переиспарение значительного количества атомов сурьмы из слоя InSb. Это приводит к нарушению планарности слоя InSb и образованию квантово-размерных островков. При этом после трансформации планарного слоя в трехмерные

островки вклад энергии упругих деформаций перестает играть основную роль и интенсивность дальнейшего переиспарения сурьмы определяется константой равновесия соответствующей химической реакции. Тот факт, что на картине ДБЭ сохраняется поверхностная реконструкция Sb-(1×3) (см. рис. 1) без характерных утолщений на основных рефлексах, свойственных 3D объектам, подтверждает чрезвычайно малый размер островков в направлении роста.

В дальнейшем интенсивность сигнала ДБЭ меняется слабо, немного увеличиваясь со временем, что может свидетельствовать о продолжающемся медленном переиспарении сурьмы из островков InSb, которое, как уже отмечалось, стимулируется не напряжением, а определяется температурой подложки. Это приводит к уменьшению количества осажденного InSb и, возможно, перераспределению сурьмы между островками, что подтверждается данными ФЛ. Введение паузы (10 с) после выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы привело к коротковолновому сдвигу линии ФЛ из КТ InSb (рис. 3) и одновременному уменьшению ее полуширины (от 33 до 23 мЭВ), что свидетельствует об уменьшении размеров КТ и их большей однородности. Моделирование КДО (типичная кривая показана на рис. 4) в рамках полукинематической теории позволило оценить толщину КТ InSb. Было обнаружено, что введение паузы длительностью 10 с приводит к уменьшению толщины InSb от 0.8 до 0.6 МС (для структур, сформированных при температуре 480°C).

Важно отметить, что реконструкция Sb-(1×3) или промежуточная (2×3) при повышенных температурах подложки сохраняется и при прерывании роста, свидетельствуя об отсутствии обратной реакции — замещения атомов Sb атомами As из молекул As_4 .

Как видно из рис. 2, для всех образцов независимо от температуры роста выдержка поверхности InAs под потоком сурьмы не приводит к существенному ухудшению морфологии поверхности, и рост верхнего слоя InAs после экспозиции происходит планарно, о чем свидетельствует наблюдение осцилляций отраженного пучка ДБЭ.

4. Сегрегация сурьмы

В зависимости от T_s поведение отраженного пучка ДБЭ во время роста верхнего слоя InAs существенно различается. Как видно из рис. 2, рост нескольких первых монослоев InAs сопровождается увеличением общей интенсивности сигнала ДБЭ. Например, для $T_s = 430^\circ\text{C}$ рост интенсивности наблюдается в течение формирования первых пяти монослоев ($\omega = 5$ МС). После роста первых 5 МС наблюдается традиционное поведение отраженного пучка ДБЭ, которое характеризуется плавным уменьшением интенсивности. Такое поведение интенсивности отраженного сигнала ДБЭ можно объяснить постепенным зарастиванием маленьких двумер-

ных InSb-островков во время роста нескольких первых монослоев InAs. В этом случае при увеличении T_S величина ω должна уменьшаться, поскольку количество осажденного InSb, а следовательно, и размеры островков с ростом T_S резко уменьшаются [16]. Однако вопреки ожиданию, с увеличением T_S интенсивность отраженного сигнала ДБЭ возрастала на протяжении роста существенно большего количества монослоев InAs, например при температуре 492°C величина ω составила ~ 17 МС (рис. 2, *c*). Важно отметить, что $T_S = 492^\circ\text{C}$ близка к максимальной температуре роста InAs при данных потоках In и As₄. Более высокие температуры роста требуют значительного увеличения потока As для предотвращения появления капель In на поверхности и для поддержания планарного роста. При столь высоких температурах амплитуда осцилляций во время роста InAs заметно снижалась. Рост при температуре 520°C (максимальная температура, достигнутая в данной работе) потребовал почти 10-кратного увеличения потока мышьяка для поддержания двумерного роста InAs.

С другой стороны, подобное поведение отраженного сигнала ДБЭ ранее наблюдалось во время роста AlSb/InAs(Sb)-гетероструктур [22] и объяснялось сегрегацией индия на гетерогранице InAs(Sb)/AlSb с последующим встраиванием сегрегированных атомов в растущий слой AlSb. Подобное явление можно объяснить тем, что энергия связи между In и Sb намного меньше энергии связи Al–Sb, что приводит к вытеснению In на поверхность роста Al(In)Sb, планаризации поверхности за счет повышенной подвижности атомов Al в сегрегационном слое и постепенному истощению сегрегационного слоя за счет встраивания In.

Очевидно, что в случае роста наноструктур на основе гетеропары InSb/InAs увеличение интенсивности сигнала ДБЭ на начальных стадиях роста верхнего слоя InAs может быть объяснено сегрегацией сурьмы на поверхности InAs, которая существенно усиливается с ростом T_S . В этом случае величина ω является длиной сегрегации атомов сурьмы. Зависимость длины сегрегации от температуры роста показана на рис. 5, *a*.

Более часто используемым параметром, характеризующим кинетику сегрегации, является коэффициент сегрегации — R . В соответствии с моделью, предложенной К. Muraki [23], коэффициент сегрегации может быть найден по известному значению длины сегрегации с помощью простого соотношения:

$$R = \exp\left(-\frac{d}{\omega}\right), \quad (1)$$

где d — толщина одного монослоя InAs. Если ω считается в МС, то $d = 1$.

Для температуры 450°C величина R составляет ~ 0.85 . Эта величина очень близка к коэффициенту сегрегации атомов индия в КЯ InGaAs/GaAs, выращенных при температуре 500°C. Зависимость коэффициента сегрегации сурьмы от температуры роста построена на рис. 5, *b*.

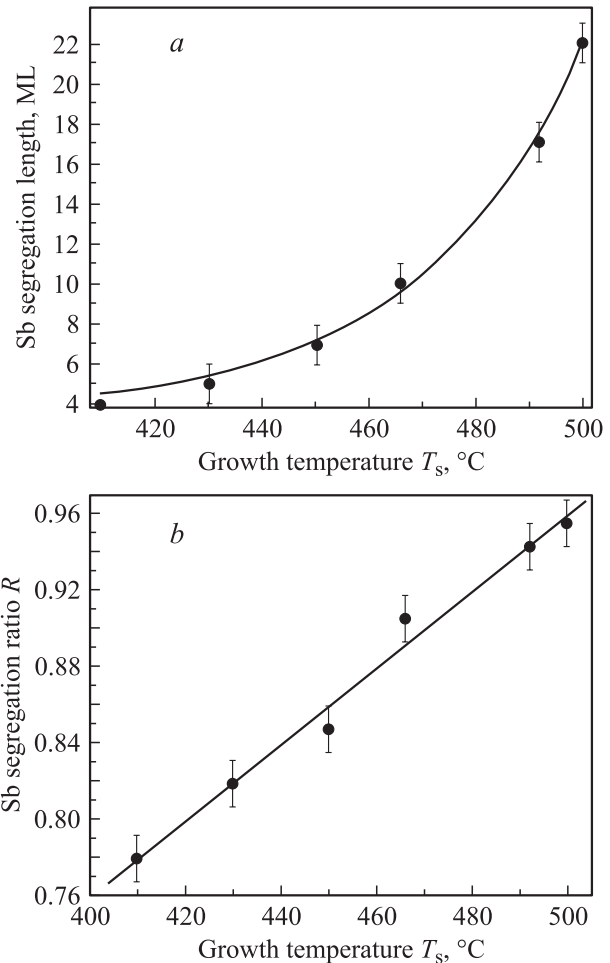


Рис. 5. *a* — зависимость длины сегрегации сурьмы от температуры роста. Кружками обозначены экспериментальные данные, сплошной линией — аппроксимирующая кривая. *b* — зависимость коэффициента сегрегации сурьмы от температуры роста. Кружками обозначены экспериментальные данные, сплошной линией — линейная аппроксимация.

Как видно из рис. 5, длина и коэффициент сегрегации сильно зависят от температуры роста, причем сегрегация может быть существенно подавлена выдержкой ростовой поверхности под потоком мышьяка перед началом роста верхнего слоя InAs. Важно отметить, что введение паузы немедленно после выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы не приводит к заметному снижению количества сурьмы в сегрегационном слое, однако наличие этой паузы, как уже отмечалось, оказывает влияние на общее количество осажденного InSb.

Наличие сегрегационного слоя InAsSb подтверждается экспериментальными данными. В частности, наилучшая подгонка экспериментальных $\theta-2\theta$ КДО и результатов моделирования достигалась в предположении небольшого количества Sb в окружающем КТ InSb слое InAs. В ряде случаев пик InAsSb с содержанием сурьмы около 0.7% отчетливо виден на КДО, как показано, например, на рис. 4. Сегрегационный слой

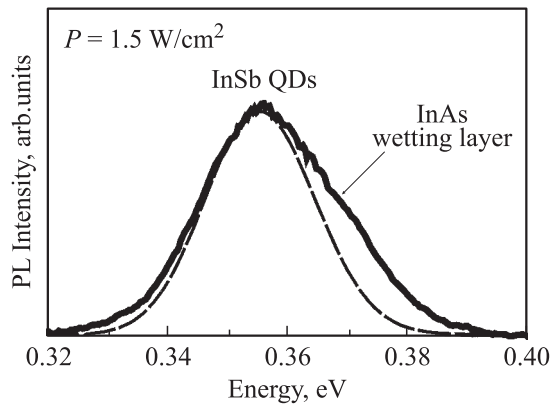


Рис. 6. Спектр фотолуминесценции наноструктуры с КТ InSb/InAs при температуре 111 К.

InAsSb также проявляется в спектрах ФЛ, причем его вклад возрастает с увеличением плотности мощности оптической накачки и температуры регистрации. Спектр ФЛ структуры с КТ InSb в матрице InAs, выращенной при температуре 470°C, показан на рис. 6. Как видно из этого рисунка, помимо пика от КТ InSb, в спектре ясно различим дополнительный пик в виде плеча с высокоэнергетичной стороны пика от КТ InSb.

Таким образом, сегрегация сурьмы в процессе зародывания КТ InSb/InAs верхним слоем InAs является важным фактором, определяющим итоговый профиль распределения Sb в таких наноструктурах и ответственным за формирование сегрегационного слоя InAsSb с градиентным уменьшением содержания Sb. При этом кинетика формирования как самих КТ InSb, так и сегрегационного слоя InAsSb в значительной степени определяется температурой подложки. Кроме температуры подложки, также чрезвычайно большое значение имеют последовательность работы индивидуальных заслонок и введение прерываний роста.

5. Заключение

В работе представлены результаты исследования кинетики формирования КТ InSb в матрице InAs. Показано, что система регистрации осцилляций интенсивности рефлексов на картине ДБЭ является очень чувствительным и чрезвычайно информативным методом. Установлено, что количество InSb, осаждаемого за счет реакций замещения мышьяка на ростовой поверхности, зависит в первую очередь от температуры подложки. При этом для получения массива КТ с высокой однородностью необходимо после выдержки поверхности InAs под потоком сурьмы осуществлять прерывание роста. Обнаружена сегрегация сурьмы в структурах с КТ InSb/InAs, которая ответственна за формирование сегрегационного слоя InAsSb, играющего в указанных структурах роль „смачивающего“ слоя. Установлены зависимости длины и коэффициента сегрегации сурьмы от температуры под-

ложки. Представлены экспериментальные результаты, подтверждающие наличие сегрегационного слоя InAsSb, интегральное содержание сурьмы в котором составляет величину $\sim 0.7\%$.

Работа поддержана грантом РФФИ № 07-02-01384.

Список литературы

- [1] F. Hatami, N.N. Ledentsov, M. Grudmann, J. Bohrer, F. Heinrichsdoff, M. Beer, D. Bimberg, S.S. Ruvimov, P. Werner, U. Gösele, J. Heydenreich, U. Richter, S.V. Ivanov, B.Ya. Meltser, P.S. Kop'ev, Z.I. Alferov. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 656 (1995).
- [2] Motlan, E.M. *Goldys. Appl. Phys. Lett.*, **79**, 2976 (2001).
- [3] B.R. Bennett, R. Magno, B.V. Shanabrook. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 505 (1996).
- [4] B.R. Bennett, P.M. Thibado, M.E. Twigg, E.R. Glaser, R. Magno, B.V. Shanabrook, L.J. Whitman. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **14**, 2195 (1996).
- [5] B.R. Bennett, B.V. Shanabrook, P.M. Thibado, L.J. Whitman, R. Magno. *J. Cryst. Growth*, **175/176**, 888 (1997).
- [6] E.R. Glaser, B.R. Bennett, B.V. Shanabrook, R. Magno. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 3614 (1996).
- [7] А.Ф. Цацульников, Д.А. Бедарев, Б.В. Воловик, С.В. Иванов, М.В. Максимов, Ю.Г. Мусихин, Н.Н. Леденцов, Б.Я. Мельцер, В.А. Соловьев, П.С. Копьев, А.Ю. Чернышов, М.В. Белоусов. *ФТП*, **33**, 973 (1999).
- [8] E. Alphandery, R.J. Nicholas, N.J. Mason, S.G. Lyapin, P.C. Klipstein. *Phys. Rev. B*, **65**, 1153 221 (2002).
- [9] E. Alphandery, R.J. Nicholas, N.J. Mason, B. Zhang, P. Mock, G.R. Booker. *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 2041 (1999).
- [10] T. Uztmeier, P.A. Postigo, J. Tamayo, R. Garcia, F. Briones. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 2674 (1996).
- [11] J.C. Ferrer, F. Peiro, A. Cornet, J.R. Morante, T. Uztmeier, G. Armelles, F. Briones. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 3887 (1996).
- [12] Su-Huai Wei, A. Zunger. *Phys. Rev. B*, **52**, 12 039 (1995).
- [13] A. Krier, X.L. Huang, A. Hammiche. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 3791 (2000).
- [14] A.G. Norman, N.J. Mason, M.J. Fisher, J. Richardrdson, A. Krier, P.J. Walker, G.R. Booker. *Inst. Phys. Conf. Ser. IOP Rublisher Ltd.*, **157**, 353 (1997).
- [15] S.V. Ivanov, A.N. Semenov, V.A. Solov'ev, O.G. Lyublinskaya, B.Ya. Meltser, D.D. Solnyshkov, L.G. Prokopova, A.A. Sitnikova, A.A. Toropov, P.S. Kop'ev. *J. Cryst. Growth*, **278**, 72 (2005).
- [16] V.A. Solov'ev, O.G. Lyublinskaya, B.Ya. Meltser, A.N. Semenov, D.D. Solnyshkov, A.A. Toropov, S.V. Ivanov, P.S. Kop'ev. *Appl. Phys. Lett.*, **86**, 011 1091 (2005).
- [17] В.А. Соловьев, И.В. Седова, О.Г. Люблинская, А.Н. Семенов, Б.Я. Мельцер, В.С. Сорокин, Я.В. Терентьев, С.В. Иванов. *Письма ЖТФ*, **31**, 37 (2005).
- [18] D.E. Eaglesham, M. Cerullo. *Phys. Rev. Lett.*, **64**, 1943 (1990).
- [19] Г.Э. Цырлин, Н.П. Корнеева, В.Н. Демидов, Н.К. Поляков, В.Н. Петров, Н.Н. Леденцов. *ФТП*, **31**, 1230 (1997).
- [20] А.Н. Семенов, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, В.С. Сорокин, С.В. Иванов. *ФТП*, **38**, 278 (2004).
- [21] B. Lewis, J.C. Anderson. *Nucleation and Growth of Thin Films* (Academic Press, N. Y., 1978).

- [22] I. Prevot, B. Vinter, X. Marcadet, J. Massies. Appl. Phys. Lett., **81**, 3362 (2002).
- [23] K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki, R. Ito. Appl. Phys. Lett., **61**, 557 (1992).

Редактор Л.В. Беляков

***In situ* study of InSb quantum dot growth kinetics in InAs(Sb) matrix**

A.N. Semenov, O.G. Lyublinskaya, V.A. Solov'ev,
B.Ya. Meltser, S.V. Ivanov

Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract The peculiarities of InSb quantum dots (QD) formation in an InAsSb matrix by molecular beam epitaxy without intended InSb deposition have been studied. The kinetics of InSb QD and InAsSb wetting layer (WL) formation were investigated *in situ* using reflection high energy electron diffraction through recording the specular spot intensity oscillations. An influence of the growth temperature, shutter sequence and growth interruptions on the properties of InSb QD array has been established. The growth interruption immediately after the Sb exposure of the InAs growth surface has been shown to lead to more uniform QD array with the smaller InSb nominal thickness. In case of sub-monolayer nominal thickness of InSb QDs, the InAsSb segregation layer serves as WL. Both the length of Sb segregation and the Sb segregation coefficient have been determined as dependent on the growth temperature.