

# Формирование самоорганизованных квантовых точек в ходе осаждения GaSbP на поверхность AlP

© Д.С. Абрамкин<sup>1,2</sup>, М.О. Петрушков<sup>1</sup>, Д.Б. Богомолов<sup>1</sup>, Е.А. Емельянов<sup>1</sup>,  
М.А. Путьято<sup>1</sup>, В.В. Преображенский<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет,  
630090 Новосибирск, Россия  
E-mail: dalamber.07@mail.ru

Поступила в Редакцию 15 апреля 2024 г.

В окончательной редакции 20 июня 2024 г.

Принята к публикации 20 июня 2024 г.

Методом дифракции быстрых электронов на отражение исследован процесс формирования самоорганизованных массивов GaSbP-квантовых точек на поверхности AlP(100) из потоков молекул Sb<sub>4</sub>, P<sub>2</sub> и атомов Ga. Изучены зависимости критической толщины зарождения квантовых точек ( $D_{\text{кр}}$ ), величины упругих деформаций в квантовых точках и состава твердого раствора GaSbP, из которого формируются квантовые точки, от температуры подложки ( $T_S$ ) и соотношения давлений в потоках молекул Sb<sub>4</sub> и P<sub>2</sub> ( $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$ ). Обнаружено, что в широких диапазонах значений  $T_S$  и  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  (380–460 °C и 0.07–27 соответственно) формируются ненапряженные GaSbP/Al-квантовые точки.

**Ключевые слова:** квантовые точки, молекулярно-лучевая эпитаксия, твердый раствор, пластическая релаксация деформаций.

DOI: 10.61011/FTP.2024.04.58542.6330H

## 1. Введение

Энергетический спектр носителей заряда в низкоразмерных полупроводниковых гетероструктурах существенно отличается от спектра носителей заряда в объемных материалах благодаря эффектам размерного квантования [1]. Полная трехмерная локализация носителей заряда в полупроводниковых самоорганизованных квантовых точках (КТ) делает возможным длительное хранение заряда в них [2,3]. Продолжительность хранения определяется энергией локализации носителя заряда ( $E_{\text{loc}}$ ) и сечением захвата в КТ [4,5]. Это свойство КТ открывает перспективу использования массивов КТ в качестве плавающего затвора в элементах флеш-памяти. В работе [6] обсуждается создание прототипа элемента памяти, основанного на InAs/AlGaAs-гетероструктурах с КТ. Преимущество использования III–V материалов для создания ячеек флеш-памяти по сравнению с традиционными Si/SiO<sub>x</sub>-структурами заключается в возможности организации прямого захвата носителей заряда в КТ при записи заряда на плавающий затвор. Это приводит к тому, что время записи информации ограничивается лишь временем релаксации энергии носителей заряда при захвате в КТ, составляющим  $\sim 1$  пс [7], что на несколько порядков величины быстрее, чем в традиционных Si/SiO<sub>x</sub> флеш-ячейках. Кроме того, отсутствие необходимости создания горячих носителей заряда при записи заряда в III–V КТ существенно увеличивает ресурс использования ячеек флеш-памяти, основанных на таких гетероструктурах. Таким образом, использование III–V гетероструктур с КТ открывает перспективу создания универсальной памяти, сочетающей в себе

высокое быстродействие и возможность длительного хранения информации.

Первые прототипы, обсуждаемые в работе [6], характеризовались весьма коротким временем хранения заряда в КТ,  $\sim 10$  мс. Это вызвано недостаточной  $E_{\text{loc}}$ , составляющей  $\sim 0.8$  эВ. Таким образом, актуальной задачей стало получение и исследование новых III–V гетероструктур с КТ, характеризующихся большей  $E_{\text{loc}}$ . На этом пути были исследованы многие гетеросистемы, такие как GaSb/GaAs [8–10], GaSb/AlAs [11–13], InSb/AlAs [14–16], GaAs/GaP [17,18], InAs/GaP [19–21], GaSb/GaP [22–24], InGaSb/GaP [25,26] и GaSb/AlP [27,28]. Наиболее перспективной гетеросистемой является GaSb/AlP. Первые экспериментальные результаты [28], касающиеся получения таких КТ, показали, что при осаждении GaSb на поверхности AlP происходит формирование GaSb/AlP КТ, механические напряжения в которых полностью релаксировали за счет введения дислокаций. Эти КТ характеризуются  $E_{\text{loc}}$  дырок на уровне 1.65–1.70 эВ, что позволяет ожидать время хранения заряда в КТ  $\gg 100$  лет. Однако вопрос о том, оказывают ли дислокации в КТ негативное влияние на длительность хранения заряда, остается открытым. В то же время наши теоретические расчеты [27] показывают, что в псевдоморфно-напряженных КТ  $E_{\text{loc}}$  может достигать еще больших значений, вплоть до 2.04 эВ. Кроме того, отсутствие дислокаций в кристаллически совершенных КТ позволит исключить фактор влияния дислокаций на длительность хранения заряда в КТ. Таким образом, приоритетной задачей является формирование гетероструктур с псевдоморфно-напряженными КТ.

Гетеросистема GaSb/AlP характеризуется высоким значением рассогласования параметров решетки — около 11.7% [29]. Как мы предположили, снижение величины рассогласования параметров решетки осаждаемого материала и AlP матрицы может предотвратить пластическую релаксацию деформаций и введение дислокаций. Снижение величины рассогласования параметров решетки материала КТ и AlP матрицы может быть обеспечено за счет формирования КТ из твердого раствора GaSbP. В пользу этого свидетельствуют экспериментальные результаты, полученные нами для гетеросистемы GaSb/GaP, родственной для изучаемой гетеросистемы GaSb/AlP. Как показано в работе [23], возможно формирование псевдоморфно-напряженных GaSbP/GaP КТ, характеризующихся высоким кристаллическим совершенством.

Добавление атомов P в состав GaSb/AlP КТ неизбежно ведет к снижению  $E_{loc}$ . Однако расчеты энергетического спектра псевдоморфно напряженных GaSbP/AlP КТ [27] показали, что при формировании КТ из  $GaSb_{0.65}P_{0.35}$  значение  $E_{loc}$  остается на уровне 1.5 эВ, что все еще достаточно для обеспечения длительного, более 10 лет, хранения заряда в КТ при комнатной температуре [30]. При этом величина рассогласования параметров решетки  $GaSb_{0.65}P_{0.35}$  и AlP составляет уже  $\sim 6.5\%$ , что сравнимо с величиной рассогласования для хорошо изученной гетеросистемы InAs/GaAs, для которой показана возможность формирования псевдоморфно напряженных КТ [31]. Таким образом, имеется некоторый „запас“ на разбавление материала КТ атомами P без потери практической значимости КТ с точки зрения применения для создания элементов энергонезависимой памяти.

Формирование GaSbP/AlP КТ возможно как при осаждении атомов Ga и молекул  $Sb_4$  за счет латеральной и (или) объемной диффузии атомов P в КТ, так и при осаждении атомов Ga и молекул  $Sb_4$  и  $P_2$  за счет встраивания осаждаемого фосфора в состав КТ. Поэтому были проведены исследования влияния температуры подложки ( $T_S$ ) и соотношения давлений в потоках молекул  $Sb_4$  и  $P_2$  ( $P(Sb_4) : P(P_2)$ ) на структурные свойства получаемых КТ. Рост структур с КТ проводился методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Основная информация о процессах, протекающих на поверхности AlP, была получена *in situ* методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Получены неожиданные результаты, показывающие, что независимо от  $T_S$  и  $P(Sb_4) : P(P_2)$ , варьируемых в широких пределах, происходит формирование ненапряженных GaSbP/AlP КТ.

## 2. Эксперимент

### 2.1. Рост гетероструктур

Гетероструктуры с GaSbP/AlP КТ выращивались методом МЛЭ на искусственных подложках GaP/GaAs ориентации (100). Подложки GaAs (100), используемые

для этого, характеризуются отклонением от плоскости (100)  $\leq 0.5^\circ$ . Плотность прорастающих дислокаций в приповерхностных слоях искусственной подложки GaP/GaAs составляла  $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$  [32]. Детали процедуры выращивания III–V (GaP, GaAs и GaSb) слоев на несогласованных подложках методом МЛЭ изложены в работах [32–36].

Все гетероструктуры были выращены на установке МЛЭ „Штат“ в ИФП СО РАН. Установка оснащена тигельными источниками потоков атомов Al, Ga и молекул  $Sb_4$  с аппретурными заслонками, а также двухзонными вентильными источниками молекул  $P_2$ . Контроль  $T_S$  осуществлялся по показаниям управляющей термодомы нагревателя подложки, которая калибровалась методом ДБЭО по температурам переходов поверхностных сверхструктур на GaP (100) в отсутствие потока молекул  $P_2$ . Давление в потоках молекул  $P_2$ ,  $Sb_4$ , а также атомов Al и Ga определялись по значениям ионного тока ионизационного манометрического преобразователя, вводимого при измерениях в прямые потоки на позицию подложки. Снижение отношения  $P(Sb_4) : P(P_2)$  при формировании КТ осуществлялось путем увеличения потока молекул  $P_2$  при постоянном значении потока молекул  $Sb_4$ . При этом отношение  $P(Sb_4) : P(Ga)$  соответствовало стехиометрическим условиям роста GaSb для исследуемого диапазона значений температуры подложки. По достижении предельных значений потока молекул  $P_2$  снижение отношения  $P(Sb_4) : P(P_2)$  ниже 0.3 осуществлялось за счет снижения потока молекул  $Sb_4$ .

Буферные слои GaP толщиной 300 нм выращены при  $T_S = 600^\circ\text{C}$ . Затем, в соответствии с результатами работ по исследованию эпитаксиального роста слоев AlP [37,38],  $T_S$  снижалась до  $450^\circ\text{C}$  и выращивались слои AlP толщиной 50 нм. Скорость осаждения атомов Ga и Al при росте объемных слоев GaP и AlP соответствовала скорости роста 1 монослой в секунду (МС/с). После выращивания AlP устанавливалась  $T_S$ , соответствующая выбранным условиям зарождения КТ. Охлаждение подложки со слоем AlP проходило в потоке молекул  $P_2$ . Для формирования КТ осуществлялось осаждение твердого раствора GaSbP при различных значениях  $P(Sb_4) : P(P_2)$  и  $T_S$ . Скорость осаждения Ga при формировании КТ была неизменна и соответствовала скорости гомоэпитаксиального роста GaP(100) 0.23 монослоя в секунду (МС/с). Сначала производилось включение потока молекул  $Sb_4$ , а затем, через 3 с, потока атомов Ga. В ходе осаждения GaSbP регистрировалась картина ДБЭО и фиксировался момент времени перехода от двумерного режима роста к трехмерному. Время отсчитывалось с момента включения потока атомов Ga. После формирования КТ потоки атомов Ga и молекул  $Sb_4$  отключались.  $T_S$  повышалась до  $650^\circ\text{C}$  в целях удаления образовавшихся КТ. Далее проводилось осаждение 5 нм GaP, снижение  $T_S$  до  $450^\circ\text{C}$  и осаждение 5 нм AlP, после чего осуществлялось формирование КТ в иных условиях.

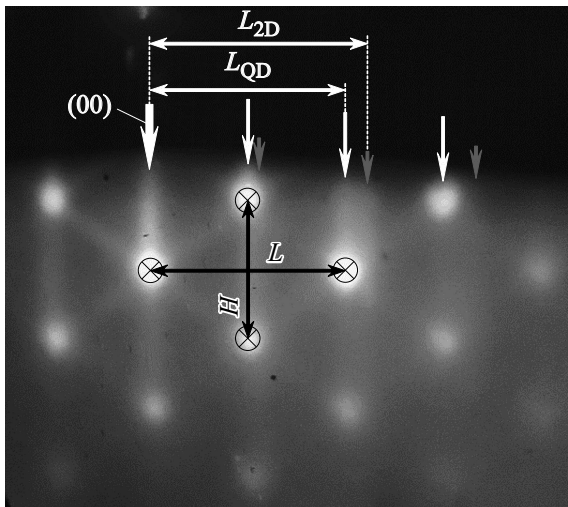


Рис. 1. Типичная ДБЭО картина, полученная в ходе формирования GaSbP/AlP КТ (см. пояснения в тексте).

## 2.2. Анализ ДБЭО изображений

С помощью метода ДБЭО были получены *in situ* данные о моменте времени перехода режима роста слоев GaSbP от двумерного к трехмерному. Это позволило оценить количество вещества, требующегося для инициации процесса формирования КТ. Последующий анализ картин ДБЭО дал информацию о степени релаксации КТ и постоянной решетки их материала.

Типичное ДБЭО изображение, полученное в азимуте [011] после формирования КТ, представлено на рис. 1. Широкой белой стрелкой на рис. 1 обозначено положения рефлекса (00) картины ДБЭО. Короткие серые стрелки обозначают положения линейных рефлексов двумерной дифракции от грани (100) кристалла с постоянной решетки, соответствующей AlP. Длинные белые стрелки указывают положения линейных и связанных с ними точечных дифракционных рефлексов, соответствующих материалу с постоянной решетки, существенно большей, чем у AlP. Точечные рефлексы являются результатом трансмиссионной дифракции электронов на трехмерных объектах. Отметим, что боковые поверхности трехмерных объектов вдоль направления [011] ограничены фасетками {111}, о чем свидетельствуют наклонные линейные рефлексы.

Анализ отношений  $L/H$  и  $L_{2D}/L_{QD}$  (см. рис. 1) позволяет провести оценку степени релаксации и значения постоянной решетки эпитаксиальных слоев. В рассматриваемой геометрии получения ДБЭО и наблюдения ее картины расстояние  $L/2 \propto 2^{1/2}/a_{\parallel}$ , а  $H/2 \propto 1/a_{\perp}$ , где  $a_{\parallel}$  — постоянная решетки эпитаксиального слоя, биаксиально сжатого в направлениях [010] и [001],  $a_{\perp}$  — постоянная его решетки в направлении [100]. Для полностью релаксированных КТ, когда  $a_{\parallel} = a_{\perp} = a$ , отношение  $L/H = 2^{1/2}$ , в то время как для псевдоморфно напряженных КТ соотношение  $L/H$  будет опреде-

ляться в соответствии с формулами теории сплошной среды [39]:  $a_{\parallel} = a_{\text{AlP}}$ ,  $a_{\perp} = a_{\text{GaSbP}}(1 - 2fC_{12}/C_{11})$ , где  $f = a_{\text{AlP}}/a_{\text{GaSbP}} - 1$  рассогласование параметров решетки GaSbP ( $a_{\text{GaSbP}}$ ) и AlP ( $a_{\text{AlP}}$ ),  $C_{12}$  и  $C_{11}$  — модули упругости GaSbP.

В представленном на рис. 1 случае  $L/H$  близко к  $2^{1/2}$ . Это свидетельствует о том, что кристаллическая решетка трехмерных объектов не имеет существенных биаксиальных деформаций, т.е. деформации в КТ почти полностью релаксировали. Отношение  $L_{2D}/L_{QD} \propto a_{\parallel QD}/a_{\parallel \text{AlP}}$  и в рассматриваемом примере равно 1.12. Это позволяет заключить, что постоянная решетки КТ близка к постоянной решетки GaSb, т.е. доля фосфора в эпитаксиальном слое мала. Между тем наши данные не дают нам прямой информации о внедрении атомов Al в состав КТ, поскольку постоянные решетки AlSb и GaSb, так же как и AlP и GaP, близки [29]. Однако, опираясь на результаты работ, посвященных исследованиям AlP/GaP-квантовых ям, короткопериодных сверхрешеток и брэгговских зеркал [38,40–42], можно предполагать, что диффузия Al в слой GaP в значительной мере подавлена. В дальнейшем мы будем рассматривать исследуемые КТ в рамках предположения о подавлении встраивания в них атомов Al.

## 3. Результаты

Отметим, что в данной работе критическое количество вещества, необходимое для начала процесса формирования КТ ( $D_{\text{eff}}$ ), выражено в монослоях, а скорость осаждения атомов галлия на поверхность представлена через скорость гомоэпитаксиального роста GaP(100) в МС/с. Следует учитывать, что 1 псевдоморфно напряженный эпитаксиальный слой (псевдоморфный монослой — МС) GaSb/GaP(100) по количеству атомов, приходящихся на единицу поверхности, эквивалентен 1.25 гомоэпитаксиального слоя GaSb(100).

На первом этапе мы проводили осаждение атомов Ga и молекул  $\text{Sb}_4$  на AlP при различных  $T_S$  (380–460°C). На рис. 2 представлены результаты анализа ДБЭО картин при варьировании  $T_S$ . Как видно из рис. 2, *a*, где изображены зависимости  $D_{\text{eff}}(T_S)$  и  $f(T_S)$ , независимо от  $T_S$  для формирования КТ достаточно осадить 1.6–2.0 МС GaSb. Зависимость отношения  $L/H(T_S)$  представлена на рис. 2, *b*. Видно, что независимо от  $T_S$  это отношение близко к 1.414. Это указывает на то, что КТ формируются практически полностью релаксированными. При этом рассогласование параметров решетки материала КТ и матрицы составляет 10–12% (рис. 2, *a*). Это позволяет утверждать, что КТ состоят из GaSbP с малым,  $\leq 15\%$  содержанием P. Отметим, что в случае формирования псевдоморфно напряженным КТ, характеризующихся наблюдаемым рассогласованием параметров решеток на уровне 10–12%, соотношение  $L/H$  приняло бы значение  $\sim 1.77$  (отмечено пунктиром в верхней части рис. 2, *b*), что заметно отличается от

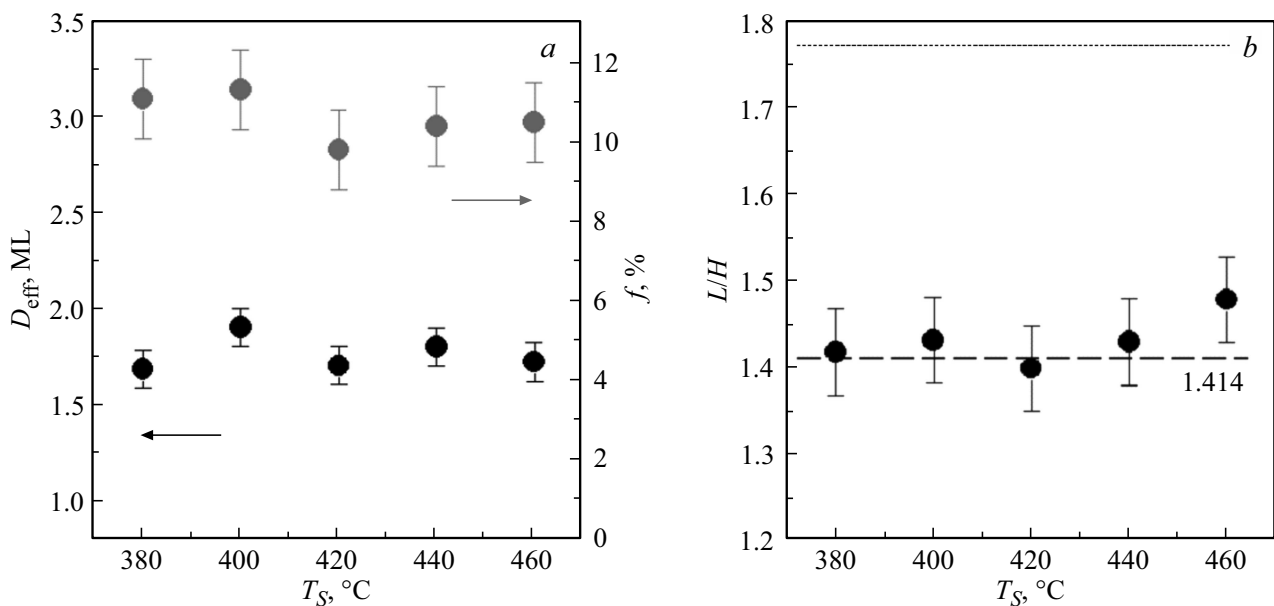


Рис. 2. Полученные зависимости  $D_{\text{eff}}(T_S)$  и  $f(T_S)$  (a) и  $L/H(T_S)$  (b) при осаждении атомов Ga и молекул  $\text{Sb}_4$  при различных  $T_S$ .

наблюдаемого в эксперименте. Это дополнительно указывает на надежность установления факта практически полной релаксации деформаций в КТ, основанного на анализе картин ДБЭО.

На втором этапе работ проводилось варьирование соотношения потоков молекул  $\text{Sb}_4$  и  $\text{P}_2$  при постоянном значении  $T_S$ . На рис. 3 представлены зависимости  $D_{\text{eff}}$ ,  $f$  и  $L/H$  от  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$ , измеренные при  $T_S = 380^\circ\text{C}$ .

Как видно из рис. 3, а, зависимость  $D_{\text{eff}}(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  можно условно разделить на 2 участка. При снижении  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  от 27 до 0.6  $D_{\text{eff}}$  слабо растет от 1.7 до 2.25 МС, в то время как при снижении  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  ниже 0.6 критическая толщина начинает резко расти вплоть до 27.5 МС. Кроме того, из рис. 3, б видно, что независимо от  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  отношение  $L/H$  имеет значение, близкое к 1.414, что указывает на то, что КТ формируются в значительной мере релаксированными. Также на рис. 3, а представлена экспериментальная зависимость  $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ . Как видно из рисунка, при снижении  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  происходит плавное снижение величины  $f$  от 11–12 до 4–5%. Для описания полученной зависимости мы рассчитали состав растущего слоя твердого раствора  $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}$ :

$$x = \frac{1}{1 + \frac{2J_{\text{P}_2}S_{\text{P}_2}}{4J_{\text{Sb}_4}S_{\text{Sb}_4}}}, \quad (1)$$

где  $J_i$  и  $S_i$  — плотность потока и коэффициент встраивания молекул  $\text{Sb}_4$  и  $\text{P}_2$  соответственно. Давление, измеряемое ионизационным вакуумметром в молекулярном потоке, прямо пропорционально его плотности. Поэтому с учетом коэффициентов чувствительности ионизационного вакуумметра к молекулам  $\text{Sb}_4$  ( $\eta_{\text{Sb}_4}$ ) и  $\text{P}_2$  ( $\eta_{\text{P}_2}$ )

можно записать:

$$x = \frac{1}{1 + \frac{2P_{\text{P}_2}\eta_{\text{Sb}_4}S_{\text{P}_2}}{4P_{\text{Sb}_4}\eta_{\text{P}_2}S_{\text{Sb}_4}}}. \quad (2)$$

В нашем случае  $\eta_{\text{Sb}_4}/\eta_{\text{P}_2} \approx 3$ . Учитывая прямую линейную связь величины рассогласования параметров решетки твердого раствора  $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}$  и АИР и состава твердого раствора  $x$  можно записать:

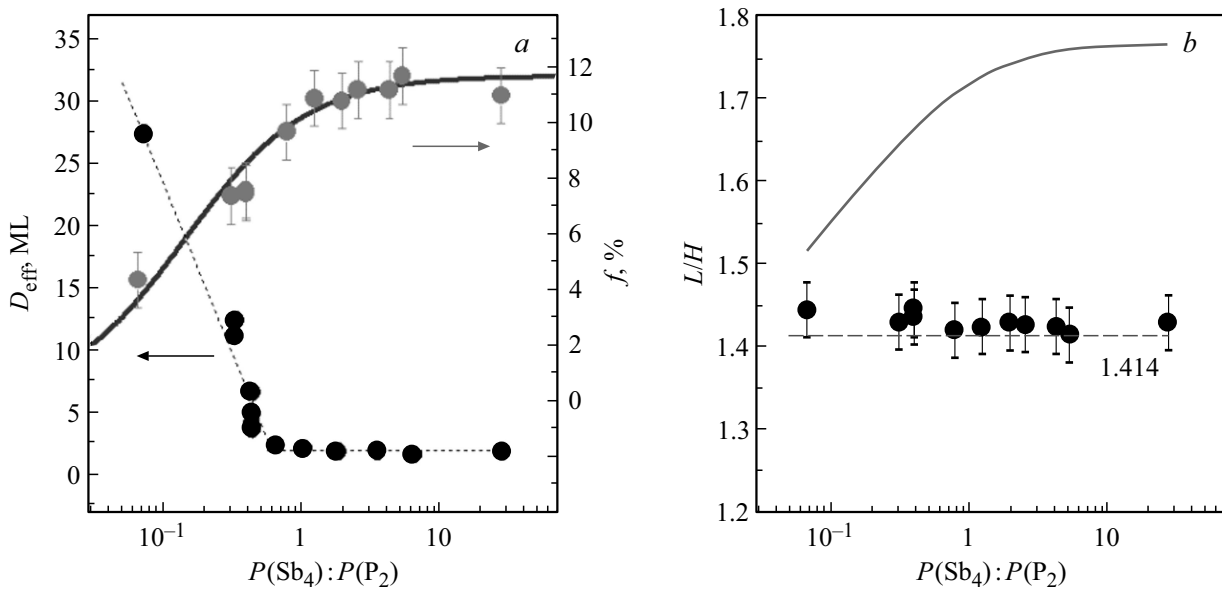
$$f = 11.7\% \times \frac{1}{1 + \frac{2P_{\text{P}_2}\eta_{\text{Sb}_4}S_{\text{P}_2}}{4P_{\text{Sb}_4}\eta_{\text{P}_2}S_{\text{Sb}_4}}}. \quad (3)$$

В соответствии с результатами работы [43], посвященной исследованиям процессов формирования решеточно-согласованных слоев  $\text{GaSbP}/\text{InP}$ , отношение коэффициентов встраивания  $S_{\text{P}_2}/S_{\text{Sb}_4}$  составляет  $\sim 0.0125$ . В нашем случае максимальное согласие расчетной зависимости, полученной по формуле (3), с экспериментальными данными ДБЭО достигнуто при  $S_{\text{P}_2}/S_{\text{Sb}_4} = 0.05$ .

Сплошной кривой на рис. 3, б представлена расчетная зависимость соотношения  $L/H(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  для случая псевдоморфно-напряженных  $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}/\text{AIP}$  КТ. В соответствии с формулами теории сплошной среды [39] эту зависимость можно представить в виде

$$\frac{L}{H} = \sqrt{2} \frac{(1 - 2f \frac{C_{12}}{C_{11}})}{1 + f}, \quad (4)$$

где  $f$  — величина рассогласования параметров решетки твердого раствора и матрицы, рассчитанная по формуле (3),  $C_{11}$  и  $C_{12}$  — модули упругости  $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}$ . Как видно из рисунка, при всех значениях  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$



**Рис. 3.** Полученные зависимости  $D_{\text{eff}}(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  и  $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  (a) и  $L/H(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  (b) при осаждении атомов Ga и молекул  $\text{Sb}_4$  и  $\text{P}_2$  при  $T_S = 380^\circ\text{C}$ . Сплошными линиями показаны теоретические зависимости (a)  $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ , рассчитанная по формуле (3), и (b)  $L/H(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ , рассчитанная для псевдоморфно-напряженных КТ по формуле (4).

эта кривая лежит заметно выше экспериментально наблюдаемых точек. Это дополнительно указывает на надежность установления факта практически полной релаксации деформаций в КТ, основанного на анализе картин ДБЭО.

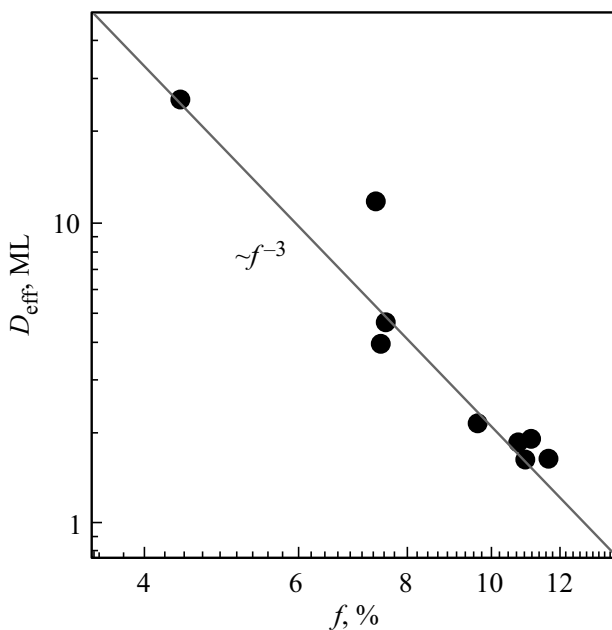
#### 4. Обсуждение

Как показывают наши данные, формирование КТ происходит при осаждении количества вещества, заметно превышающего 1 МС. Кроме того, при увеличении доли P в составе КТ, а значит, снижении  $f$ , происходит увеличение  $D_{\text{eff}}$ . Это позволяет предполагать, что КТ формируются по механизму Странского–Крастанова [44] и основной движущей силой формирования КТ является релаксация упругих деформаций. Неожиданным результатом является то, что даже существенное снижение доли Sb в потоке осаждаемых веществ и, как следствие, снижение доли Sb в составе КТ, а также варьирование  $T_S$  в широких пределах, не позволило нам получить псевдоморфно-напряженные КТ. Даже при формировании КТ из твердого раствора GaSbP, параметр решетки которого на 4% больше, чем AlP, происходит пластическая релаксация деформаций в КТ сразу после их формирования.

Обсудим возможные причины наблюдаемых явлений. В первую очередь уделим внимание результатам, касающимся варьирования  $T_S$ . Для гетеросистемы GaSbP/GaP, очень близкой к исследуемой в данной статье GaSbP/AlP, нами был продемонстрирован эффект изменения состава КТ в зависимости от  $T_S$  [23]. Увеличение  $T_S$  с  $420$  до  $470^\circ\text{C}$  ведет к росту содержания P в составе

GaSbP/GaP КТ с 60 до 80%. В то же время в исследуемых GaSbP/AlP-структурах при осаждении GaSb на AlP мы наблюдаем формирование КТ из GaSbP с малым содержанием P,  $\leq 15\%$ , которое при этом не проявляет существенной температурной зависимости в широком диапазоне  $380\text{--}460^\circ\text{C}$ . Это указывает на то, что в данных условиях итоговая эффективность встраивания атомов P в кристалл из молекул  $\text{P}_2$  в значительной мере меньше итоговой эффективности встраивания атомов Sb из молекул  $\text{Sb}_4$ . Причиной этого может служить как существенно более развитый рельеф поверхности AlP по сравнению с GaP [28], так и отличия в сверхструктурах и свойствах поверхностей AlP(100) и GaP(100). Исходная сверхструктура может оказывать существенное влияние на процесс формирования, состав и условия пластической релаксации переходного слоя от фосфида к антимониду. Тем более, что по количеству вещества переходный слой сравним с одним монослоем.

Как показывают наши экспериментальные результаты, механические напряжения в КТ полностью релаксируют независимо от величины параметра решетки твердого раствора GaSbP КТ. Это указывает на то, что величина рассогласования параметров решетки GaSbP и AlP не играет решающей роли при переходе роста КТ в режим пластической релаксации деформаций. Как мы считаем, на введение дислокаций оказывают влияние не только фактор упругой энергии, запасенной в напряженной КТ, но и такие факторы, как энергия гетерограницы КТ/AlP и свободной поверхности КТ, которые в свою очередь зависят от химического состава КТ и матрицы, а также от микроструктуры гетерограницы (плотности атомных



**Рис. 4.** Зависимость критической толщины формирования КТ  $D_{\text{eff}}$  от рассогласования параметров решетки твердого раствора  $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}$ , из которого состоят КТ, и АИР  $f$ . Сплошная линия соответствует зависимости  $D_{\text{eff}} \sim f^{-3}$ .

ступеней и изломов ступеней). Кроме того, свою роль может сыграть наличие прорастающих дислокаций в слоях АИР, на которых формируются КТ. Плотность таких дислокаций составляет  $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$ , что может оказать влияние как на формирование КТ, так и на пластическую релаксацию деформаций в них.

Теперь обсудим характер полученных зависимостей  $D_{\text{eff}}(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  и  $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ . Как было показано выше, зависимость состава твердого раствора КТ, а значит, и величины рассогласования параметров решетки КТ/матрица от  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  хорошо описываются формулами (2) и (3). Данная зависимость является плавной, без каких-либо особых точек, в которых происходила бы смена характера зависимости. В то же время при снижении  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  ниже 0.6 происходит резкое ускорение роста  $D_{\text{eff}}$ , что позволяет предположить смену механизма формирования КТ. Однако главным физическим параметром, оказывающим влияние на формирование КТ по механизму Странского–Крастанова, является рассогласование параметров решетки материала КТ и матрицы [44]. Поэтому, используя экспериментальные зависимости  $D_{\text{eff}}(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$  и  $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ , мы построили зависимость  $D_{\text{eff}}(f)$ , которая представлена на рис. 4. Как видно из рисунка, зависимость  $D_{\text{eff}}(f)$  не имеет каких-либо выделенных точек и хорошо описывается одной функцией  $D_{\text{eff}} \sim f^{-3}$ . Таким образом, оснований предполагать смену механизма формирования КТ, основываясь на наших данных ДБЭО, нет.

## 5. Заключение

Проведены *in situ* эксперименты по изучению процессов формирования самоорганизованных КТ при осаждении атомов Ga и молекул  $\text{Sb}_4$  и  $\text{P}_2$  на поверхность АИР методом МЛЭ. Показано, что КТ формируются из твердого раствора GaSbP. Полученные данные позволяют предполагать формирование КТ по механизму Странского–Крастанова. Наилучшее согласие экспериментальной и расчетной зависимостей состава формирующихся GaSbP/АИР КТ от  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  достигается при соотношении коэффициентов встраивания  $S_{\text{P}_2}/S_{\text{Sb}_4} = 0.05$ . Обнаружено, что, несмотря на встраивание атомов P в состав КТ, приводящее к снижению рассогласования параметров решетки GaSbP и АИР вплоть до 4%, механические напряжения в КТ практически полностью релаксируют.

## Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания ГЗ 242-2022-0008.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Z.M. Wang. *Self Assembled Quantum Dots* (Springer, N.Y., 2008).
- [2] A. Marent, M. Geller, A. Schliwa, D. Feise, K. Potschke, D. Bimberg, N. Akcay, N. Oncan. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 242109 (2007).
- [3] A. Marent, T. Nowozin, J. Gelze, F. Luckert, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 242114 (2009).
- [4] D.V. Lang. *J. Appl. Phys.*, **45**, 3023 (1974).
- [5] L. Bonato, I.F. Arikan, L. Desplanque, C. Coinon, X. Wallart, Y. Wang, P. Ruterana, D. Bimberg. *Phys. Status Solidi B*, **253**, 1869 (2016).
- [6] A. Marent, T. Nowozin, M. Geller, D. Bimberg. *Semicond. Sci. Technol.*, **26**, 014026 (2011).
- [7] M.M. Geller, A. Marent, E. Stock, D. Bimberg, V.I. Zubkov, I.S. Shulgunova, A.V. Solomonov. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 232105 (2006).
- [8] T. Nowozin, A. Marent, L. Bonato, A. Schliwa, D. Bimberg, E.P. Smakman, J.K. Garleff, P.M. Koenraad, R.J. Young, M. Hayne. *Phys. Rev. B*, **86**, 035305 (2012).
- [9] M. Hayne, R.J. Young, E.P. Smakman, T. Nowozin, P. Hodgson, J.K. Garleff, P. Rambabu, P.M. Koenraad, A. Marent, L. Bonato, A. Schliwa, D. Bimberg. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **46**, 264001 (2013).
- [10] M. Baik, J.-h. Kyhm, H.-K. Kang, K.-S. Jeong, J.S. Kim, M.-H. Cho, J.D. Song. *Sci. Rep.*, **11**, 7699 (2021).
- [11] T. Nowozin, L. Bonato, A. Hogner, A. Wiengarten, D. Bimberg, W.-H. Lin, S.-Y. Lin, C.J. Reyner, B.L. Liang, D.L. Huffaker. *Appl. Phys. Lett.*, **102**, 052115 (2013).
- [12] Y. Shoji, R. Tamaki, Y. Okada. *Nanomaterials*, **11**, 344 (2021).

- [13] T.S. Shamirzaev, D.S. Abramkin, A.K. Gutakovskii, M.A. Putyato. *JETP Lett.*, **95**, 534 (2012).
- [14] D.S. Abramkin, K.M. Rumynin, A.K. Bakarov, D.A. Kolotovkina, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev. *JETP Lett.*, **103**, 692 (2016).
- [15] Д.С. Абрамкин, А.К. Бакаров, М.А. Пустьято, Е.А. Емельянов, Д.А. Колотовкина, А.К. Гутаковский, Т.С. Шамирзаев. *ФТП*, **51**, 1282 (2017).
- [16] Д.С. Абрамкин, А.К. Бакаров, А.К. Гутаковский, Т.С. Шамирзаев. *ФТП*, **52**, 1280 (2018).
- [17] T.S. Shamirzaev, D.S. Abramkin, A.K. Gutakovskii, M.A. Putyato. *Appl. Phys. Lett.*, **97**, 023108 (2010).
- [18] D.S. Abramkin, M.A. Putyato, S.A. Budennyu, A.K. Gutakovskii, B.R. Semyagin, V.V. Preobrazhenskii, O.F. Kolomys, V.V. Strelchuk, T.S. Shamirzaev. *J. Appl. Phys.*, **112**, 083713 (2012).
- [19] G. Stracke, A. Glacki, T. Nowozin, L. Bonato, S. Rodt, C. Prohl, A. Lenz, H. Eisele, A. Schliwa, A. Strittmatter, U.W. Pohl, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 223110 (2012).
- [20] L. Bonato, E.M. Sala, G. Stracke, T. Nowozin, A. Strittmatter, M.N. Ajour, K. Daqrouq, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **106**, 042102 (2015).
- [21] Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, Е.А. Емельянов, А.В. Ненашев, М.Ю. Есин, А.В. Васев, М.А. Пустьято, Д.Б. Богомолов, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский. *ФТП*, **55**, 139 (2021).
- [22] Д.С. Абрамкин, М.А. Пустьято, А.К. Гутаковский, Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, Т.С. Шамирзаев. *ФТП*, **46**, 1571 (2012).
- [23] D.S. Abramkin, V.T. Shamirzaev, M.A. Putyato, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev. *JETP Lett.*, **99**, 76 (2014).
- [24] L. Bonato, I.F. Arikan, L. Desplanque, C. Coinon, X. Wallart, Y. Wang, P. Ruterana, D. Bimberg. *Phys. Status Solidi B*, **253**, 1869 (2016).
- [25] E.M. Sala, G. Stracke, S. Selve, T. Niermann, M. Lehmann, S. Schlichting, F. Nippert, G. Callsen, A. Strittmatter, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 102102 (2016).
- [26] E.M. Sala, I.F. Arikan, L. Bonato, F. Bertram, P. Veit, J. Christen, A. Strittmatter, D. Bimberg. *Phys. Status Solidi B*, **225**, 1800182 (2018).
- [27] D.S. Abramkin, V.V. Atuchin. *Nanomater.*, **12**, 3794 (2022).
- [28] D.S. Abramkin, M.O. Petrushkov, D.B. Bogomolov, E.A. Emelyanov, M.Yu. Yesin, A.V. Vasev, A.A. Bloshkin, E.A. Koptev, M.A. Putyato, V.V. Atuchin, V.V. Preobrazhenskii. *Nanomater.*, **13**, 910 (2023).
- [29] I. Vurgaftman, J.R. Meyer, L.R. Ram-Mohan. *J. Appl. Phys.*, **89**, 5815 (2001).
- [30] T. Nowozin, D. Bimberg, M.N. Ajour, M. Awedh. *J. Nanomater.*, **2013**, 215613 (2013).
- [31] M. Grundmann, O. Stier, D. Bimberg. *Phys. Rev. B*, **52**, 11969 (1995).
- [32] Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, М.А. Пустьято, Б.Р. Семягин, Е.А. Емельянов, В.В. Преображенский, А.К. Гутаковский, Т.С. Шамирзаев. *ФТП*, **53**, 1167 (2019).
- [33] M.O. Petrushkov, D.S. Abramkin, E.A. Emelyanov, M.A. Putyato, O.S. Komkov, D.D. Firsov, A.V. Vasev, M.Yu. Yesin, A.K. Bakarov, I.D. Loshkarev, A.K. Gutakovskii, V.V. Atuchin, V.V. Preobrazhenskii. *Nanomater.*, **12**, 4449 (2022).
- [34] Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, Е.А. Емельянов, М.А. Пустьято, Б.Р. Семягин, А.В. Васев, М.Ю. Есин, И.Д. Лошкарев, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский, Т.С. Шамирзаев. *Автометрия*, **54**, 85 (2018).
- [35] М.О. Петрушков, Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, М.А. Пустьято, А.В. Васев, И.Д. Лошкарев, М.Ю. Есин, О.С. Комков, Д.Д. Фирсов, В.В. Преображенский. *ФТП*, **54**, 1289 (2020).
- [36] М.О. Петрушков, М.А. Пустьято, А.В. Васев, Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, И.Д. Лошкарев, О.С. Комков, Д.Д. Фирсов, В.В. Преображенский. *ФТП*, **56**, 980 (2022).
- [37] Y. Oishi, M. Nagano, T. Ohnuma. *J. Cryst. Growth*, **221**, 271 (2001).
- [38] K. Hestroffer, D. Sperlich, Sh. Dadgostar, Ch. Golz, J. Krumland, W.T. Masselink, F. Hatami. *Appl. Phys. Lett.*, **112**, 192107 (2018).
- [39] C.G. Van de Walle. *Phys. Rev. B*, **39**, 1871 (1989).
- [40] V. Emberger, F. Hatami, W.T. Masselink, S. Peters. *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 031101 (2013).
- [41] H. Asahi, K. Asami, T. Watanabe, S.J. Yu, T. Kaneko, Sh. Emura, Sh. Gonda. *Appl. Phys. Lett.*, **58**, 1407 (1991).
- [42] M.P. Semtsiv, U. Muller, W.T. Masselink, N. Georgiev, T. Dekorsy, M. Helm. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 184102 (2006).
- [43] H. Shimomura, T. Anan, S. Sugou. *Seventh International Conference on Indium Phosphide and Related Materials* (Hokkaido, Japan, 1995) p. 801.
- [44] D. Bimberg, M. Grundmann, N.N. Ledentsov. *Quantum Dot Heterostructures* (Wiley, 1999).

Редактор Г.А. Оганесян

### Self-assembled quantum dots formation during GaSbP deposition on AIP surface

D.S. Abramkin<sup>1</sup>, M.O. Petrushkov<sup>1</sup>, D.B. Bogomolov<sup>1</sup>, E.A. Emelyanov<sup>1</sup>, M.A. Putyato<sup>1</sup>, V.V. Preobrazhenskii<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

<sup>2</sup> Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** The process of self-assembled GaSbP quantum dots (QDs) on the AIP(100) surface formation from flows of Sb<sub>4</sub>, P<sub>2</sub> molecules and Ga atoms was studied using the reflection high-energy electron diffraction method. The dependences of the critical thickness of QD nucleation ( $D_{cr}$ ), the magnitude of elastic deformations in QDs, and the composition of the GaSbP alloy from which QDs are formed on the substrate temperature ( $T_S$ ) and the pressure ratio in the flows of Sb<sub>4</sub> and P<sub>2</sub> molecules ( $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$ ) have been studied. It was found that in wide ranges of  $T_S$  and  $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$  values (380–460°C and 0.07–27, respectively) unstrained GaSbP/AIP QDs are formed.