

Формирование самоорганизованных квантовых точек в ходе осаждения GaSbP на поверхность AlP

© Д.С. Абрамкин^{1,2}, М.О. Петрушков¹, Д.Б. Богомолов¹, Е.А. Емельянов¹,
М.А. Путьято¹, В.В. Преображенский¹

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

² 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 Sb₄, P₂ 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 Sb₄ и P₂ ($P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$). 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_{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_x-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 ~ 1 пс [7], что на несколько порядков величины быстрее, чем в традиционных Si/SiO_x 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, ~ 10 мс. Это вызвано недостаточной E_{loc} , составляющей ~ 0.8 эВ. Таким образом, актуальной задачей стало получение и исследование новых III–V гетероструктур с КТ, характеризующихся большей E_{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_{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_{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°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°C в целях удаления образовавшихся КТ. Далее проводилось осаждение 5 нм GaP, снижение T_S до 450°C и осаждение 5 нм AlP, после чего осуществлялось формирование КТ в иных условиях.

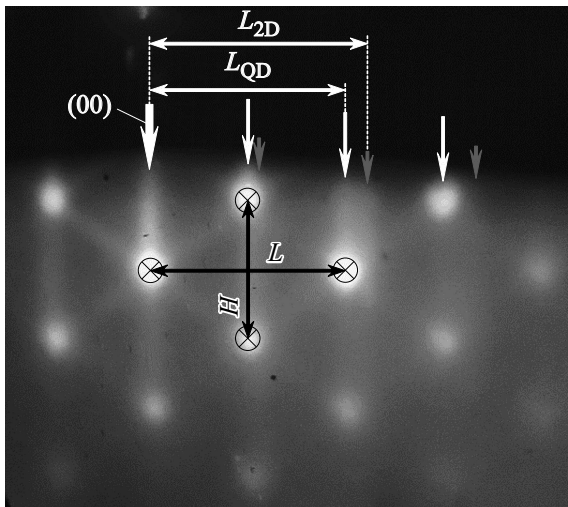


Рис. 1. Типичная ДБЭО картина, полученная в ходе формирования GaSbP/AlP КТ (см. пояснения в тексте).

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_{GaSbP}) и AlP (a_{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 решетке 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_{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 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 ~ 1.77 (отмечено пунктиром в верхней части рис. 2, *b*), что заметно отличается от

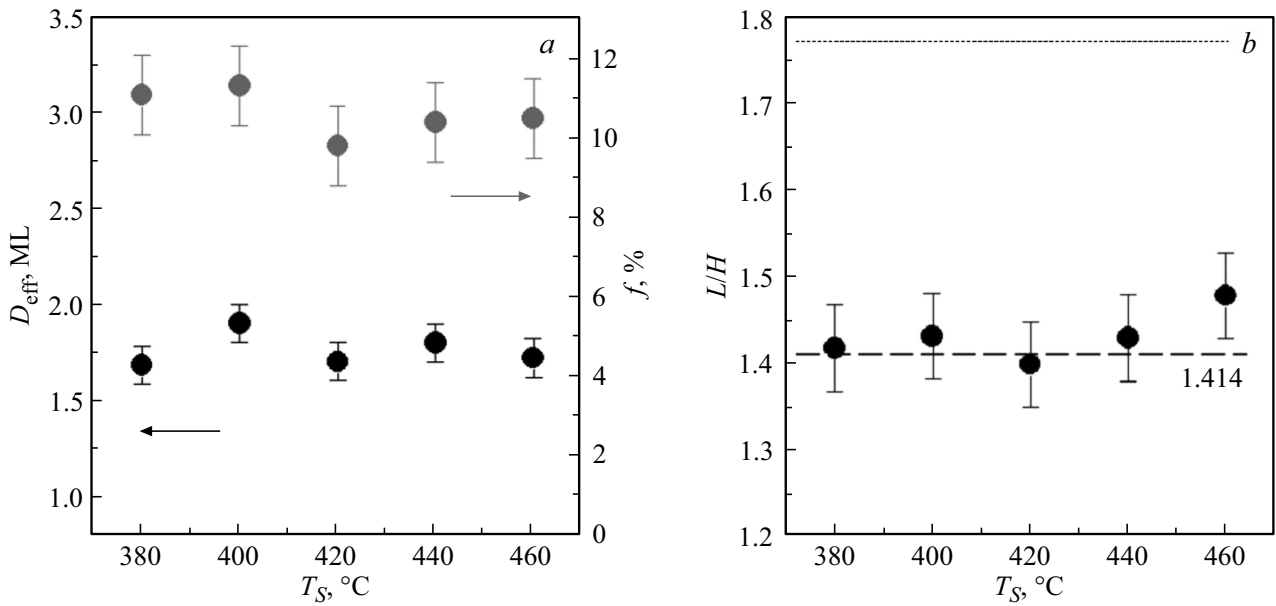


Рис. 2. Полученные зависимости $D_{\text{eff}}(T_S)$ и $f(T_S)$ (a) и $L/H(T_S)$ (b) при осаждении атомов Ga и молекул Sb_4 при различных T_S .

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 Sb_4 и P_2 при постоянном значении T_S . На рис. 3 представлены зависимости D_{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, a, 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_{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, b 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, a 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 Sb_4 и P_2 соответственно. Давление, измеряемое ионизационным вакуумметром в молекулярном потоке, прямо пропорционально его плотности. Поэтому с учетом коэффициентов чувствительности ионизационного вакуумметра к молекулам Sb_4 (η_{Sb_4}) и P_2 (η_{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 GaSbP/InP , отношение коэффициентов встраивания $S_{\text{P}_2}/S_{\text{Sb}_4}$ составляет ~ 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, b 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 $P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2)$

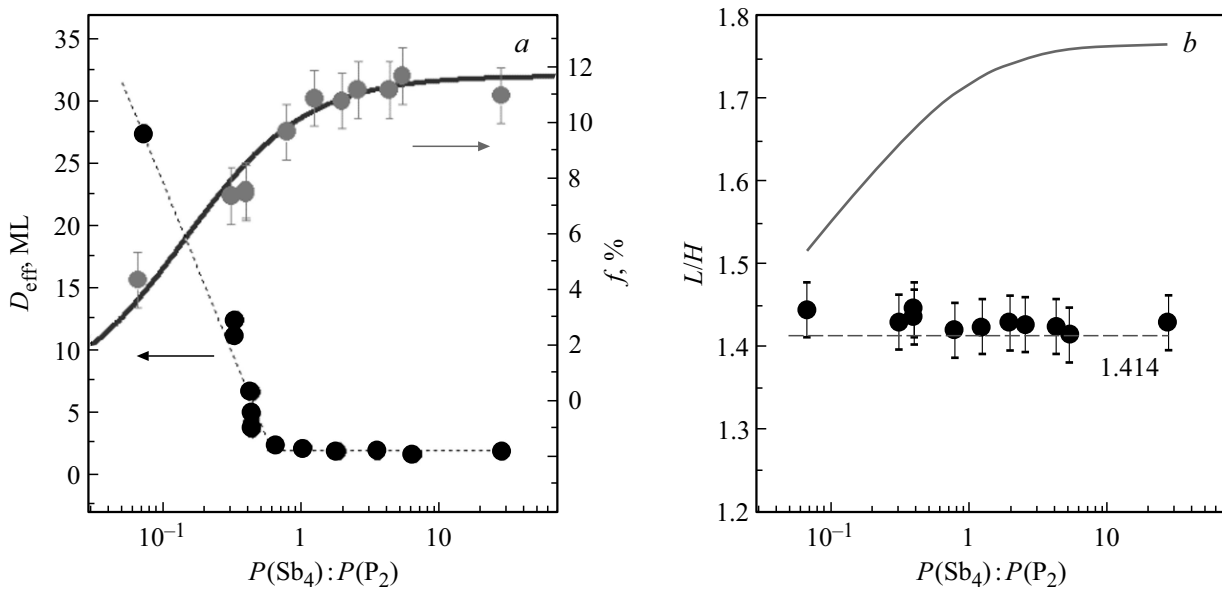


Рис. 3. Полученные зависимости $D_{\text{eff}}(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ и $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ (a) и $L/H(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$ (b) при осаждении атомов Ga и молекул Sb_4 и P_2 при $T_S = 380^\circ\text{C}$. Сплошными линиями показаны теоретические зависимости (a) $f(P(\text{Sb}_4) : P(\text{P}_2))$, 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_{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°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 P_2 в значительной мере меньше итоговой эффективности встраивания атомов Sb из молекул 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 ступеней и изломов ступеней). Кроме того, свою роль

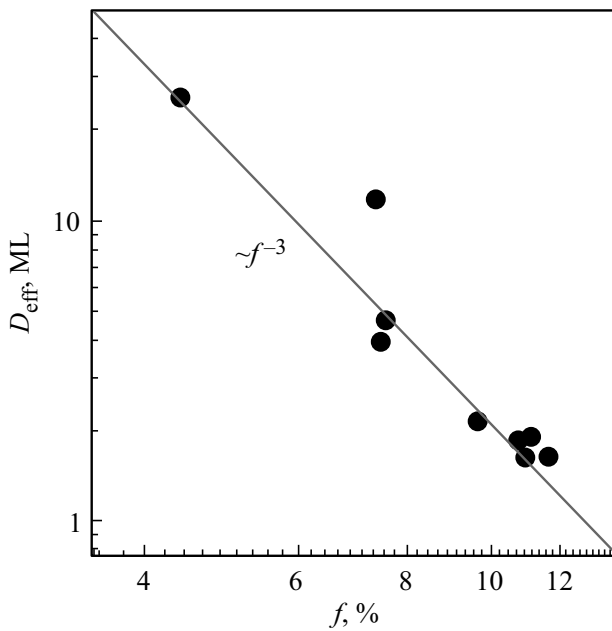


Рис. 4. Зависимость критической толщины формирования КТ D_{eff} от рассогласования параметров решеток твердого раствора $\text{GaSb}_x\text{P}_{1-x}$, из которого состоят КТ, и АИР f . Сплошная линия соответствует зависимости $D_{\text{eff}} \sim f^{-3}$.

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_{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 Sb_4 и 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. Arikian, 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. Путятю, 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. Путятю, Д.Б. Богомолов, А.К. Гутаковский, В.В. Преображенский. *ФТП*, **55**, 139 (2021).
- [22] Д.С. Абрамкин, М.А. Путятю, 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. Arikian, 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. Arikian, 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. Путятю, 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. Путятю, 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. Путятю, 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. Путятю, 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. Abramkin¹, M.O. Petrushkov¹, D.B. Bogomolov¹, E.A. Emelyanov¹, M.A. Putyato¹, V.V. Preobrazhenskii¹

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

² 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 Sb₄, P₂ 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 Sb₄ and P₂ 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.