

## Влияние локальных дефектов структуры на преципитацию As вблизи квантовых точек InAs в матрице GaAs

© В.Н. Неведомский<sup>†</sup>, Н.А. Берт<sup>+</sup>, В.В. Чалдышев<sup>+\*</sup>, В.В. Преображенский<sup>\*</sup>, М.А. Путьато<sup>\*</sup>, Б.Р. Семягин<sup>\*</sup>

<sup>+</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

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

<sup>\*</sup> Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 195251 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 24 апреля 2014 г. Принята к печати 12 мая 2014 г.)

Проведены электронно-микроскопические исследования структур GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии и содержащих массивы полупроводниковых квантовых точек InAs и металлических квантовых точек As. Массив квантовых точек InAs формировался по механизму Странского–Крастанова и состоял из 5 слоев вертикально сопряженных квантовых точек, разделенных спейсером GaAs толщиной 5 нм. Массив квантовых точек As формировался в обогащенном мышьяком слое GaAs, выращенном при низкой температуре поверх массива квантовых точек InAs, путем постростовых отжигов при температурах 400–600 °С в течение 15 мин. Обнаружено, что в процессе выращивания структуры вблизи квантовых точек InAs образуются дефекты несоответствия, представляющие собой 60-градусные или краевые дислокации, лежащие в плоскостях гетероинтерфейса полупроводниковых квантовых точек и прорастающие к поверхности сквозь слой „низкотемпературного“ GaAs. Наличие таких дефектов структуры приводит к формированию квантовых точек As вблизи середины сопряженных квантовых точек InAs за пределами слоя „низкотемпературного“ GaAs.

Формирование массивов наноразмерных включений различной природы в полупроводниковых матрицах является эффективным методом создания метаматериалов, обладающих уникальными свойствами [1]. Примером таких материалов является арсенид галлия, выращиваемый методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при низкой температуре (LT-GaAs) [2]. LT-GaAs содержит большое количество сверхстехиометрического мышьяка, самоорганизация которого при отжиге после роста приводит к формированию в кристаллической полупроводниковой матрице GaAs развитой системы наноразмерных включений полуметалла As (металлических квантовых точек, МКТ) [2,3]. Такой материал обладает рядом уникальных свойств, в частности большим удельным электрическим сопротивлением [4] и ультракоротким временем жизни носителей заряда [5–7].

Другим типом нановключений в кристаллической матрице GaAs являются полупроводниковые квантовые точки (ПКТ) InAs. Такие объекты создаются в процессе МЛЭ на поверхности GaAs путем самоорганизации по механизму Странского–Крастанова и затем зарращиваются слоем GaAs [8].

Несмотря на то что самоорганизация МКТ As и ПКТ InAs реализуется в рамках одной технологии — МЛЭ, совместить эти процессы и создать массивы МКТ As и ПКТ InAs в непосредственной близости друг от друга оказывается весьма непростой задачей [9–11]. Было обнаружено [9], что зарращивание слоя ПКТ InAs арсенидом галлия при низкой температуре приводит к формированию дислокационных V-образных дефектов.

Такие дефекты, в свою очередь, создают каналы для ускоренной диффузии избыточного мышьяка к поверхности, что препятствует формированию системы МКТ в объеме GaAs. Для устранения этого явления в работе [10] было предложено использовать тонкий буферный слой GaAs, закрывающий систему ПКТ InAs перед наращиванием слоя LT-GaAs. Такой подход оказался очень эффективным для устранения дислокационных дефектов, однако в полученных структурах было обнаружено новое явление — ускоренная миграция МКТ As из области их нуклеации в LT-GaAs в область ПКТ InAs. При этом микроструктура одиночных и сдвоенных слоев ПКТ InAs оказывается полностью разрушенной. Причиной ускоренной миграции на стадии коалесценции МКТ As являются неоднородные встроенные упругие поля, индуцируемые ПКТ InAs в матрице GaAs. Для устранения нежелательной диффузии МКТ As за пределы слоя LT-GaAs в работе [11] были использованы тонкие буферные слои AlAs, отделявшие область LT-GaAs от слоя ПКТ InAs. Эффективность этого подхода оказалась, однако, ограниченной. Во-первых, тонкий слой AlAs не выглаживал в достаточной степени рельеф поверхности роста, что в некоторых случаях вызывало формирование дислокационных V-образных дефектов. Во-вторых, в области вершин ПКТ InAs буферный слой AlAs истончался. Концентрация упругих напряжений и пониженная толщина барьерного слоя AlAs вблизи вершин квантовых точек InAs приводили к локальным прорывам барьера и диффузии квантовых точек As в область сопряженных пар квантовых точек InAs при высоких температурах отжига.

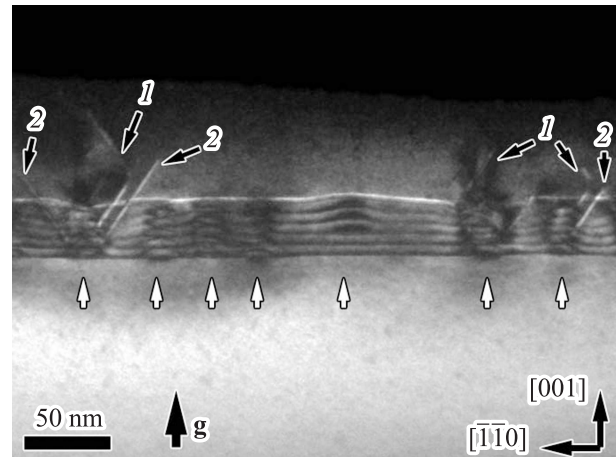
<sup>†</sup> E-mail: nevedom@mail.ioffe.ru

В данной работе мы исследовали новый подход к формированию пространственно-связанных массивов МКТ As и ПКТ InAs в матрице GaAs. Этот подход состоял в создании 5 слоев вертикально-связанных ПКТ InAs с тем расчетом, чтобы ускоренная исходящая диффузия МКТ As, структурно видоизменяя ближайший слой ПКТ InAs, не достигла бы более глубоких слоев. Тем самым возникает возможность создания близко расположенных групп МКТ As и ПКТ InAs.

Образцы GaAs с ПКТ InAs и МКТ As были выращены методом МЛЭ на подложках полуизолирующего GaAs с ориентацией  $(001) \pm 0.5^\circ$ . Процесс роста структур контролировался по картине дифракции быстрых электронов на отражение (RHEED). Сначала на подложке выращивался слой GaAs при температуре  $580^\circ\text{C}$ . Затем температура подложки понижалась до  $460^\circ\text{C}$  и осаждались 3 монослоя (МС) InAs со скоростью  $0.05 \text{ МС/с}$ . Плотность потока  $\text{As}_4$  составляла  $P_{\text{As}_4} = 1 \cdot 10^{15} \text{ ат/см}^2 \cdot \text{с}$ , что при температуре  $460^\circ\text{C}$  соответствовало условиям стабилизации поверхности InAs мышьяком. Срыв псевдоморфного роста и формирование квантовых точек происходили при толщине слоя InAs, равном  $1.9\text{--}2 \text{ МС}$ . Сформированный первый слой с ПКТ InAs зарощивался слоем арсенида галлия при температуре  $460^\circ\text{C}$ . В процессе зарощивания точечные рефлексы пропадали и появлялись следы основных рефлексов. После осаждения  $5 \text{ нм GaAs}$  на дифракционной картине наблюдались как основные, так и сверхструктурные рефлексы. Таким образом, формировалось 5 слоев ПКТ InAs, разделенных слоями GaAs толщиной  $5 \text{ нм}$ . Последний слой InAs также зарощивался слоем GaAs толщиной  $5 \text{ нм}$ . Затем температура подложки понижалась до  $150^\circ\text{C}$  и выращивался слой LT-GaAs толщиной  $0.1 \text{ мкм}$ . После роста на поверхность при этой же температуре осаждался защитный поверхностный слой, состоящий из  $5 \text{ нм AlAs}$  и  $5 \text{ нм GaAs}$ . Слой AlAs вводился как барьер, ограничивающий диффузию избыточного мышьяка к поверхности гетероструктуры при высокотемпературном отжиге. Слой GaAs служил для защиты AlAs от окисления атмосферным кислородом. В образце BP2440 на границе раздела высокотемпературной и низкотемпературной частей структуры дополнительно осаждался  $1 \text{ МС GaSb}$ . Этот  $\delta$ -слой GaSb служил прекурсором для гетерогенной нуклеации МКТ As при постростовом отжиге [12]. В образце BP 2437 слой GaSb отсутствовал.

Выращенные структуры кололи на 4 части, 3 из них отжигали в установке МЛЭ в потоке  $\text{As}_4$ . Время такого отжига составляло  $\sim 15 \text{ мин}$ , а температура составляла  $400, 500$  или  $600^\circ\text{C}$ .

Концентрация избыточного мышьяка в слоях LT-GaAs определялась из исследований оптического поглощения в ближнем инфракрасном диапазоне. Исследования проводились с помощью источника света LS-1 и мини-спектрометра NIRQUEST производства Ocean Optics. Измеренные коэффициенты поглощения составили на длине волны  $1 \text{ мкм}$  для образца BP2437  $\alpha = 15\,000 \text{ см}^{-1}$  и для образца BP2440  $\alpha = 12\,000 \text{ см}^{-1}$ .

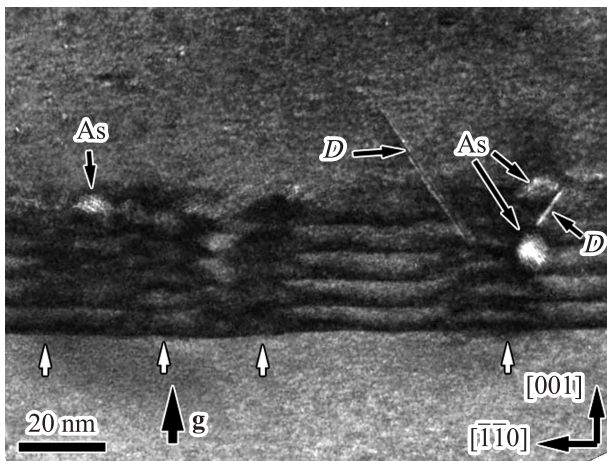


**Рис. 1.** Темнопольное изображение поперечного сечения неотожженного образца, полученное в двулучевых условиях с действующим дифракционным вектором  $\mathbf{g} = [002]$ . 5-слойные стопки ПКТ InAs отмечены вертикальными белыми стрелками, черными стрелками 1 отмечены дефекты несоответствия, меняющие плоскость залегания  $\{111\}$  на сопряженное семейство плоскостей  $\{111\}$ , черными стрелками 2 отмечены дефекты несоответствия, расположенные в одной из плоскостей  $\{111\}$ .

Согласно калибровке [13], концентрация антиструктурных дефектов мышьяка ( $\text{As}_{\text{Ga}}$ ) в образце BP2437 равна  $(1.15 \pm 0.12) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , а в образце BP2440  $(0.92 \pm 0.09) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Некоторое различие отклонений от стехиометрии в исследованных образцах скорее всего связано с небольшой разницей температур роста слоев LT-GaAs [2].

Исследования микроструктуры образцов проводились методом просвечивающей электронной микроскопии. Образцы для электронной микроскопии были подготовлены в поперечном сечении по общепринятой процедуре с использованием механического шлифования–полирования и финишного распыления ионами  $\text{Ar}^+$  с энергией  $4 \text{ кэВ}$  под скользящим углом к поверхности. При исследовании в электронном микроскопе применялся режим дифракционного контраста в двулучевых условиях.

Изучение образца, не подвергавшегося постростовому отжигу, показало, что в нем сформированы 5 слоев ПКТ InAs, пространственное расположение которых таково, что ПКТ в каждом последующем слое располагаются над ПКТ нижележащего слоя. Пример изображения поперечного сечения образца приведен на рис. 1, на котором ПКТ InAs наблюдаются за счет смешанного „химическо“-деформационного контраста, типичного для ПКТ InAs в матрице GaAs при использовании двулучевых условий с действующим дифракционным вектором  $\mathbf{g} = [002]$ . Над 5-слойным массивом ПКТ InAs виден тонкий слой GaSb, который имеет светлый контраст и выше которого располагается GaAs, выращенный при пониженной температуре,  $150^\circ\text{C}$ .



**Рис. 2.** Темнопольное изображение поперечного сечения образца после отжига при  $600^\circ\text{C}$ , полученное в двулучевых условиях с действующим дифракционным вектором  $\mathbf{g} = [002]$ . 5-слойные стопки ПКТ InAs отмечены вертикальными белыми стрелками, черными стрелками отмечены МКТ As и дефекты несоответствия  $D$ .

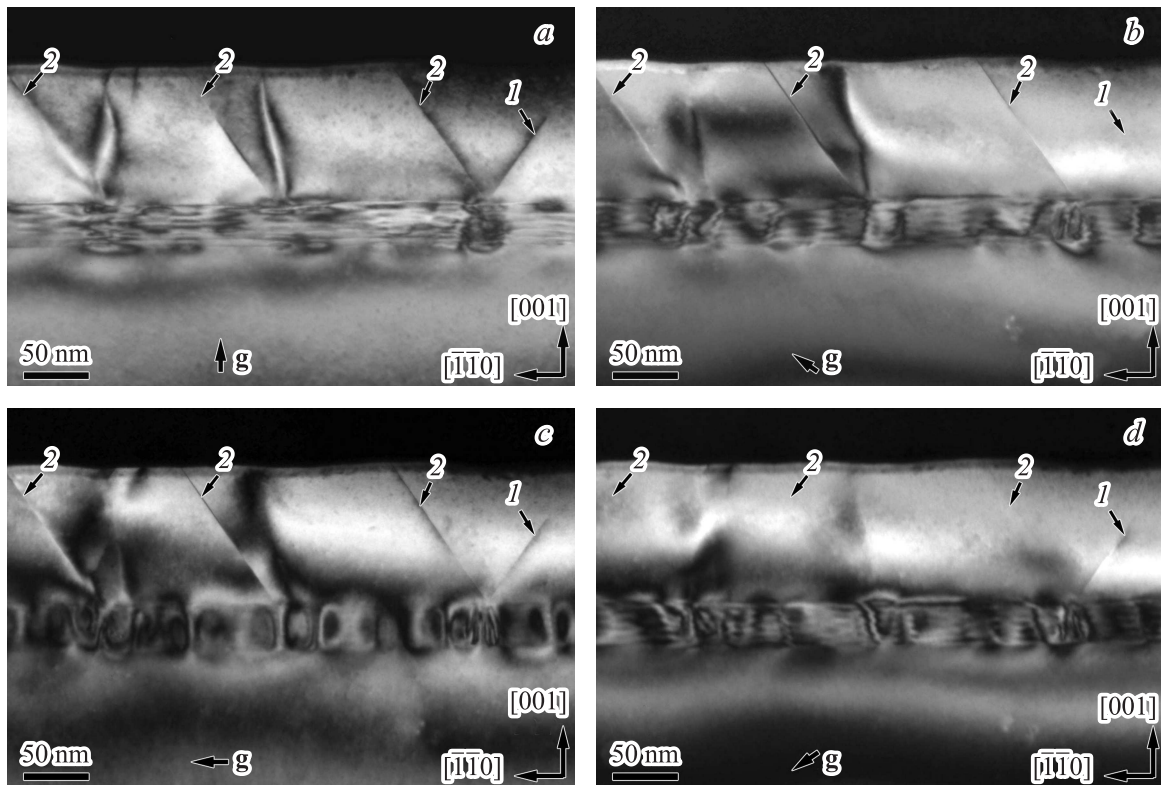
Вблизи некоторых вертикальных цепочек (стопок) ПКТ InAs выявляются протяженные структурные дефекты, возникшие, очевидно, вследствие релаксации напряжений несоответствия, расположенные в плоскостях  $\{111\}$  и проникающие сквозь тонкий слой GaSb в толщу верхнего слоя LT-GaAs. Часть таких дефектов (обозначены 1 на рис. 1) меняет плоскость залегания от одного семейства  $\{111\}$  на другое семейство плоскостей  $\{111\}$ . Другие дефекты несоответствия наблюдаются лежащими только в одном семействе плоскостей  $\{111\}$  (обозначены 2 на рис. 1).

Образцы, прошедшие постростовой отжиг, также исследовались в поперечном сечении. Пример изображения поперечного сечения того же образца, что и на рис. 1, после отжига при температуре  $600^\circ\text{C}$  в течение 15 мин представлен на рис. 2. На изображении содержатся те же особенности контраста, связанные с наличием ПКТ InAs и дефектов несоответствия, что и в образце до отжига, однако не наблюдается яркого контраста от тонкого затравочного слоя GaSb, что связано, по-видимому, с его сильным размытием в результате ускоренной диффузии, присущей нестехиометрическому LT-GaAs [14]. По характерному контрасту и наличию муара обнаруживаются МКТ As размером  $\sim 8$  нм, образовавшиеся при отжиге в результате преципитации избыточного мышьяка в LT-GaAs и расположенные вблизи некоторых стопок ПКТ InAs. При этом отдельные МКТ As ожидаемо локализованы у вершины многослойных ПКТ InAs (см. МКТ As в левой части рис. 2), что объясняется стремлением избыточного As диффундировать из вышележащего слоя LT-GaAs в область наибольших растягивающих деформаций в матрице GaAs, сосредоточенных в ближайшей окрестности ПКТ InAs. Кроме того, может сказываться роль затравочного слоя GaSb, на котором должно происходить преимуществен-

ное гетерогенное зарождение преципитатов As [12]. Однако другие МКТ As наблюдаются расположенными в середине стопки ПКТ InAs (см. МКТ As в правой части рис. 2). Такое расположение МКТ As характерно для тех ПКТ InAs, вблизи которых обнаруживаются дефекты несоответствия.

Хотя детальный анализ дефектов несоответствия не входил в задачу настоящей работы, их появление и возможное влияние на локализацию МКТ As относительно ПКТ InAs приводит к необходимости обсудить общее строение этих дефектов. Механизмы релаксации упругих напряжений несоответствия в системе матрица–квантовая точка достаточно подробно исследованы теоретически и экспериментально (см., например, обзор в [15]). Показано [16–19], что при релаксации внутренних напряжений в системе ПКТ InAs–матрица GaAs происходит генерация от одного до трех типов дефектов несоответствия: дефектов упаковки, лежащих в одной-четырех плоскостях  $\{111\}$ , V-образных дислокаций и дислокационных петель. Контраст, наблюдаемый на исследованных нами структурах, соответствует дислокациям. Для определения типа дислокаций использовался общепринятый критерий погасания контраста от дислокации  $(\mathbf{g} \cdot \mathbf{b}) = 0$ , где  $\mathbf{g}$  — дифракционный вектор,  $\mathbf{b}$  — вектор Бюргерса. Серия изображений одного и того же участка в двулучевых условиях с различным дифракционным вектором приведена на рис. 3.

Из рис. 3, *b* можно видеть, что контраст от дислокаций, лежащих в плоскости  $(\bar{1}\bar{1}1)$ , исчезает при  $\mathbf{g} = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ . Аналогично из рис. 3, *d* следует, что погасание контраста от дислокаций, лежащих в плоскости  $(111)$ , происходит при  $\mathbf{g} = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ . Таким образом, анализ этих изображений показывает, что вектор Бюргерса  $\mathbf{b}$  дислокаций, наблюдаемых в противоположно наклоненных кристаллографических плоскостях  $\{111\}$ , лежит в тех же плоскостях  $\{111\}$ . Таким образом, можно полагать, что это дислокации с вектором Бюргерса  $(1/2)a\langle 101 \rangle$ , которые обладают минимальной энергией среди полных дислокаций в алмазной и сфалеритной решетках и плоскостями скольжения которых являются плоскости  $\{111\}$ . Изгибаясь в плоскости интерфейса  $(001)$ , такие дислокации создают сегменты дислокаций несоответствия с направлениями дислокационных линий  $\langle 110 \rangle$ . На этих сегментах угол между вектором Бюргерса и вектором дислокационной линии составляет  $60^\circ$ . Такие дислокации являются наиболее распространенными дислокациями несоответствия в кристаллах с решетками алмаза и сфалерита и, в частности, в гетероструктурах InAs/GaAs с квантовыми точками [19]. На сегментах таких дислокаций, идущих от интерфейса к поверхности, дислокационная линия, лежащая в плоскости скольжения  $\{111\}$ , приблизительно следует направлению  $\xi = \langle 112 \rangle$ . Это можно видеть на проекции  $(1\bar{1}1)$ , представленной на рис. 3, *a*, где соответствующий дифракционный контраст располагается непосредственно над стопками ПКТ (на рисунке не отмечен). Этот контраст пропадает в условиях  $\mathbf{g} = [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  (рис. 3, *d*) в полном соответствии с



**Рис. 3.** Темнопольные изображения поперечного сечения  $(1\bar{1}0)$  образца, полученные в двулучевых условиях с различными действующими дифракционными векторами: *a* —  $\mathbf{g} = [002]$ , *b* —  $\mathbf{g} = [\bar{1}\bar{1}1]$ , *c* —  $\mathbf{g} = [220]$ , *d* —  $\mathbf{g} = [\bar{1}\bar{1}1]$ . 1, 2 — дислокации в противоположно наклоненных системах плоскостей  $\{111\}$ .

правилом  $(\mathbf{g} \cdot \mathbf{b}) = 0$ , когда  $\mathbf{b} = (1/2)a[10\bar{1}]$ ,  $\xi = [\bar{1}12]$ , а плоскостью скольжения является плоскость  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ . Угол между вектором Бюргерса и вектором дислокационной линии на этом сегменте составляет  $30^\circ$ .

Следует отметить, что  $30^\circ$ -градусные дислокации не могут изменять плоскость скольжения подобно тому, как это делают дислокации, обозначенные 1 на рис. 1. Такое изменение плоскости скольжения, однако, возможно для краевых дислокаций с вектором Бюргерса  $\mathbf{b} = (1/2)a[1\bar{1}0]$ , плоскостями скольжения которых являются как плоскости  $(111)$ , так и  $(11\bar{1})$ . Формирование дислокаций несоответствия на основе краевых дислокаций является энергетически более выгодным по сравнению с  $60^\circ$ -градусными дислокациями, поскольку вектор Бюргерса краевых дислокаций лежит в плоскости гетероинтерфейса. Атомный механизм формирования таких краевых дислокаций в сильно напряженных островках InGaAs на подложках GaAs был рассмотрен в работе [16].

Энергия активации диффузии по дислокациям составляет примерно  $0.6\text{--}0.7$  таковой для диффузии по решетке [20], и диффузия по дислокациям способна определять кинетику сегрегации на границах зерен или кинетику зарождения и роста преципитатов, особенно в наноразмерных структурах [21–23]. Так как  $60^\circ$ -градусные дислокации несоответствия в исследуемых нами структурах обычно имеют конфигурацию, состоящую из ко-

роткого отрезка, лежащего параллельно интерфейсу, в нашем случае вблизи середины ПКТ InAs, и расходящихся от него в сторону поверхности двух  $30^\circ$ -градусных сегментов в плоскости  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$  или  $(111)$ , они служат диффузионными каналами, по которым избыточный мышьяк из слоя LT-GaAs поступает в область середины ПКТ InAs, где и происходит зарождение и дальнейший рост МКТ As. Такой же механизм ускоренной диффузии по дислокационным каналам может реализоваться и для краевых дислокаций.

Таким образом, в результате электронно-микроскопических исследований структур на основе GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии и содержащих массив 5-слойных вертикально сопряженных ПКТ InAs и массив МКТ As, обнаружено, что в процессе выращивания структуры вблизи середины ПКТ InAs образуются дефекты несоответствия, представляющие собой  $60^\circ$ -градусные или краевые дислокации, лежащие в плоскости гетероинтерфейса и прорастающие к поверхности по плоскостям  $\{111\}$ . Такие дислокации служат каналами ускоренной диффузии избыточного мышьяка, что приводит к формированию МКТ As вблизи середины сопряженных ПКТ InAs за пределами слоя LT-GaAs.

Работа выполнена по программе фундаментальных исследований президиума РАН № 24 „Фундаментальные основы технологий наноструктур и наноматериалов“.

## Список литературы

- [1] М.Г. Мильвидский, В.В. Чалдышев. ФТП, **32**, 513 (1998).
- [2] Н.А. Берт, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голощапов, И.В. Ивонин, С.В. Козырев, А.Е. Куницын, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, В.В. Чалдышев, М.П. Якубеня. ФТТ, **35**, 2609 (1993).
- [3] M.R. Melloch, N. Otsuka, J.M. Woodall, A.C. Warren, J.L. Freeouf. Appl. Phys. Lett., **57**, 1531 (1990).
- [4] M.R. Melloch, J.M. Woodall, E.S. Harmon, N. Otsuka, F.H. Pollak, D.D. Nolte, R.M. Feenstra, M.A. Lutz. Ann. Rev. Mater. Sci., **25**, 547 (1995).
- [5] S. Gupta, M.Y. Frankel, J.A. Valdmanis, J.F. Whittaker, G.A. Mourou, F.W. Smith, A.R. Calawa., Appl. Phys. Lett., **59**, 3276 (1991).
- [6] А.А. Пастор, П.Ю. Сердобинцев, В.В. Чалдышев. ФТП, **46**, 637 (2012).
- [7] А.А. Пастор, У.В. Прохорова, П.Ю. Сердобинцев, В.В. Чалдышев, М.А. Яговкина. ФТП, **47**, 1144 (2013).
- [8] N. Cherkashin, S. Reboh, M.J. Hytch, A. Clavierie, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, V.V. Chaldyshev. Appl. Phys. Lett., **102**, 173 115 (2013).
- [9] В.Н. Неведомский, Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. ФТП, **43**, 1662 (2009).
- [10] В.Н. Неведомский, Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. ФТП, **45**, 1642 (2011).
- [11] В.Н. Неведомский, Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. ФТП, **47**, 1196 (2013).
- [12] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. Appl. Phys. Lett., **74**, 1588 (1999).
- [13] G.M. Martin. Appl. Phys. Lett., **39**, 747 (1981).
- [14] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, Yu.G. Musikhin, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner, U. Gösele. Appl. Phys. Lett., **79**, 1294 (2001).
- [15] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov. In: *Self-assembled quantum dots*, ed. by Z.M. Wang (N.Y., Springer, 2008) p. 297.
- [16] Y. Chen, X.W. Lin, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, J.F. Klem, J.Y. Tsao. Appl. Phys. Lett., **68**, 111 (1996).
- [17] L. Nasi, C. Bocchi, F. Germini, M. Prezioso, E. Gombia, R. Mosca, P. Frigeri, G. Trevisi, L. Seravalli, S. Franchi. J. Mater. Sci. Mater. Electron., **19**, 96 (2008).
- [18] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov. Phys. Rev. B, **79**, 233 304 (2009).
- [19] K. Sears, J. Wong-Leung, H.H. Tan, C. Jagadish. J. Appl. Phys., **99**, 113 503 (2006).
- [20] R.W. Balluffi, A.V. Granato. In: *Dislocations in solids*, ed. by F.R.N. Nabarro (Amsterdam, Elsevier/North-Holland, 1979) v. 4, p. 1.
- [21] A. Varschavsky, E. Donoso. Mater. Lett., **31**, 239 (1997).
- [22] B.W. Kempshall, B.I. Prenitzer, L.A. Giannuzzi. Scripta Mater., **47**, 447 (2002).
- [23] R.E. Le Gall, G. Saindrenan. Interface Sci., **11**, 59 (2003).

Редактор Л.В. Шаронова

## Influence of local structure defects on the precipitation of As near quantum dots InAs in GaAs matrix

V.N. Nevedomskiy<sup>+</sup>, N.A. Bert<sup>+</sup>, V.V. Chaldyshev<sup>+•</sup>, V.V. Preobrazhenskii<sup>\*</sup>, M.A. Putyato<sup>\*</sup>, B.R. Semyagin<sup>\*</sup>

<sup>+</sup> Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

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

<sup>•</sup> St. Petersburg State Polytechnical University,  
195251 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Electron microscopy was utilized to study GaAs structures grown by molecular-beam epitaxy and containing arrays of semiconducting quantum dots (SQDs) InAs and metallic quantum dots (MQDs) As. The array of InAs SQDs was formed by the Stranski-Krastanow mechanism. It consisted of vertically stacking 5 layers of SQDs separated by a 5 nm thick spacer. An array of MQDs was formed in the arsenic-rich layer of low-temperature-grown GaAs by post-growth anneals at 400–600°C for 15 min. It was determined that the misfit defects were formed near InAs quantum dots stack. The misfit defects are 60° or edge dislocations lying at the heterointerface planes of InAs quantum dots and penetrating to the surface through the low-temperature-grown GaAs layer. The presence of such misfit defects in the structure leads to the formation of As MQD near the middle of InAs SQD stack outside the low-temperature-grown GaAs layer.