

Электронная микроскопия структур на основе GaAs с квантовыми точками InAs и As, разделенными барьером AlAs

© В.Н. Неведомский[†], Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский*,
М.А. Пулято*, Б.Р. Семягин*

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

* Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 24 декабря 2012 г. Принята к печати 29 января 2013 г.)

Проведены электронно-микроскопические исследования структур на основе 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 вертикально-сопряженных пар квантовых точек, разделенных спейсером GaAs толщиной 10 нм. Для разделения массивов полупроводниковых и металлических квантовых точек и предотвращения диффузионного перемешивания массив квантовых точек InAs наращивался барьерным слоем AlAs толщиной 5 или 10 нм, после чего проводилось наращивание слоя GaAs при низкой температуре (180°C). Массив квантовых точек As формировался в обогащенном мышьяком слое низкотемпературного GaAs путем послеростовых отжигов при температурах 400–760°C в течение 15 мин. Установлено, что барьерный слой AlAs имеет рельеф поверхности, соответствующий рельефу подбарьерного слоя с квантовыми точками InAs. Наличие такого рельефа вызывало формирование V-образных дефектов структуры при последующем наращивании слоем GaAs. Кроме того, обнаружено, что слой AlAs истончается на вершинах квантовых точек InAs. Показано, что в областях между квантовыми точками InAs барьерный слой AlAs эффективно препятствует исходящей диффузии избыточного As при температурах отжига до 600°C. Однако концентрация механических напряжений и пониженная толщина барьерного слоя AlAs вблизи вершин квантовых точек InAs приводят к локальным прорывам барьера и диффузии квантовых точек As в область сопряженных пар квантовых точек InAs при более высоких температурах отжига.

1. Введение

Формирование металло-полупроводниковых наноструктур, в которых возможна гибридизация плазмонных и экситонных возбуждений, вызывает в настоящее время большой интерес как с точки зрения фундаментальных исследований новых физических явлений [1–4], так и с прикладной точки зрения — для повышения эффективности различных приборов [5–8].

Ансамбль полупроводниковых квантовых точек (ПКТ) может быть создан с помощью механизма Странского–Крастанова [9] при выращивании гетероструктур методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). При этом самоорганизация ПКТ происходит на поверхности роста. Полученные слои ПКТ могут быть „захоронены“ в полупроводниковой матрице путем эпитаксиального наращивания. Повторение процедуры позволяет получать трехмерные массивы ПКТ. При этом, если расстояние между слоями ПКТ невелико, расположение ПКТ оказывается коррелированным в направлении роста. Такой подход хорошо разработан, в частности, для получения ПКТ InAs в матрице арсенида галлия [10].

В эпитаксиальных слоях GaAs может быть создан и ансамбль металлических квантовых точек (МКТ) [11]. Для этого процесс МЛЭ слоя GaAs проводится при низкой температуре (~ 200°C). В таких условиях в растущий слой захватывается избыточный мышьяк [12]. При

последующем отжиге избыточный мышьяк формирует МКТ в объеме кристаллической матрицы GaAs.

Несмотря на существенную разницу в механизмах и процедурах формирования ПКТ InAs и МКТ As, ансамбли квантовых точек обоих типов были получены в рамках единого процесса МЛЭ [13]. При этом вначале формировался двойной слой ПКТ InAs по механизму Странского–Крастанова. Затем этот слой наращивался арсенидом галлия при низкой температуре (низкотемпературный GaAs, LT-GaAs), в котором путем отжига после эпитаксии формировались МКТ As. Практическая реализация таких структур выявила ряд трудностей [13]. Прежде всего, наращивание верхнего массива ПКТ InAs слоем GaAs при низкой температуре часто сопровождалось генерацией специфических V-образных дефектов и тетраэдров дефектов упаковки [14]. Хотя формирование V-образных дефектов происходит на стадии наращивания ПКТ InAs слоем LT-GaAs и не связано с преципитацией As, наличие протяженных дефектов существенно нарушает процесс самоорганизации МКТ As в матрице арсенида галлия. Формирования V-образных дефектов можно избежать, если слой ПКТ InAs зарастить тонким (5 нм) буферным слоем GaAs при температуре 460°C [15]. Тонкий буферный слой GaAs обеспечивает достаточную гладкость поверхности для последующего бездефектного роста GaAs при низкой температуре. Послеэпитаксиальный отжиг таких структур при относительно низких температурах (400–500°C) позволил получить массив

[†] E-mail: nevedom@mail.ioffe.ru

МКТ As размером от 2 до 5 нм, пространственное распределение которых слабо зависит от наличия ПКТ InAs в предшествующих слоях. Отжиг при 600°C в течение 15 мин позволил получить более крупные МКТ As, диаметром 8–9 нм, которые формировали группы в области LT-GaAs, непосредственно прилегающей к ПКТ InAs, отделенным буферным слоем. Более длительный отжиг при повышенной температуре (760°C) в атмосфере водорода вызывал дальнейшее увеличение размеров МКТ As до 20–25 нм. При этом растущие МКТ As проникали сквозь буфер, отделяющий их от ПКТ InAs, что приводило к разрушению последних [15].

Для предотвращения диффузионного перемешивания массивы МКТ As и ПКТ InAs необходимо разделить тонким диффузионным барьером. В качестве такого барьера могут быть использованы слои AlAs, применявшиеся ранее для разделения процессов самоорганизации МКТ As в прилегающих друг к другу слоях LT-GaAs, выращенных при различных температурах [16].

Целью данной работы было исследование микроструктуры образцов, содержащих массивы ПКТ InAs и МКТ As, разделенные тонкими барьерными слоями AlAs.

2. Молекулярно-лучевая эпитаксия

Образцы GaAs с ПКТ InAs и МКТ As были выращены методом МЛЭ на подложках полуизолирующего GaAs с ориентацией (001) $\pm 0.5^\circ$. Контроль растущей поверхности осуществлялся по картине дифракции быстрых электронов на отражение (RHEED) в азимуте [0 $\bar{1}$ 1] (рис. 1). Непосредственно на подложке выращивался слой GaAs при температуре 580°C. При этом наблюдалась обычная для выращивания GaAs (001) картина основных рефлексов RHEED (рис. 1, a). Затем температура подложки понижалась до 460°C и осаждалась 3 монослоя (МС) InAs со скоростью 0.05 МС/с. Плотность потока As₄ составляла $P_{As_4} = 1 \cdot 10^{15}$ ат/(см² · с), что при температуре 460°C соответствовало условиям стабилизации поверхности InAs мышьяком. Формирование ПКТ InAs сопровождалось изменением дифракционной картины RHEED, на которой появлялись точечные рефлексы (рис. 1, b). Сформированный первый слой ПКТ InAs наращивался слоем арсенида галлия толщиной 10 нм при температуре 460°C. В процессе наращивания точечные рефлексы пропадали, и появлялись следы основных рефлексов. После осаждения 10 нм GaAs наблюдались четкие основные и сверхструктурные рефлексы (рис. 1, c), что свидетельствует об атомарно-гладкой поверхности. Затем наращивался второй слой InAs и формировались ПКТ, что сопровождалось появлением точечных рефлексов на картинах RHEED (рис. 1, d). Второй слой ПКТ InAs наращивался барьерным слоем AlAs толщиной 5 нм при 460°C. Как видно из картины RHEED (рис. 1, e), наращивание слоем AlAs не приводило к исчезновению точечных рефлексов, т.е. поверхность роста оставалась рельефной. Далее температура подложки понижалась

до 180°C и наращивался слой LT-GaAs толщиной от 30 до 100 нм. Картина RHEED оставалась точечной (рис. 1, f), а поверхность роста — рельефной, несмотря на весьма большую толщину слоя LT-GaAs. Дальнейшее наращивание второго низкотемпературного барьерного слоя AlAs толщиной 5 нм и верхнего защитного слоя GaAs толщиной 5 нм при 180°C также не приводило к исчезновению точечных рефлексов (рис. 1, g, h).

Важно, что увеличение толщины барьерного слоя AlAs между слоем ПКТ InAs и слоем LT-GaAs до 10 нм не приводило к выравниванию рельефа ростовой поверхности. Картины RHEED для образца с такой толщиной барьерного слоя AlAs качественно аналогичны представленным на рис. 1. Увеличение толщины барьерного слоя AlAs выше 10 нм не представляло интереса, поскольку разделение массивов ПКТ и МКТ оказывалось слишком большим, что не могло обеспечить эффективного взаимодействия как упругих, так и электромагнитных полей ПКТ и МКТ.

Нами был изучен контрольный образец, в котором все слои были выращены при 460°C. Картины RHEED для контрольного образца приведены на рис. 2. Сравнение рис. 1 и 2 показывает, что наращивание рельефного барьерного слоя AlAs слоем GaAs при достаточно высокой температуре сглаживает рельеф поверхности.

Следует отметить, что рельеф поверхности при наращивании при 460°C слоя ПКТ InAs существенно различается в случаях использования слоя AlAs и слоя GaAs. В последнем случае поверхность роста становится атомарно-гладкой, как свидетельствует картина RHEED, когда толщина слоя GaAs достигает 5 нм [15].

Для формирования в слоях LT-GaAs, содержащих избыточный мышьяк [11,12], нановключений полуметалла As (МКТ) выращенные слои были подвергнуты термообработке при различных температурах. Выращенные структуры разделялись на части и отжигались непосредственно в установке МЛЭ под потоком As₄. Время такого отжига составляло ~15 мин, а температура варьировалась от 400 до 600°C. Отжиг при температуре 760°C проводился в специальном реакторе в атмосфере чистого водорода. Контрольные образцы отжигу не подвергались.

3. Просвечивающая электронная микроскопия

Образцы для электронной микроскопии были подготовлены в поперечном сечении по общепринятой процедуре с использованием механического шлифования — полирования и финишного распыления ионами Ar⁺ с энергией 4 кэВ под скользящим углом к поверхности. При исследовании в электронном микроскопе применялись как режим дифракционного контраста в двулучевых условиях, так и режим высокого разрешения.

Изучение контрольного образца, в котором все слои выращены при 460°C, посредством просвечивающей

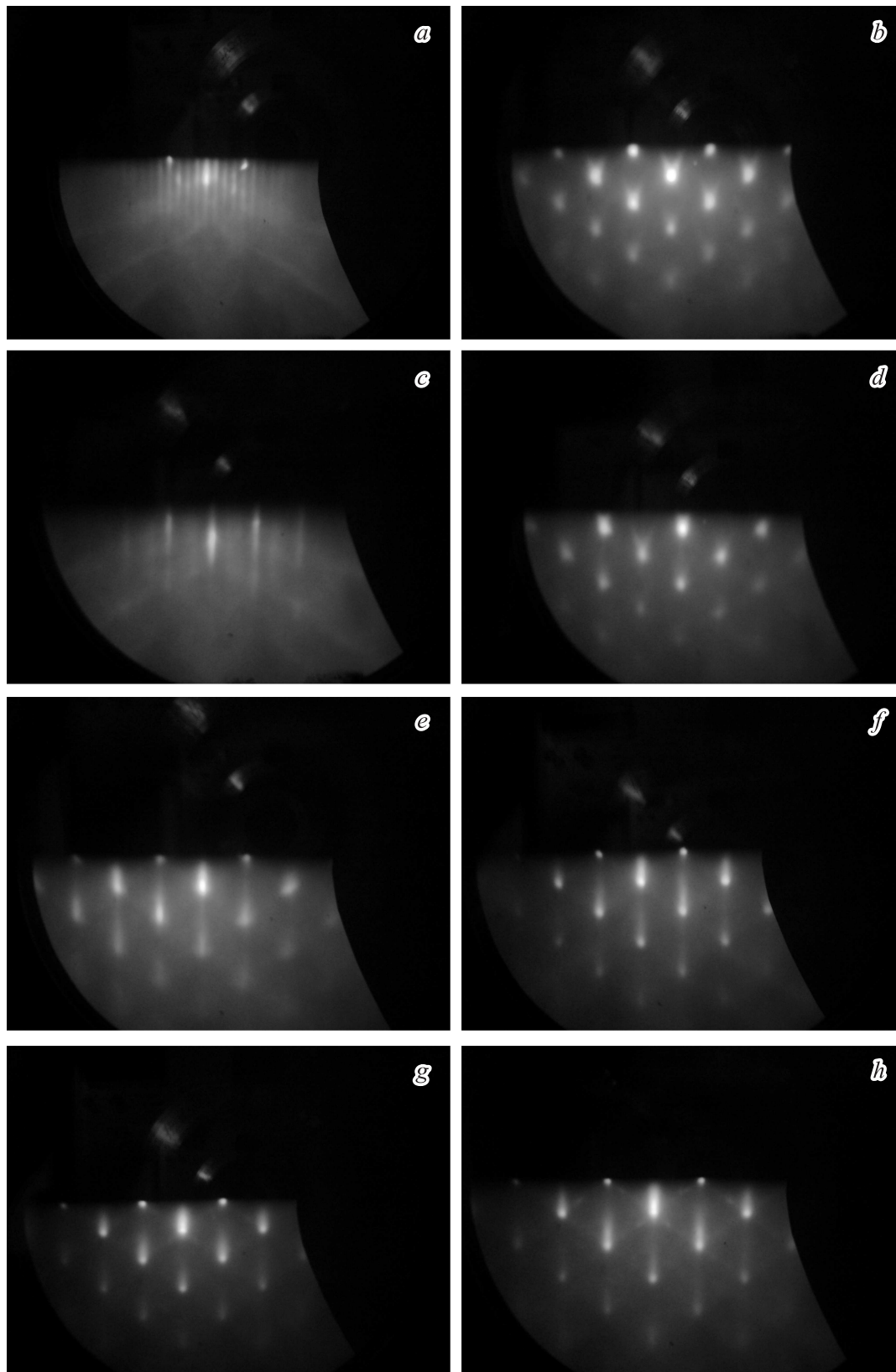


Рис. 1. Картины дифракции быстрых электронов на отражение (RHEED), наблюдаемые на разных стадиях выращивания образцов. *a* — после выращивания буферного слоя GaAs при 580°C; *b* — после формирования первого слоя ПКТ InAs; *c* — после зарастивания первого слоя ПКТ разделительным слоем GaAs; *d* — после формирования второго слоя ПКТ InAs; *e* — после зарастивания при 460°C второго слоя ПКТ InAs барьерным слоем AlAs толщиной 5 нм; *f* — после наращивания слоя LT-GaAs при 180°C; *g* — после наращивания второго барьерного слоя AlAs при 180°C; *h* — после наращивания верхнего защитного слоя GaAs при 180°C.

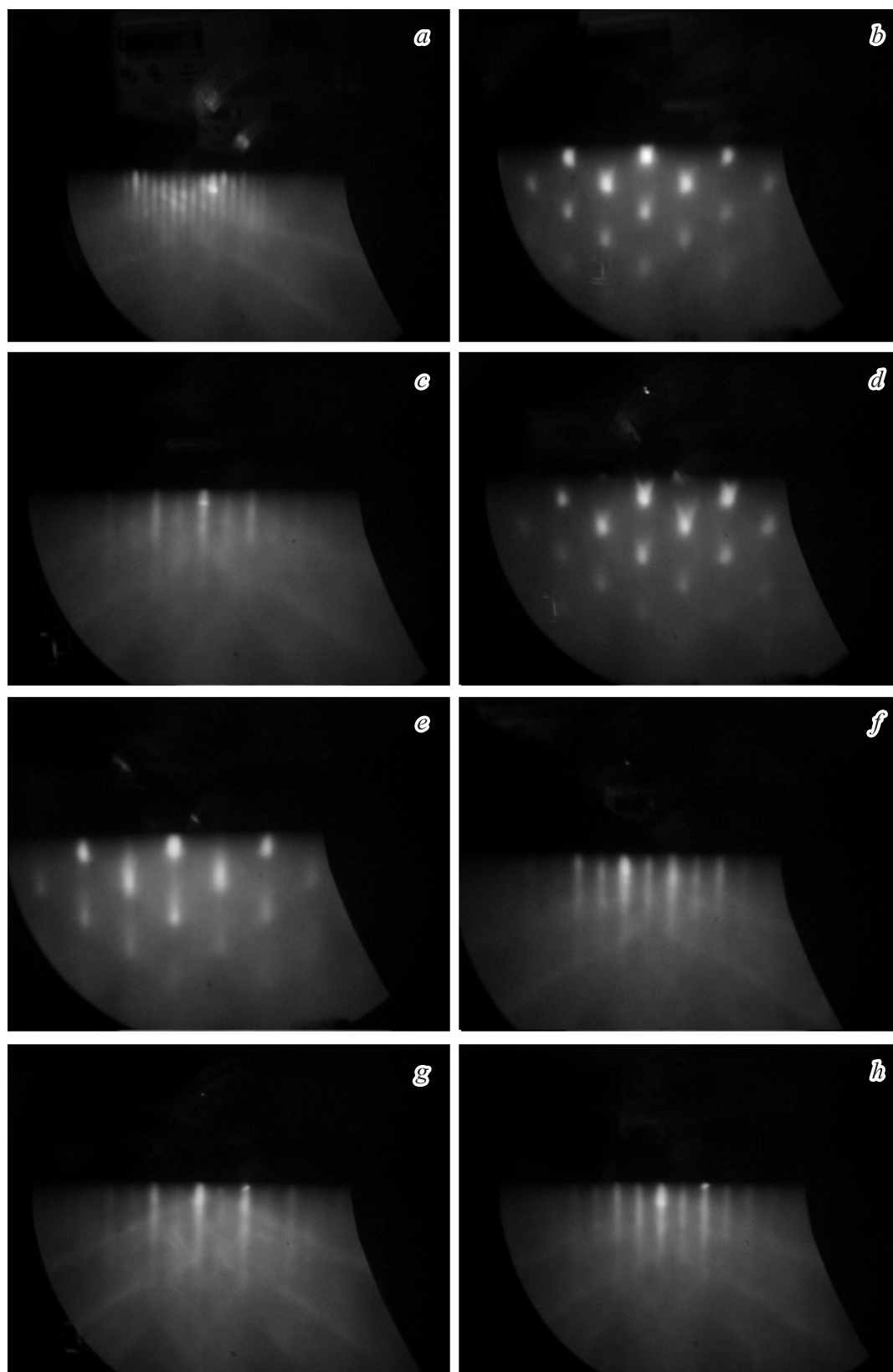


Рис. 2. Картины дифракции быстрых электронов на отражение (RHEED), наблюдаемые на разных стадиях выращивания контрольного образца. *a* — после выращивания буферного слоя GaAs при 580°C ; *b* — после формирования первого слоя ПКТ InAs; *c* — после зарощивания первого слоя ПКТ разделительным слоем GaAs; *d* — после формирования второго слоя ПКТ InAs; *e* — после зарощивания при 460°C второго слоя ПКТ InAs барьерным слоем AlAs толщиной 10 нм; *f* — после наращивания слоя GaAs при 460°C ; *g* — после наращивания второго барьерного слоя AlAs при 460°C ; *h* — после наращивания верхнего защитного слоя GaAs при 460°C .

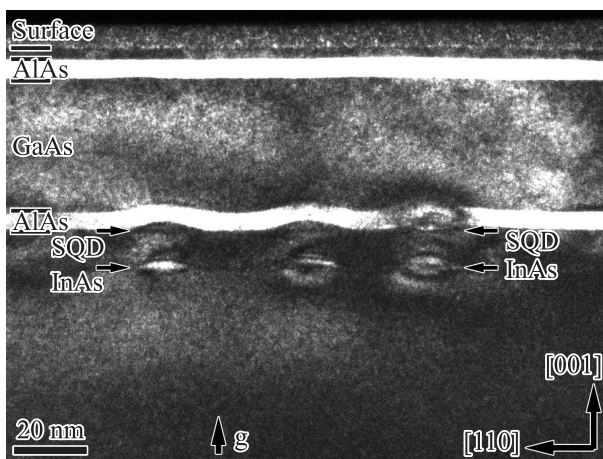


Рис. 3. Темнопольное изображение поперечного сечения ($1\bar{1}0$) контрольного образца, полученное в двухлучевых условиях с действующим дифракционным вектором $g = 002$. ПКТ (SQD) InAs отмечены стрелками.

электронной микроскопии показало, что в нем сформированы два слоя ПКТ InAs, причем расположение квантовых точек в верхнем слое пространственно коррелирует с расположением ПКТ в нижнем слое, т.е. ПКТ верхнего слоя располагаются над ПКТ нижнего слоя. Изображение поперечного сечения контрольного образца приведено на рис. 3, на котором ПКТ наблюдаются за счет смешанного „химическо“-деформационного контраста, типичного для ПКТ InAs в матрице GaAs при использовании двухлучевых условий с действующим вектором дифракции $g = 002$.

Барьерный слой AlAs, имеющий светлый контраст на рис. 3, повторяет рельеф поверхности, образовавшейся после формирования второго слоя ПКТ InAs, несколько истончаясь над вершинами ПКТ. Толщина барьерного слоя на планарных участках составляет 4.6 нм, а над вершинами ПКТ уменьшается до 3.8 нм. Истончение или даже полное отсутствие покровного слоя AlAs над ПКТ InAs на GaAs неоднократно наблюдалось [17–19] и объясняется миграцией атомов алюминия от вершины ПКТ из-за упругой релаксации, делающей встраивание атомов Al в области вершины ПКТ InAs энергетически невыгодным.

Отчетливо видно, что рельеф барьерного слоя сглаживается в ходе роста слоя GaAs при 460°C , приводя к практически планарному интерфейсу между GaAs и верхним слоем AlAs, измеренная толщина которого 4.5 нм.

Протяженные структурные дефекты ни в области плоских массивов ПКТ InAs, ни в последующих слоях контрольного образца не обнаружены.

На рис. 4 представлено изображение поперечного сечения образца, содержащего слои, выращенные при низкой температуре, не подвергавшегося термообработке. На изображении видны два плоских массива ПКТ InAs, аналогичные таковым в контрольном образце. ПКТ

так же располагаются одна над другой, и их форма и размеры не отличаются от аналогичных параметров ПКТ в контрольном образце.

Барьерный слой AlAs также непланарен, повторяет рельеф, образовавшийся после формирования второго слоя ПКТ InAs, и несколько истончается над вершинами ПКТ, где его толщина становится $t_1 = 3.7\text{--}3.8$ нм вместо $t_2 = 4.2\text{--}4.6$ нм над планарными участками. Более детальное представление о рельефе барьерного слоя AlAs дает рис. 5, на котором приведено изображение в увеличенном масштабе.

В отличие от контрольного образца, в котором выращивание слоя GaAs при 460°C приводило к сглаживанию рельефа, в образце с LT-GaAs в верхнем слое AlAs проявляется непланарность, коррелирующая с рельефом нижнего слоя AlAs. Из рис. 5 видно, что слой AlAs имеет толщину 4.2 нм на планарных участках около ПКТ InAs, но истончается над вершиной ПКТ до 3.8 нм.

Еще одним существенным отличием от контрольного образца является наличие V-образных дефектов, расположенных в плоскостях $\{111\}$ и распространяющихся от нижней границы слоя до поверхности, которые можно видеть на рис. 6. Такие дефекты являются типичными при релаксации внутренних упругих напряжений в

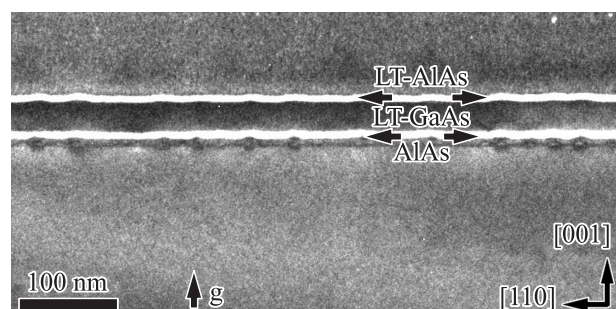


Рис. 4. Темнопольное изображение поперечного сечения ($1\bar{1}0$) образца с низкотемпературными слоями LT-AlAs, LT-GaAs, полученное в двухлучевых условиях с действующим вектором дифракции $g = 002$.

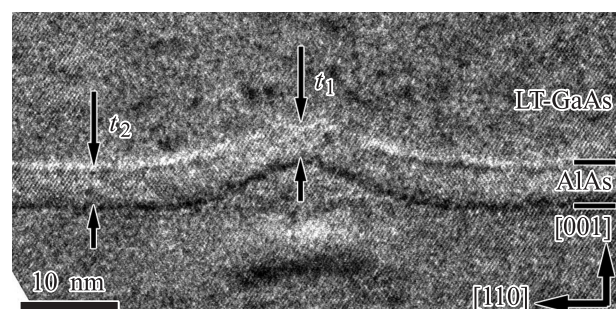


Рис. 5. Изображение того же образца, что и на рис. 4, в режиме высокого разрешения, показывающее поведение барьерного слоя AlAs в окрестности ПКТ InAs. Толщина слоя над вершиной ПКТ InAs $t_1 = 3.8$ нм, на планарном участке $t_2 = 4.2$ нм.

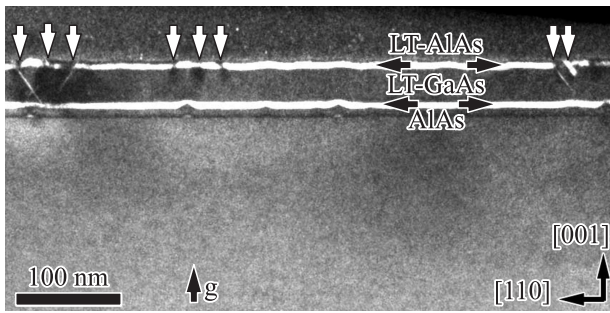


Рис. 6. Темнопольное изображение ($g = 002$) поперечного сечения $(1\bar{1}0)$ участка того же образца, что на рис. 4, демонстрирующее V-образные дефекты (отмечены белыми стрелками).

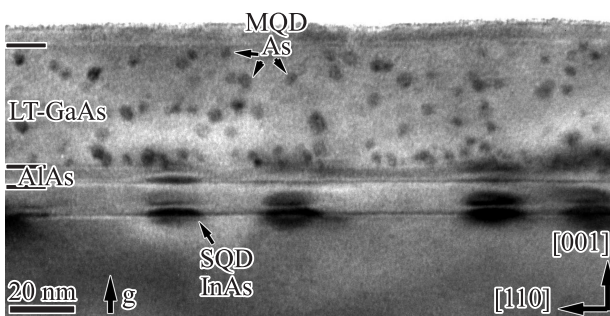


Рис. 7. Светлопольное изображение ($g = 004$) поперечного сечения образца, отожженного при 600°C . ПКТ (SQD) InAs и МКТ (MQD) As отмечены стрелками.

структурах с „захороненными“ квантовыми точками [20]. Следует отметить, что плотность обнаруженных V-образных дефектов существенно различается по площади образца. Например, на рис. 4 V-образные дефекты не наблюдаются при тех же условиях формирования изображения и в том же масштабе.

В дальнейшем для исследования взаимодействия массивов МКТ As и ПКТ InAs выбирались участки образца, не содержащие V-образных дефектов.

В образце с LT-GaAs, подвергнутом термообработке при 600°C , обнаруживаются МКТ As, возникшие вследствие преципитации избыточного мышьяка в нестехиометрическом LT-GaAs и распределенные по всему объему слоя (рис. 7).

При этом имеется заметное возрастание плотности массива МКТ As возле нижней границы LT-GaAs в окрестности ПКТ InAs с одновременным ее уменьшением в промежутках между ПКТ. Типичный размер МКТ As составляет от 3.2 до 4.6 нм. Обнаруженное сосредоточение МКТ As возле нижней границы LT-GaAs в окрестности ПКТ InAs после термообработки при 600°C свидетельствует о влиянии локальных деформационных полей, вносимых ПКТ InAs, на самоорганизацию МКТ As в области LT-GaAs, прилегающей к плоскому массиву ПКТ InAs и отделенной от него тонким (~ 5 нм) барьерным слоем AlAs.

Как следует из выявленных характеристик массива МКТ As в образце, прошедшем термообработку при 600°C , размер МКТ, группирующихся возле ПКТ InAs, значительно меньше размера ПКТ, что приводит к существованию нескольких МКТ возле одной ПКТ. Кроме того, в объеме слоя LT-GaAs также имеются равномерно распределенные МКТ As с размером, практически равным размеру МКТ, расположенных в окрестности ПКТ. Очевидно, что массив МКТ As находится на начальной стадии коалесценции, и возможность модифицировать его характеристики состоит в усилении коалесценции посредством повышения температуры термообработки.

На рис. 8 представлено изображение поперечного сечения образца, подвергнутого термообработке при 760°C . Как можно видеть, с повышением температуры термообработки в структуре образца произошли радикальные изменения. Прежде всего наблюдается скопление больших по размеру МКТ As в окрестности ПКТ InAs при практически полном их отсутствии в объеме LT-GaAs, что свидетельствует о сильной степени коалесценции в массиве МКТ и „притягивающем“ действии ПКТ в этом процессе. Видно также, что часть МКТ As располагается в области между двумя (верхней и нижней) вертикально-коррелированными ПКТ InAs. МКТ имеют большой разброс по размерам: от ~ 5 до ~ 24 нм, причем наиболее крупные из них локализованы в разделительном слое GaAs между верхним и нижним планарными массивами ПКТ InAs. Одна из таких МКТ отчетливо наблюдается на изображении (рис. 8). Видно, что она имеет грани, совпадающие с плоскостями $\{111\}$ и (001) матрицы GaAs. Размер наиболее крупной МКТ As составляет 21–25 нм.

Еще одной особенностью является отсутствие сильного светлого контраста от барьерного слоя AlAs вблизи вершин некоторых верхних ПКТ InAs, что наиболее выражено в местах, где МКТ проникли под барьерный слой. Очевидно, в этих местах в барьерном слое образовались перфорации, в то время как на участках между соседними верхними ПКТ InAs целостность слоя не нарушена.

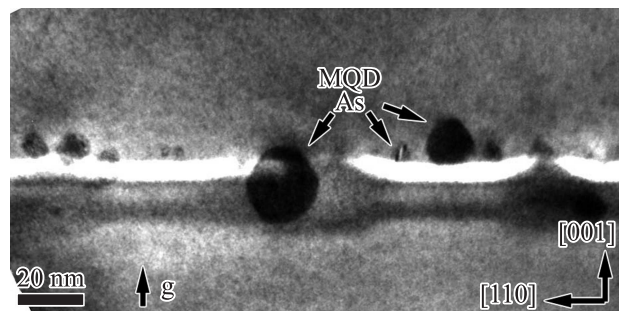


Рис. 8. Темнопольное изображение ($g = 002$) поперечного сечения образца, отожженного при 760°C . Стрелки указывают вблизи МКТ As. Светлый контраст соответствует барьерному слою AlAs.

Кроме того, следует обратить внимание на то, что специфический контраст, связанный с ПКТ InAs, сильно ослаблен и смазан.

Исчезновение барьерного слоя AlAs над ПКТ InAs после высокотемпературной (760°C) термообработки вызвано, очевидно, стремлением системы к снижению упругих напряжений и соответственно диффузией атомов алюминия от вершины ПКТ InAs, инициированной сосредоточением растягивающих внутренних напряжений в окрестности апекса ПКТ, что делает пребывание там атомов Al с малым ковалентным радиусом энергетически невыгодным.

Разрушение диффузионного барьера в свою очередь открывает возможность диффузии мышьяка, достраивающего МКТ в процессе коалесценции, в область ПКТ InAs. В силу того что длина связи As–As (0.252 нм) больше, чем Ga–As (0.244 нм), мигрирующие к МКТ атомы мышьяка локализуются в области концентрации растягивающих внутренних напряжений в матрице GaAs между верхней и нижней вертикально-коррелированными ПКТ InAs. В результате центр МКТ, исходно находившийся над ПКТ InAs за барьерным слоем, по мере ее роста смещается в разделительный слой GaAs между двумя планарными массивами ПКТ InAs, что и наблюдается на электронно-микроскопических изображениях.

Наконец, деформационно-усиленная диффузия алюминия и мышьяка в окрестности ПКТ InAs интенсифицирует диффузионное перемешивание Ga–In, размывающее ПКТ и ослабляющее связанный с ней контраст на электронно-микроскопическом изображении.

4. Заключение

Структурные исследования эпитаксиальных гетерокомпозиций на основе GaAs с массивами квантовых точек различных типов, разделенных тонким барьерным слоем AlAs, выявили несколько обстоятельств, существенных для формирования близко расположенных пар МКТ As и ПКТ InAs. Во-первых, поверхностный рельеф барьерного слоя AlAs, повторяющий рельеф слоя ПКТ InAs, вызывает формирование V-образных дефектов при зарастивании при низкой температуре (180°C). Во-вторых, в случае, когда удается избежать V-образных дефектов, концентрация механических напряжений вблизи ПКТ InAs способствует формированию при отжиге скоплений МКТ As в матрице GaAs вблизи гетерограницы с барьерным слоем AlAs, закрывающим ПКТ InAs. В-третьих, некоторое истончение слоя AlAs вблизи вершин ПКТ InAs и концентрация механических напряжений в этой области приводит к перфорации слоя AlAs при отжиге при высокой температуре (760°C) и диффузии МКТ As за пределы слоя LT-GaAs в область сопряженных пар ПКТ InAs.

Работа выполнена при поддержке Российской академии наук и Российского фонда фундаментальных исследований.

Список литературы

- [1] V.M. Shalaev. *Nature Photonics*, **1** (1), 41 (2007).
- [2] M. Achermann. *J. Phys. Chem. Lett.*, **1** (19), 2837 (2010).
- [3] M.T. Cheng, S.D. Liu, H.J. Zhou, Z.H. Hao, Q.Q. Wang. *Optics Lett.*, **32** (15), 2125 (2007).
- [4] W. Zhang, A.O. Govorov, G.W. Bryant. *Phys. Rev. Lett.*, **97**, 146 804 (2006).
- [5] H.A. Atwater, A. Polman. *Nature Materials*, **9** (3), 205 (2010).
- [6] T.D. Ladd, F. Jelezko, R. Laflamme, Y. Nakamura, C. Monroe, J.L. O'Brien. *Nature*, **464** (7285), 45 (2010).
- [7] В.Н. Kim, С.Н. Cho, J.S. Mun, М.К. Kwon, Т.У. Park, J.S. Kim, С.С. Byeon, J. Lee, S.J. Park. *Advanced Mater.*, **20** (16), 3100 (2008).
- [8] M.L. Andersen, S. Stobbe, A.S. Sørensen, P. Lodahl. *Nature Phys. Lett.*, **7**, 215 (2010).
- [9] I.N. Stranski, L. Krastanow. *Monatshefte für Chemie*, **71** (1), 351 (1937).
- [10] Q. Xie, A. Madhukar, P. Chen, N.P. Kobayashi. *Phys. Rev. Lett.*, **75** (13), 2542 (1995).
- [11] M.R. Melloch, N. Otsuka, J.M. Woodall, A.C. Warren, J.L. Freeouf. *Appl. Phys. Lett.*, **57** (15), 1531 (1990).
- [12] Н.А. Берг, 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. *ФТП*, **35** (10), 2609 (1993).
- [13] В.Н. Неведомский, Н.А. Берг, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **43** (12), 1662 (2009).
- [14] Н.А. Берг, А.Л. Колесникова, В.Н. Неведомский, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, А.Е. Романов, В.М. Селезнев, Б.Р. Семягин, В.В. Чалдышев. *ФТП*, **43** (10), 1426 (2009).
- [15] В.Н. Неведомский, Н.А. Берг, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **45** (12), 1642 (2011).
- [16] N.A. Cherkashin, A. Claverie, C. Bonafos, V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semiyagin, P. Werner. *J. Appl. Phys.*, **102**, 023 520 (2007).
- [17] Q. Xie, P. Chen, A. Madhukar. *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 2051 (1994).
- [18] A.F. Tsatsul'nikov, A.R. Kovsh, A.E. Zhukov, Yu.M. Shernyakov, Yu.G. Musikhin, V.M. Ustinov, N.A. Bert, P.S. Kor'ev, Zh.I. Alferov, A.M. Mintairov, J.L. Merz, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. *J. Appl. Phys.*, **88**, 6272 (2000).
- [19] C.M. Tey, H.Y. Liu, A.G. Cullis, I.M. Ross, M. Hopkinson. *J. Cryst. Growth*, **285**, 17 (2005).
- [20] K. Sears, J. Wong-Leung, H.H. Tan, C. Jagadish. *J. Appl. Phys.*, **99**, 113 503 (2006).

Редактор Л.В. Шаронова

Electron microscopy of GaAs structures with InAs and As quantum dots separated by an AlAs barrier

V.N. Nevedomskiy, N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, V.V. Preobrazhenskiy, M.A.Putyato*, B.R.Semyagin**

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

* Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, 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 coupled pairs of SQDs separated by a 10 nm thick spacer. In order to separate the SQD and MQD arrays and prevent the InAs from diffusion intermixing, the InAs SQD array was overgrown by an AlAs barrier layer, which was 5 or 10 nm thick, after that a layer of GaAs was grown at low temperature (180°C). An array of As MQDs was formed in the arsenic-rich layer of low-temperature-grown GaAs by post-growth anneals at 400–760°C for 15 min. It was determined that the AlAs barrier layer has a surface relief corresponding to the relief of the underlying layer with InAs SQDs. Presence of such relief led to the formation of V-shaped structure defects when overgrown by a GaAs layer. In addition we revealed that the AlAs layer becomes thinner on the tops of InAs SQDs. The AlAs barrier layer is shown to efficiently prevent the out-diffusion of excess As upon annealing at the temperature below 600°C. However, the concentration of the mechanical stresses and lower thickness of the AlAs barrier layer near the tops of InAs SQDs result in local breaks of the barrier and diffusion of As MQDs into the region of coupled pairs of InAs SQDs at higher annealing temperatures.