

06

## In situ формирование нанодоменов InGaAs на поверхности (Al, Ga)As

© И.Л. Крестников, Н.А. Черкашин, Д.С. Сизов, Д.А. Бедарев,  
И.В. Кочнев, В.М. Ланратов, Н.Н. Леденцов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург  
E-mail: igov@beam.ioffe.vssi.ru

Поступило в Редакцию 30 октября 2000 г.

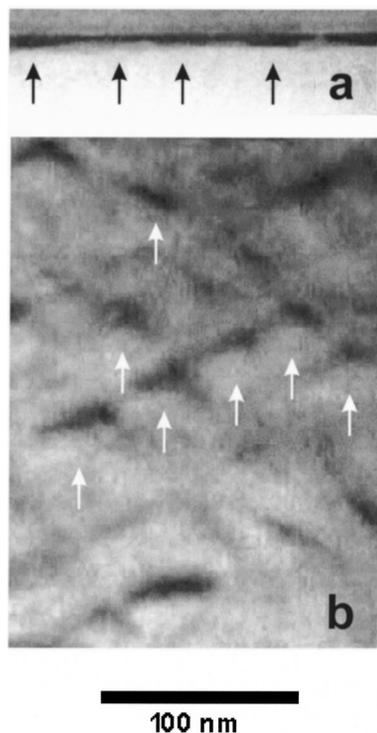
Предложен новый способ получения InGaAs нанодоменов на GaAs или (Al,Ga)As. В процессе газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на поверхности подложки осаждается слой толщиной выше критической для образования дислокаций. InGaAs покрывается тонким AlAs, и осуществляется отжиг при повышенной температуре. В результате "отгалкивания" AlAs от пластически-релаксированных областей вблизи дислокаций и его высокой температурной стабильности испарению подвергаются только области, содержащие дефекты. Эффекты самоорганизации стимулируют образование упорядоченного массива когерентных нанодоменов, которые могут быть использованы для получения захороненных низкоразмерных наноструктур и (или) наногетероэпитаксии.

В последнее время наблюдается заметный прогресс в разработке приборов полупроводниковой микро- и оптоэлектроники методами самоорганизации [1]. Особенно очевидны успехи в создании длинноволновых ( $1.3 \mu\text{m}$ ) лазеров на основе квантовых точек (КТ) на GaAs подложках [2–4]. Этот прогресс обусловлен развитием технологии получения трехмерных КТ методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) [5] или газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (ГФЭ МОС) [6] с использованием роста по механизму Странского-Крастанова. Лазерные структуры с ГФЭ МОС квантовыми точками демонстрировали высокую температурную стабильность порогового тока при температурах вблизи комнатной [7]. Помимо эффектов, связанных с изменением спектра плотности состояний, КТ могут также заметно подавлять транспорт неравновесных носителей в плоскости поверхности и подавлять, таким образом, безызлучательную рекомбинацию

на поверхностях фасеток, приводящую к их перегреву, а также рост дислокаций, стимулированный безызлучательной рекомбинацией.

В этой работе мы предлагаем новый способ формирования InGaAs нанодоменов, качественно отличающийся от механизма роста по Странскому–Крастанову (Stranski–Krastanow) или Фольмер–Веберу (Volmer–Weber). В указанном методе на поверхности AlGaAs слоя осаждается InGaAs квантовая яма (КЯ) с толщиной, превышающей критическую. Из-за рассогласования параметров решетки образуется сетка дислокаций. Затем InGaAs КЯ со сформированной сеткой дислокаций прикрывается тонким AlAs слоем. Этот слой образует сплошное покрытие только в бездислокационных участках, в которых сохраняется параметр решетки AlGaAs буфера, равный параметру решетки GaAs. В местах скопления дислокаций происходит сброс напряжений биаксиально-сжатого слоя InGaAs и, как следствие, изменение параметра решетки, который становится больше параметра решетки GaAs (AlAs). Таким образом, формируется структура, в которой бездефектные участки InGaAs КЯ прикрыты тонким AlAs слоем, в то время как дислоцированные участки остаются открытыми. Дальнейший высокотемпературный отжиг приводит к тому, что неприкрытые InGaAs дислоцированные участки испаряются, а прикрытые AlAs участки InGaAs формируют бездефектные нанодомены, которые могут быть в дальнейшем зарощены (Al, Ga)As или использоваться для наногетероэпитаксии.

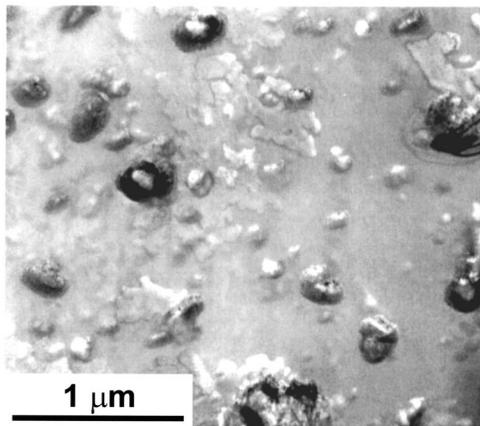
Структуры, исследованные в этой работе, были выращены методом ГФЭ МОС на GaAs подложках с ориентацией (001). Триметил галлия, триметил алюминия, триметил индия и арсин использовались как источники основных соединений. Буферный  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$  слой был выращен при температуре  $750^\circ\text{C}$ , а осаждение  $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$  КЯ толщиной 20 nm производилось при  $600^\circ\text{C}$ . Температура снижалась без остановки роста прямо в процессе выращивания AlGaAs буферного слоя. Тонкий слой AlAs с толщиной  $\sim 2$  nm также осаждался при  $600^\circ\text{C}$ . Последующий высокотемпературный отжиг производился при  $750^\circ\text{C}$  в течение 2 min в атмосфере водорода без подачи в реактор как материалов третьей группы, так и арсина. После отжига сформированная структура зарощивалась  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$  слоем при температуре  $750^\circ\text{C}$ . Для предотвращения безызлучательной рекомбинации носителей на поверхности структуры и у подложки активная область была отсечена от этих интерфейсов  $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$  барьерами. В данной работе были исследованы структуры как с наличием тонкого прикрывающего AlAs слоя, так и с его отсутствием.



**Рис. 1.** Электронно-микроскопические изображения (ЭМИ) на просвет для структуры с AlAs покрывающим слоем (поперечное сечение (a) и вид сверху (b)). Стрелками показаны нанодомены.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) осуществлялась на микроскопе PHILIPS EM 420 при ускоряющем напряжении 100 kV. Фотолюминесцентные (ФЛ) измерения проводились при комнатной температуре. Возбуждение осуществлялось  $\text{Ar}^+$  лазером, сфокусированным на образце. Излучение детектировалось монохроматором МДР-23 и охлаждаемым ФЭУ-83, включенным в схему счета фотонов.

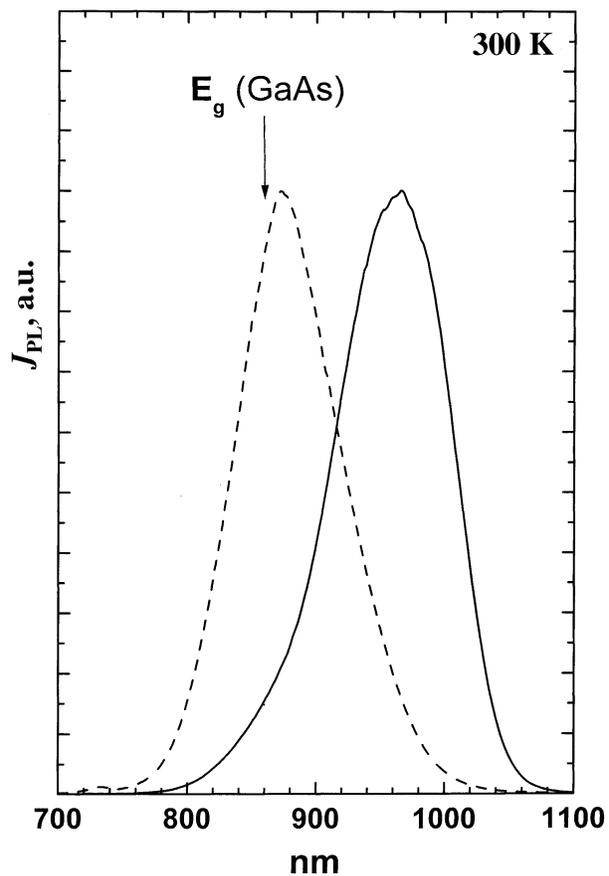
На рис. 1 представлены изображения ПЭМ для структуры с AlAs покрывающим слоем. Наблюдается четкое образование доменов как в изображении с поверхности, так и в поперечном сечении. Размеры



**Рис. 2.** ЭМИ на просвет для структуры без AlAs покрывающего слоя (вид сверху). Ясно видно формирование дефектных кластеров и индиевых капель.

доменов колеблются от 20–30 до 50–60 nm. Как можно заметить из изображения поперечного сечения, нанодомены имеют грибовидную форму, что, по-видимому, объясняется упругой релаксацией напряжений в верхней части InGaAs нанодомена, за счет выгибания его верхней части в вытравленное во время отжига пустое пространство, замедляющей скорость испарения InGaAs [8]. Таким образом, можно предполагать, что верхняя часть нанодомена имеет параметр решетки, близкий к параметру решетки InGaAs. Это может быть использовано для роста на вершине нанодоменов InGaAs внедрений с высоким составом по индию и/или большой толщиной для получения структур, излучающих в диапазоне 1.3 или 1.55  $\mu\text{m}$ . Форма нанодоменов не соответствует характерному рисунку дислокаций в пластически-релаксированных слоях InGaAs на GaAs подложках, но близка к таковой в указанных слоях после высокотемпературного отжига *ex situ* [9].

Критическим параметром для формирования упорядоченного массива нанодоменов является присутствие прикрывающего AlAs слоя для защиты InGaAs КЯ во время отжига. При его отсутствии происходит испарение InAs с образованием на поверхности индиевых капель, как это следует из ПЭМ изображения с поверхности структуры без AlAs покрытия (рис. 2). При этом энергия кванта максимума интенсивности



**Рис. 3.** Нормированные спектры фотолюминесценции для структуры с AlAs покрывающим слоем (сплошная линия) и для структуры без AlAs слоя (пунктирная линия).

ФЛ (рис. 3, пунктирная линия) близка к ширине запрещенной зоны GaAs, в то время как линия ФЛ структуры с AlAs покрывающим слоем (рис. 3, сплошная линия) сдвинута в длинноволновую сторону и уширена за счет разброса нанодоменов по латеральным размерам.

Таким образом, в ходе исследований было показано, что высокотемпературный отжиг дислоцированной InGaAs КЯ, покрытой тонким AlAs слоем, приводит к образованию упорядоченного массива бездефектных нанодоменов, который может быть использован в качестве активной области оптоэлектронных приборов и (или) для последующей наногетероэпитаксии.

Работа поддержана грантами РФФИ и Volkswagen Foundation.

## Список литературы

- [1] *Bimberg D., Grundmann M., Ledentsov N.N.* Quantum Dot Heterostructures. John Wiley & Sons, Chichester, 1999. 328 p.
- [2] *Huffaker D.L., Park G., Zou Z., Shchekin O.B., Deppe D.G.* // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 73. P. 2564.
- [3] *Shernyakov Yu.M., Bedarev D.A., Kondrat'eva E.Yu., Kop'ev P.S., Kovsh A.R., Maleev N.A., Maximov M.V., Ustinov V.M., Volovik B.V., Zhukov A.E., Alferov Zh.I., Ledentsov N.N., Bimberg D.* // Electron. Lett. 1999. V. 35. P. 898.
- [4] *Liu G.T., Stintz A., Li H., Malloy K.J., Lester L.F.* // Electron. Lett. 1999. V. 35. P. 1163.
- [5] *Ustinov V.M., Maleev N.A., Zhukov A.E., Kovsh A.R., Egorov A.Yu., Lunev A.V., Volovik B.V., Krestnikov I.L., Musikhin Yu.G., Bert N.A., Kop'ev P.S., Alferov Zh.I.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74. P. 2815.
- [6] *Ledentsov N.N., Maximov M.V., Bimberg D., Maka T., Sotomayor Torres C.M., Kochnev I.V., Krestnikov I.L., Lantratov V.M., Cherkashin N.A., Musikhin Yu.M., Alferov Zh.I.* // Semiconductor Science and Technology. 2000. V. 15. P. 604.
- [7] *Maximov M.V., Kochnev I.V., Shernyakov Yu.M., Zaitsev S.V., Gordeev N.Yu., Tsatsul'nikov A.F., Sakharov A.V., Krestnikov I.L., Kop'ev P.S., Alferov Zh.I., Ledentsov N.N., Bimberg D., Kosogov A.O., Werner P., Gösele U.* // Jpn. J. Appl. Phys. 1997. V. 36. P. 4221.
- [8] *Turco F., Guillaume J.C., Massies J.* // J. Cryst. Growth. 1988. V. 88. P. 282.
- [9] *Beanland R., Lourenco M.A., Homewood K.P.* // Microscopy of Semiconductor Materials. Eds: A.G. Gullis, J.L. Hutchinson, Inst. Phys. Conf. Series 1997. V. 157. IoP. P. 145–148.