

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°C , а осаждение $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ КЯ толщиной 20 nm производилось при 600°C . Температура снижалась без остановки роста прямо в процессе выращивания AlGaAs буферного слоя. Тонкий слой AlAs с толщиной ~ 2 nm также осаждался при 600°C . Последующий высокотемпературный отжиг производился при 750°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°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.

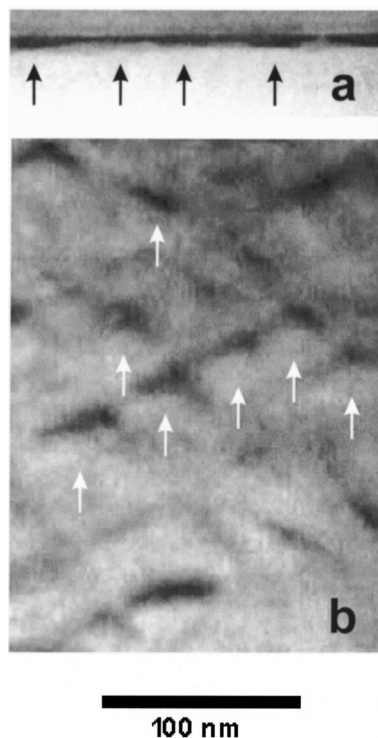


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения (ЭМИ) на просвет для структуры с AlAs покрывающим слоем (поперечное сечение (a) и вид сверху (b)). Стрелками показаны нанодомены.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) осуществлялась на микроскопе PHILIPS EM 420 при ускоряющем напряжении 100 kV. Фотолюминесцентные (ФЛ) измерения проводились при комнатной температуре. Возбуждение осуществлялось 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

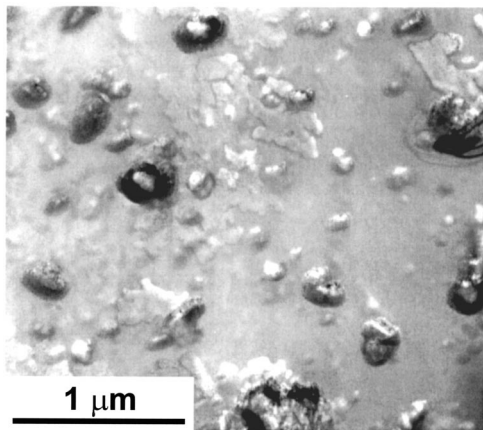


Рис. 2. ЭМИ на просвет для структуры без AlAs покрывающего слоя (вид сверху). Ясно видно формирование дефектных кластеров и индиевых капель.

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 μm . 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

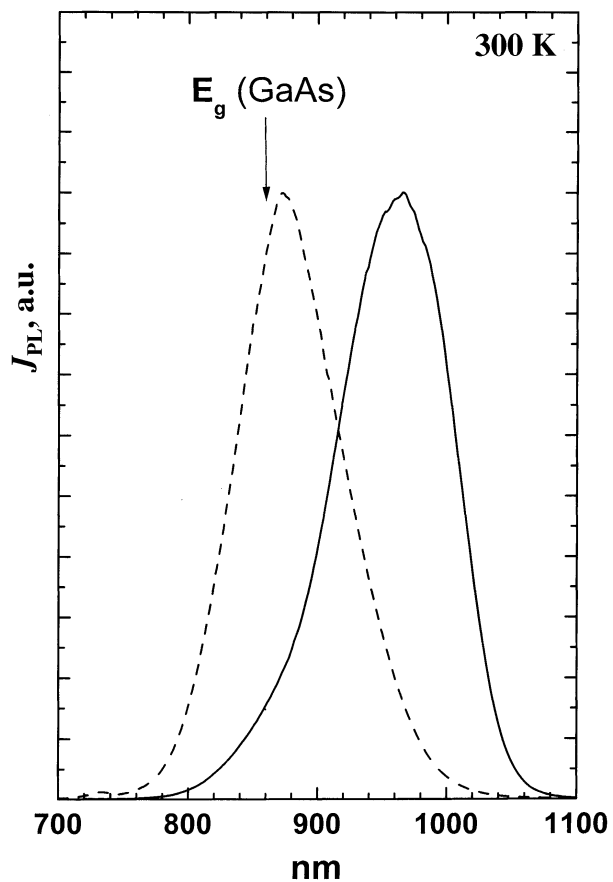


Рис. 3. Нормированные спектры фотолюминесценции для структуры с AlAs покрывающим слоем (сплошная линия) и для структуры без AlAs слоя (пунктирная линия).

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.