

06:12
©1993

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА GaAs/AlGaAs КВАНТОВОРАЗМЕРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ МПЭ НА ВИЦИНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ GaAs (100)

*В.Б.Губанов, Г.М.Гурьянов, Н.Н.Леденцов,
В.Н.Петров, Ю.Б.Самсоненко, Г.Э.Цырлин*

Выращивание GaAs/AlGaAs гетероструктур на вицинальных поверхностях представляет значительный интерес поскольку позволяет как улучшить их оптические свойства [1], так и создавать структуры с размерностью ниже, чем $2 \text{ [}^{2,3}\text{]}$. Открытие явления спонтанного формирования упорядоченных массивов микрофасеток на поверхности и реализация “корругированных” сверхрешеток (КСР) [4] на поверхностях с высоким индексом Миллера при молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), а также возможность получения упорядоченных массивов фасеток и КСР на вицинальных поверхностях GaAs (100) [5] при газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений открывают новые возможности как в исследовании фундаментальных свойств поверхности, так и в физике и технологии полупроводников. Вместе с тем в литературе отсутствуют данные о влиянии технологических параметров роста на люминесцентные свойства квантоворазмерных гетероструктур, получаемых на вицинальных поверхностях. Целью данной работы было выяснение влияния температуры подложки на оптические свойства гетероструктур GaAs/AlGaAs, выращенных на вицинальных поверхностях GaAs (100).

Структуры выращивались методом МПЭ на установке ЭП-1203 на подложках GaAs(100), разориентированных по направлению к (110) на 3° . Все исследованные структуры выращивались на буферном слое GaAs толщиной 0.5 мкм при скоростях роста GaAs 0.63 мкм/ч и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ — 0.92 мкм/ч ($x = 0.3$). Скорость роста калибровалась непосредственно перед экспериментами на специальном образце с помощью системы регистрации интенсивности рефлексов дифракции быстрых электронов на отражение при энергии первичного пучка 12.5 кэВ, что соответствовало антибрегговскому условию дифракции.

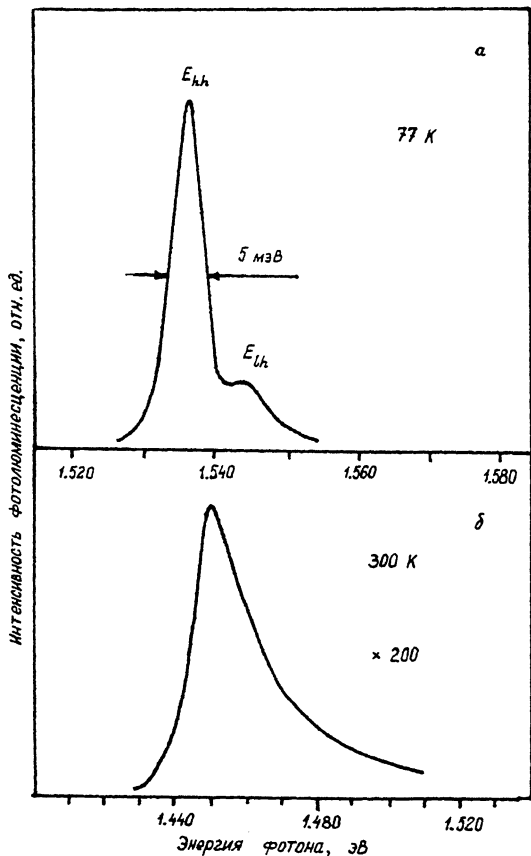


Рис. 1. Спектры ФЛ при 77 К (а) и 300 К (б) структуры с квантовыми ямами GaAs/AlGaAs. Плотность возбуждения 1 Вт/см^{-2} , энергия возбуждающего кванта 1.959 эВ.

На рис. 1 приведен спектр фотолюминесценции (ФЛ) для структуры с набором квантовых ям, состоящей из 50 пар чередующихся слоев GaAs и $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ толщиной 113 \AA каждый. Гетероструктура была выращена при температуре подложки $T_s = 600^\circ \text{C}$. Высокая эффективность излучательной рекомбинации при 77 К и малая ширина линии ФЛ (4–5 мэВ), а также выраженное разделение линий экситонов, образованных с участием легких и тяжелых дырок свидетельствует о высоком структурном совершенстве и низкой концентрации мелких и глубоких примесей.

Как было отмечено в [1], при росте на вицинальных поверхностях удается получить совершенные гетероструктуры GaAs/AlGaAs даже в так называемом “запрещенном” диапазоне режимов роста [6]. Для исследования свойств структур, полученных в технологических режимах, приводящих к появлению на поверхности AlGaAs сегрегационного слоя галлия, ($T_s \sim 650^\circ$ С, умеренные потоки мышьяка) нами выращивалась структура, состоящая из одиночной квантовой ямы GaAs. При этом поток атомов на поверхность и время выращивания квантоворазмерного слоя по сравнению с предыдущей структурой не изменялись. Квантовая яма была ограничена короткопериодичной сверхрешеткой GaAs/AlGaAs (20 пар слоев с каждой стороны ямы толщиной 30\AA каждый) для уменьшения относительной роли эффектов, связанных с накоплением атомов Ga и примесей на поверхности [7].

Спектр ФЛ этой структуры, снятый при 77 К, приведен на рис. 2, а. Сдвиг уровня размерного квантования в сторону больших энергий обусловлен уменьшением эффективной толщины слоя GaAs до 88\AA , что связано с испарением атомов галлия при высоких температурах подложки. Несмотря на то, что эффективность излучательной рекомбинации при 77 К в указанной структуре высока, большая ширина линии экситонной люминесценции (9–12 мэВ) и резкое (более чем на 3 порядка) уменьшение интенсивности ФЛ при повышении температуры наблюдения до комнатной свидетельствуют как о существенном возрастании роли морфологической неоднородности гетерограниц, так и об увеличении концентрации центров безызлучательной рекомбинации.

Повышение температуры подложки до 680° С приводит к испарению “плавающего” слоя Ga [6] и свойства гетероструктур и слоев существенно улучшаются. Это особенно очевидно для слоев AlGaAs. На рис.2,б представлен спектр ФЛ слоя $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$, легированного Si до концентрации $3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, выращенного при $T_s = 680^\circ$ С. Характерной особенностью спектра является малая полуширина на половине высоты со стороны длинноволнового края линии ФЛ (~ 3 мэВ), что свидетельствует об исключительно высоком кристаллографическом совершенстве и однородности состава твердого раствора. Следует отметить, что аналогичный по форме спектр был получен и для GaAs, легированного кремнием до той же концентрации.

Таким образом, согласно нашим данным, при выращивании квантоворазмерных гетероструктур на вицинальной поверхности GaAs(100) при низких и умеренных температурах подложки общие закономерности механизмов роста являются теми же, что и в случае сингулярных поверхностей. Вы-

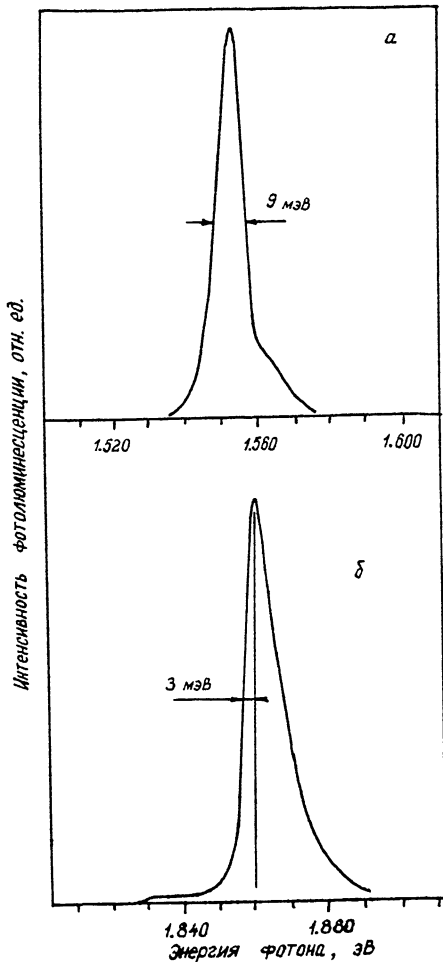


Рис. 2. Спектры ФЛ при 77 К. *а* — структуры с одиночной квантовой ямой, ограниченной короткопериодической сверхрешеткой, выращенной в “запрещенном” диапазоне условий роста; *б* — слоя AlGaAs, легированного кремнием, выращенного при температуре подложки 680° С. Плотность возбуждения 1 Вт/см⁻², энергия кванта 1.959 эВ.

ращивание структур в так называемом “запрещенном” диапазоне условий роста ($T_s = 600 - 670^\circ \text{C}$) приводит к деградации люминесцентных свойств, что отчасти противоречит результатам работы [1]. При высоких температурах подложки (680° С) качества структур резко улучшается. Особенно сильно это заметно для слоев AlGaAs, выращенных на вицинальных поверхностях и обладающих исключительно высокими люминесцентными свойствами.

Список литературы

- [1] *Chen H.Z., Ghaffari A., Markoc. H., Yariv A.* // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 51. N 25. P. 2094-2096.
- [2] *Tsuchiya M., Gaines J.M., Yan R.H., Simes R.J., Holtz P.O., Coldren L.A., Petroff P.M.* // Phys. Rev. Lett. 1989. V. 62. N 2. P. 466-469.
- [3] *Brandt O., Tapfer L., Ploog K., Bierwolf R., Horenstein M., Phillip F., Lage H., Heberle A.* // Phys. Rev. B. 1991. V. 44. N 15. P. 8043-8053.
- [4] *Nötzel R., Ledentsov N.N., Däweritz L., Horenstein M., Ploog K.*, // Phys. Rev. Lett. 1991. V. 67. N 27. P. 3812-3815.
- [5] *Kasv M., Kobayashi N.* // Appl. Phys. Lett. 1993. V. 62. N 11. P. 1262-1264.
- [6] *Ivanov S.V., Kop'ev P.S., Ledentsov N.N.* // J. Cryst. Growth. 1991. V. 111. P. 151-161.
- [7] *Ivanov S.V., Kop'ev P.S., Meltser B.Ya., Ledentsov N.N., Ustinov V.M., Vasiliev A.M.* // Phys. Stat. Sol.(a). 1990. V. 118. P. 169-178.

Поступило в Редакцию
8 сентября 1993 г.

Институт
аналитического приборостроения
РАН
Санкт-Петербург
Физико-технический институт
им.А.Ф.Иоффе РАН
Санкт-Петербург
