

06

Исследование оптических свойств сверхрешеток InAs/InGaAsN/GaAsN с компенсацией напряжений

© В.В. Мамутин, О.В. Бондаренко, А.П. Васильев, А.Г. Гладышев,
А.Ю. Егоров, Н.В. Крыжановская, В.С. Михрин, В.М. Устинов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург
E-mail: mamutin@narod.ru, mamutin@mail.ru

Поступило в Редакцию 21 ноября 2006 г.

Проведены исследования оптических свойств гетероструктур, состоящих из квантовых ям (КЯ) InAs/InGaAsN, помещенных в сверхрешетки GaAsN/InGaAsN с компенсацией напряжений (strain-compensated). Показано, что использование таких сверхрешеток с различным дизайном и толщинами слоев, а также дополнительных монослойных вставок InAs позволяет изменять длину волны излучения квантовых ям InGaAsN в диапазоне 1.3–1.6 μm при комнатной температуре без ухудшения излучательных характеристик, что открывает дополнительные перспективы создания лазеров в телекоммуникационной области длин волн на подложках арсенида галлия.

PACS: 73.21.Cd, 73.21.Fg, 73.40.Kp, 78.68.De, 78.67.Pt.

Введение. Исследование свойств сверхрешеток (СР) на основе азотосодержащих соединений GaAsN/InGaAsN вызвано их уникальными физическими свойствами и возможностью создания лазеров на подложках GaAs в телекоммуникационной области длин волн 1.3–1.55 μm [1–3] в качестве альтернативы системе InGaAsP на подложках InP [4]. Однако использование сравнительно больших концентраций азота ($\geq 3\%$) и индия ($\geq 35\%$), необходимых для достижения требуемой длины волны излучения (до 1.55 μm) [5] в активной области лазеров, приводит к ухудшению лазерных характеристик за счет образования неоднородностей состава по индию и азоту. Увеличение концентрации азота вызывает и такой нежелательный эффект, как усиление сегрегации индия [6], поэтому в приборных структурах желательнее снижение средней концентрации азота при сохранении нужной длины волны.

Для уменьшения мольной доли азота в квантовых ямах (КЯ) активных областей предлагались различные дизайны структур с дополнительными слоями, например GaAsN [2], в которых помещается рабочая КЯ InGaAsN. Использовались также напряженные КЯ для достижения длины волны $1.3\ \mu\text{m}$ [3]. Недавно была предложена оригинальная методика изменения длины волны излучения в области от 1.2 до $1.6\ \mu\text{m}$ с использованием напряженно-компенсированных сверхрешеток GaAsN/InGaAsN [7].

В данной работе представлены исследования излучательных свойств напряженно-компенсированных (strain-compensated) сверхрешеток, состоящих из слоев GaAsN/InGaAsN с разными знаками напряжений относительно подложки GaAs, различного дизайна, с КЯ InGaAsN, излучающими в области $1.4\text{--}1.6\ \mu\text{m}$ при комнатной температуре.

Эксперимент. Исследованные структуры выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на установке RIBER-32 с плазменным источником азота с радиочастотным разрядом (Applied Epi UNI-Bulb RF Plasma Source) на подложках GaAs (001). Температуры подложки при росте азотсодержащих слоев находились в области $350\text{--}370^\circ\text{C}$. В данном случае для осаждения активной области со СР и КЯ температура подложки опускалась до $\sim 350^\circ\text{C}$. Остальная часть структуры выращивалась при $500\text{--}600^\circ\text{C}$. Активные области осаждались в середину волноводного слоя GaAs, ограниченного со стороны подложки и поверхности барьерами AlGaAs. После роста верхнего слоя AlGaAs проводился отжиг структуры в течение $\sim 5\ \text{min}$ в потоке мышьяка при температуре около 700°C . Подробнее методика выращивания описана в [8].

Планарность и качество слоев во время роста контролировались системой дифракции быстрых электронов (ДБЭ). Фотолюминесценция (ФЛ) структур возбуждалась Ar^+ -лазером, работающим в непрерывном режиме ($W = 1\text{--}1500\ \text{W/cm}^2$, $\lambda = 514\ \text{nm}$) или YAG:Nd-лазером, работающим на второй гармонике в непрерывном режиме ($W = 1500\ \text{W/cm}^2$, $\lambda = 532\ \text{nm}$). Детектирование сигнала производилось с помощью монохроматора и охлаждаемого германиевого фотодиода. Микрофотографии просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) получены на микроскопе Phillips EM 420.

Для уменьшения эффектов, связанных с присутствием атомов азота, и улучшения оптических свойств структуры между барьерами GaAs и активной КЯ InGaAsN вставлялись с двух сторон сверхрешетки

GaAsN/InGaAsN, уменьшающие напряжения и среднюю концентрацию азота во всей активной области. Для увеличения длины волны излучения до $\sim 1.6 \mu\text{m}$ в активную КЯ добавлялись тонкие (порядка одного монослоя) вставки InAs, приводившие ранее к увеличению длины волны в матрице GaAs [9].

Результаты и обсуждение. Исследовались симметричные сверхрешетки GaAsN/InGaAsN с центральной КЯ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{N}_y$ толщиной $6.2 \pm 0.1 \text{ nm}$, не превышавшей критическую для данного состава по индию ($x \sim 38\%$), составляющую $\sim 7 \text{ nm}$ [10]. Менялись количество и толщины слоев и, следовательно, напряжения в структуре при сохранении составов: содержание азота в GaAsN $y \sim 4\%$, и индия $x \sim 38\%$, и азота $y \sim 2.6\%$ в InGaAsN. Оценивались как общее напряжение в структуре, так и напряжения в сверхрешетке до и после активной КЯ по известному рассогласованию параметров решеток слоев, относительно подложки GaAs, аналогично работе [11]. Рассогласование параметров решеток слоев $\text{GaAsN}_{0.4}$ и $\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.026}$ с GaAs составляет соответственно -0.8% и $+2.14\%$ [2], что отвечает определению напряженно-компенсированных (strain-compensated) сверхрешеток, состоящих из слоев с разными знаками напряжений относительно подложки [8].

Такой подход позволяет существенно понизить концентрацию азота в активной области структуры, необходимую для достижения длины волны излучения $\sim 1.55 \mu\text{m}$ и больше, что в „обычных“ КЯ достигается только при большом содержании азота ($\geq 4\%$) и значительном (в сотни раз) снижении интенсивности фотолюминесценции [5,12].

Фотография поперечного сечения стандартной („базовой“) сверхрешетки с излучением на $\sim 1.5 \mu\text{m}$, на основе которой выращивались последующие СР, полученная с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), показана на рис. 1. Толщины слоев GaAsN/InGaAsN составляли 1.3/1.0 nm. На вставке показан профиль ширины запрещенной зоны слоев в направлении роста [001]. На ПЭМ-изображении отчетливо видна высокая планарность всех интерфейсов, подтверждающая данные, полученные из картин ДБЭ, соответствовавших планарному двумерному росту.

Тестовые структуры, состоящие из одной КЯ $\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.026}$, помещенной в матрицу GaAs без сверхрешетки и без вставки InAs, давали линию ФЛ с максимумом на длине волны $1.3 \mu\text{m}$ при комнатной температуре [12]. Когда выращивалась структура, в которой КЯ помещалась в сверхрешетку, вставленную в GaAs и состоящую

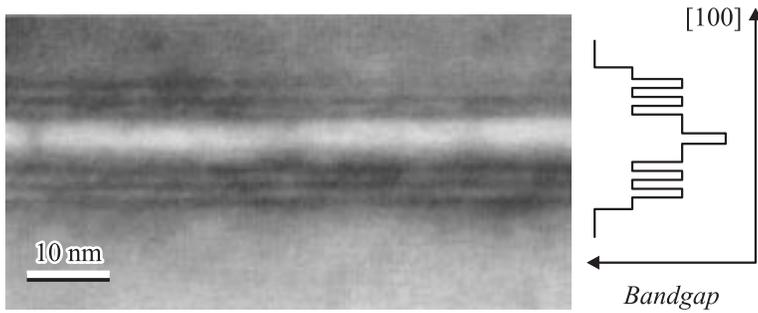


Рис. 1. Поперечное сечение активной области структуры для образца с базовой сверхрешеткой, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

из последовательности слоев $\text{GaAsN}_{0.04}/\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.026}$, это приводило к увеличению длины волны до $\sim 1.4 \mu\text{m}$. В структурах, в которых в середину $\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.026}$ КЯ дополнительно осаждали слой InAs толщиной порядка одного монослоя („базовая“ в данной работе), максимум ФЛ сдвигался еще больше в длинноволновую сторону — до $\sim 1.5 \mu\text{m}$ [8]. В данной работе проводилось выращивание несколько типов структур с различным набором толщин (0.5–0.7 nm) и количества слоев (10–30) в сверхрешетках, дающих напряжения разных знаков и величин, что обеспечивало изменение длины волны в пределах 1.4–1.6 μm . Составы слоев сохранялись постоянными, как и потоки в процессе МПЭ. В некоторых структурах вместо одной вставки InAs использовались три — в центре и по краям активной КЯ, что давало увеличение длины волны излучения еще на 20–30 nm. Исследовалась фотолюминесценция таких структур в зависимости от дизайна, и интенсивность ФЛ сравнивалась с лучшим образцом из всех предыдущих, выращенных нами в тех же условиях, с длиной волны $\sim 1.5 \mu\text{m}$ („реперным“ (reference), с интенсивностью I_0). В каждой серии образцов после калибровки потоков сначала выращивалась базовая структура (рис. 1), и дальнейшие измерения сравнивались с ее параметрами, что исключало неконтролируемые приводящие факторы при росте. На рис. 2 показано изменение длины волны и интенсивности ФЛ (I_N) относительно самого яркого образца (I_0) в зависимости от общего напряжения в структуре в узком диапазоне длин волн 1.50–1.57 μm (прямые — линейная

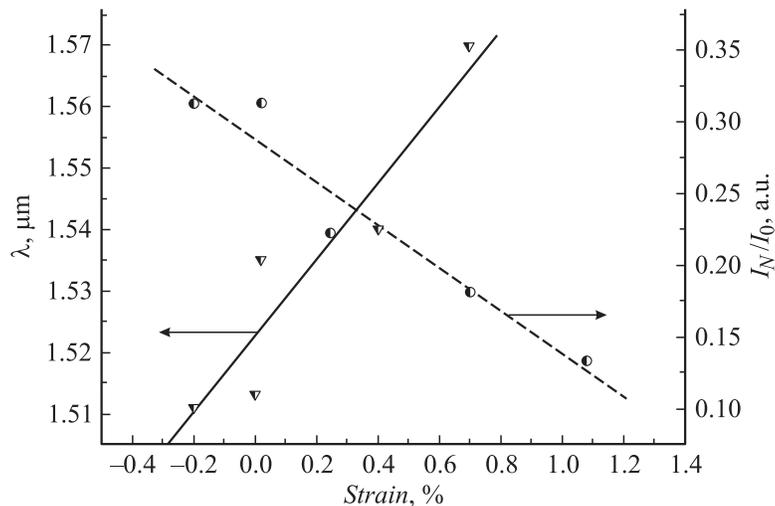


Рис. 2. Зависимость длины волны излучения и относительной интенсивности ФЛ от общего напряжения в структуре.

аппроксимация). Интегральная интенсивность не сильно отличается от реперного образца, особенно для нулевых и отрицательных напряжений. При изменении толщин только ям $\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.026}$ относительно базовой структуры при неизменных барьерах $\text{GaAsN}_{0.04}$ (1.3 nm) по направлению к центральной КЯ (1.0, 1.5, 2.0 nm) происходило заметное (в 2 раза) увеличение интенсивности ФЛ до уровня лучших образцов. Отношение интегральной интенсивности составляло $I_N/I_0 \sim 0.91$ без изменения полуширины линий ФЛ ($\sim 50\text{--}60\text{ meV}$).

На рис. 3 показана относительная интенсивность ФЛ структур в зависимости от длины волны (напряжений) для всего набора образцов, изучавшихся в данной работе. Для образцов вблизи $1.50\text{--}1.56\ \mu\text{m}$ все интенсивности ФЛ находятся на уровне $0.5\text{--}0.9$ от реперного, а для длин волн, приближающихся к $1.3\ \mu\text{m}$ и превышают в 3–4 раза. При этом полуширины (FWHM) линий ФЛ достигали $\sim 40\text{ meV}$ при комнатной температуре. Это может быть связано и с общим уменьшением доли индия и азота в более коротковолновых структурах (более совершенные твердые растворы, меньше центров безызлучательной рекомбинации) и

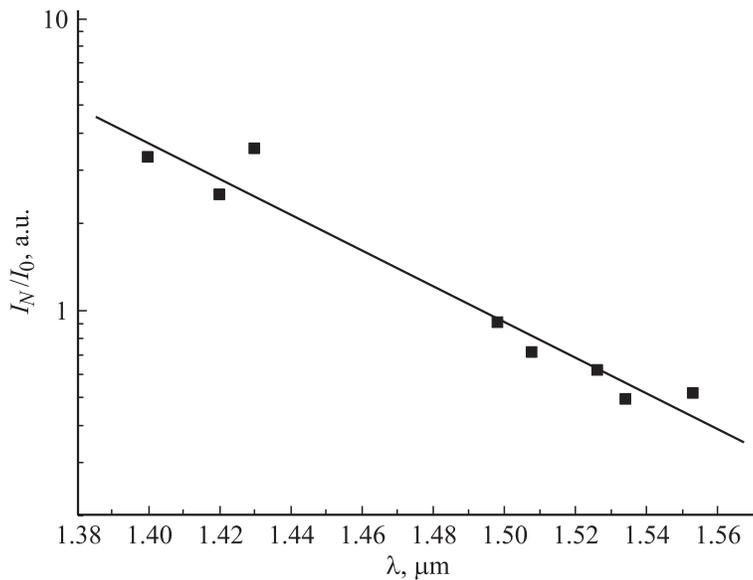


Рис. 3. Зависимость относительной интенсивности ФЛ от длины волны.

с тем, что реперный образец выбирался с ФЛ на $1.5 \mu\text{m}$ (при увеличении длины волны в азотосодержащих соединениях падает интенсивность ФЛ). Подробное исследование ФЛ проведено в работе [12].

Отдельно исследовалось влияние толщин барьеров GaAsN в сверхрешетках (и общих напряжений) на оптические свойства при неизменной толщине ям $\text{In}_{0.38}\text{GaAsN}_{0.26}$, равной 1.0 nm (центральная яма не менялась: толщина $\sim 6.2 \text{ nm}$, одна вставка InAs). Общая тенденция при увеличении толщин барьеров GaAsN_{0.04} от 1.0 до 7.0 nm — это увеличение интенсивности ФЛ (до уровня лучших образцов) и уменьшение полуширины линии ФЛ в 1.5 раза (от 85 до 55 meV при 300 K) при некотором уменьшении длины волны (от 1.58 до $1.51 \mu\text{m}$). При этом общие напряжения в структурах менялись от положительных ($+1.0\%$) до отрицательных (-0.3%). Наименьшая полуширина линии ФЛ ($\sim 50 \text{ meV}$ при 300 K) наблюдалась у образцов с отрицательным напряжением, равным -0.2% . Более подробно исследования будут опубликованы в другом месте (ФТП).

Заключение. Исследованы излучательные свойства гетероструктур InAs/InGaAsN/GaAsN с напряженно-компенсированными сверхрешетками GaAsN/InGaAsN, предназначенных для активных областей светоизлучающих (лазерных) структур в спектральном диапазоне 1.3–1.6 μm . Показано, что использование таких сверхрешеток и дополнительных вставок InAs улучшает излучательные свойства структур и позволяет достичь длины волны вплоть до $\sim 1.6 \mu\text{m}$ с меньшими средними концентрациями азота в структуре. Лучшие образцы показывали интегральную интенсивность ФЛ при комнатной температуре, в 3.5 раза превышающую ФЛ лучших реперных, и полуширины (FWHM) на уровне 40–50 meV.

Примененный метод использования сверхрешеток с компенсацией напряжений и новый дизайн структур позволяют изменять длину волны излучения в диапазоне 1.3–1.6 μm при комнатной температуре и дают возможность улучшения характеристик лазеров на подложках арсенида галлия.

Работа была выполнена при поддержке фонда РФФИ, в рамках проектов РФФИ 06-02-16958, РФФИ 04-02-16282, а также проекта Минобрнауки РФ „Полупроводниковые наноструктуры — новые физические эффекты и приборы на их основе“.

Список литературы

- [1] *Soshnikov I.P., Egorov F.Yu., Mamutin V.V., Ledentsov N.N., Kryzhanovskaya N.V., Odnoblyudov V.A., Ustinov V.M.* et al. // Semiconductors. 2004. V. 38. P. 354.
- [2] *Spruytte S.G., Larson M.C., Wampler W., Colden C.W., Peterson H.E., Harris J.S.* // Journ. Cryst. Growth. 2001. V. 506. P. 227–228.
- [3] *Chow W.W., Harris J.S., Jr.* // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82. P. 1673.
- [4] *Kondow M., Uomi K., Niwa A., Kitatni T., Watahiki S., Yazawa Y.* // Jpn. J. Appl. Phys. Part I. 1996. V. 35. P. 1273.
- [5] *Ishikawa F., Horicke M., Jahn U., Trampert A., Ploog K.* // Appl. Phys. Lett. 2006; V. 88. P. 191115; *Hugues H., Damilano B., Duboz J.-Y., Massies J.* // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 88. P. 091111.
- [6] *Liu H.F., Xiang N., Chua S.J.* // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 89. P. 071905.
- [7] *Егоров А.Ю., Мамутин В.В., Устинов В.М.* Патент РФ № 2257640. Заявка № 2004113171, приоритет от 28.04.2004.

- [8] *Mamutin V.V., Bondarenko O.V., Egorov A.Yu., Kryzhanovskaya N.V., Shernyakov Yu.M., Ustinov V.M.* // Technical Physics. Lett. 2006. V. 32. P. 229.
- [9] *Hazdra P., Voves J., Oswald J., Hulicius E., Pangrac J., Simecek T.* // J. Cr. Growth. 2003. V. 248. P. 328.
- [10] *Anderson T.G., Chen Z.G., Kulakovskii V.D., Uddin A., Vallin J.T.* // Appl. Phys. Lett. 1987. V. 51. P. 752.
- [11] *Moy A.M., Chen A.C., Cheng K.Y., Chou L.J., Hsieh K.C.* // J. Cr. Growth. 1997. V. 812. P. 175–176.
- [12] *Kryzhanovskaya N.V., Egorov A.Yu., Mamutin V.V., Polyakov N.K., Tsatsul'nikov A.F., Kovsh R.V., Ledentsov N.N., Ustinov V.M., Bimberg D.* // Semiconductors. 2005. V. 39. P. 703.