

02;06;10;12

Гетероструктуры GaAsN/GaAs и InGaAsN/GaAs, выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© А.Ю. Егоров, А.Е. Жуков, А.Р. Ковш, В.М. Устинов,
В.В. Мамутин, С.В. Иванов, В.Н. Жмерик,
А.Ф. Цацульников, Д.А. Бедарев, П.С. Копьев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 2 июля 1998 г.

Методом молекулярно-пучковой эпитаксии получены гетероструктуры GaAsN/GaAs и InGaAsN/GaAs и исследовано влияние режимов выращивания на их характеристики. Показано, что внедрение азота приводит к существенному длинноволновому сдвигу излучения. На основе квантовых ям $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}_{0.97}\text{N}_{0.03}/\text{GaAs}$ продемонстрирована возможность получения излучения с длиной волны $1.4 \mu\text{m}$ при комнатной температуре.

Введение

Источник света, излучающие в диапазоне $1.3\text{--}1.55 \mu\text{m}$, весьма перспективны для применений в устройствах волоконно-оптических линий связи (ВОЛС). Однако данное важное направление исследований и разработок остается за пределами современной лазерной технологии на базе GaAs вследствие фундаментального ограничения на длину волны излучения, достижимую в гетероструктурах GaAs/InGaAs ($\sim 1.1 \mu\text{m}$), обусловленного большим различием постоянных кристаллической решетки. В настоящее время полупроводниковые структуры для оптоэлектронных приборов в данном оптическом диапазоне синтезируются на основе материалов InGaAsP/InP. Недостатком лазеров на основе подобных структур является низкая температурная стабильность характеристик вблизи комнатной температуры вследствие недостаточного электронного ограничения. К тому же качество подложек InP существенно ниже, а стоимость гораздо выше, чем у подложек GaAs. Недавно было показано, что использование четырехкомпонентного соединения InGaAsN и гете-

роструктур InGaAsN/GaAs может быть весьма перспективно для улучшения характеристик лазеров для ВОЛС, так как позволяет существенно увеличить длину волны излучения гетероструктур на основе GaAs и улучшить температурную стабильность лазеров, излучающих вблизи $1.3 \mu\text{m}$ [1–3]. В настоящей работе мы сообщаем о выращивании методом молекулярно-пучковой эпитаксии гетероструктур InGaAsN/GaAs на подложках GaAs, излучающих на длине волны $1.4 \mu\text{m}$ при комнатной температуре и содержащих 3% N в четырехкомпонентном соединении.

Эксперимент

Структуры выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на полуизолирующих подложках GaAs (100) в установке ЭП-1203, оснащенной турбомолекулярным насосом Leybold–Heraeus со скоростью откачки 560 l/s. В ходе настоящей работы использовались стандартные твердотельные источники Ga, In и As. Для создания потока активных радикалов азота на поверхность роста использовался источник СВЧ газового разряда с электронно-циклотронным резонансом (ECR) Astex, с рабочей частотой 2.45 GHz. Слои GaAsN толщиной $0.2 \mu\text{m}$ и квантовые ямы (КЯ) InGaAsN/GaAs выращивались на буферном слое GaAs толщиной $0.1 \mu\text{m}$. Структуры с КЯ заканчивались прикрывающим слоем GaAs толщиной $0.1 \mu\text{m}$. Скорость роста GaAs в наших экспериментах составляла $0.5\text{--}1.0 \mu\text{m/h}$. Калибровка скорости роста GaAs осуществлялась путем измерения периода осцилляций интенсивности рефлекса дифракционной картины быстрых электронов на отражение (RHEED), а InAs — по возникновению характерной дифракционной картины островкового роста на поверхности GaAs. Образцы были выращены в As-обогащенных условиях при потоке As, примерно в два раза превосходящем значение, необходимое для поддержания RHEED картины 2×4 при росте GaAs. Люминесценция возбуждалась Ar⁺ лазером ($\lambda = 514.5 \text{ nm}$, $P = 0.4 \text{ W}$) и регистрировалась германиевым фотодиодом.

Результаты и их обсуждение

В ходе работы было исследовано влияние режима работы источника азота и скорости роста (определяемой потоком Ga) на внедрение азота в эпитаксиальные слои GaAsN. Установлено, что использование относи-

тельно высоких значений мощности СВЧ разряда (~ 150 W) позволяет эффективно внедрять азот в растущий слой и получать высокие значения концентрации N (до $\sim 12\%$) при используемых нами скоростях роста. Однако при этом в процессе роста происходит постепенное преобразование характерной для планарного роста GaAs картины RHEED в картину, состоящую из точек, расположенных на основных рефлексах, что соответствует образованию поверхности, шероховатой на микроуровне. При закрытии заслонок источников элементов третьей группы наблюдался переход от картины RHEED, соответствующей поверхностной реконструкции ($\times 4$), на картину с реконструкцией ($\times 3$), которая характерна для образования поверхностного слоя с высоким содержанием N. При низких значениях СВЧ мощности, подводимой к источнику (~ 25 W), и скорости роста $0.7 \mu\text{m/h}$ рост проходил в условиях поверхностной реконструкции ($\times 4$) и концентрация N в эпитаксиальных слоях уменьшалась до 2%. При закрытии заслонок источников элементов третьей группы картина RHEED не изменялась. Было обнаружено, что уменьшение скорости роста с 0.7 до $0.4 \mu\text{m/h}$ ($P = 25$ W) приводит к увеличению концентрации азота в слоях в два раза (до 4%), поток As при этом оставался неизменным. Данный результат указывает, по-видимому, на существенные различия в механизмах встраивания атомов N и As в эпитаксиальные слои GaAsN, выращиваемые методом МПЭ.

На рис. 1 представлены спектры фотолуминесценции (ФЛ) слоев GaAsN, исследованных в настоящей работе. Слой $\text{GaAs}_{0.98}\text{N}_{0.02}$ демонстрирует высокую интенсивность ФЛ при температурах комнатной и жидкого азота. Наличие двух пиков (1.11 и 1.18 eV) в спектре, измененном при 77 K, может быть обусловлено наличием неоднородностей в распределении состава твердого раствора, т.е. локальных областей, обогащенных N. В пользу данной интерпретации говорит наличие лишь одного пика в спектрах, измеренных при комнатной температуре и при 77 K после отжига образца в камере роста в потоке As при 700°C . Несмотря на наличие неоднородностей, материал характеризуется достаточно высоким структурным совершенством, что иллюстрируется соответствующей рентгеновской кривой качания (вставка на рис. 1). Максимум пика кривой качания, соответствующий слою GaAsN, находится в положении 1130 угловых секунд от пика подложки и имеет полуширину 97 угловых секунд. Увеличение концентрации N в твердом растворе приводит к уменьшению интенсивности ФЛ (рис. 1), в слое $\text{GaAs}_{0.96}\text{N}_{0.04}$ не удается зарегистрировать сигнала ФЛ при комнатной температуре, а в слое $\text{GaAs}_{0.88}\text{N}_{0.12}$ ФЛ отсутствует даже при низких

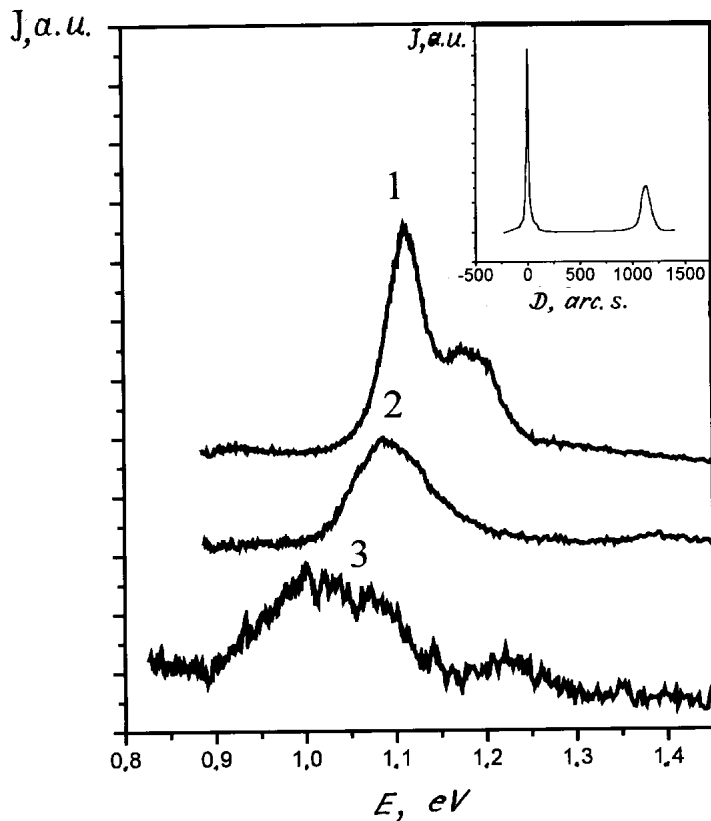


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции слоев $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ толщиной $0.2 \mu\text{m}$, выращенных на подложках GaAs (100). На вставке приведена рентгеновская кривая качания (вблизи отражения 004) для $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$, $x = 0.02$. D — угол дифракции. 1 — $x = 0.02$, 77 К, 2 — $x = 0.02$, 300 К, 3 — $x = 0.04$, 77 К.

температурах. Последнее, очевидно, связано с образованием дислокаций несоответствия в упругонапряженном слое с толщиной, превышающей критическую. Таким образом, наибольшая длина волны излучения слоев GaAsN , которую удастся получить при комнатной температуре, составляет порядка $1.12 \mu\text{m}$, что хорошо соответствует данным работы [4].

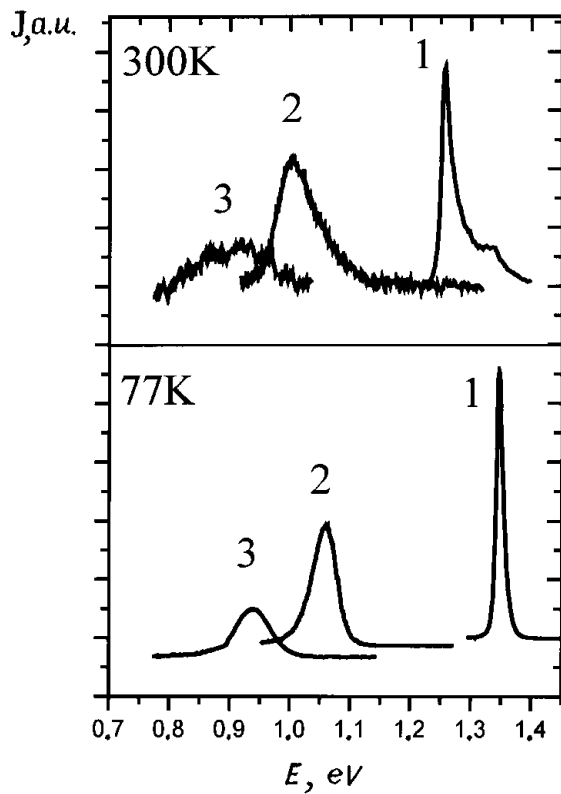


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции КЯ $\text{In}_y\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-x}\text{N}_x/\text{GaAs}$ при 300 и 77 К. 1 — $y = 0.20$, $x = 0$, ширина КЯ 10 nm, 2 — $y = 0.20$, $x = 0.02$, 10 nm, 3 — $y = 0.28$, $x = 0.03$, 7 nm.

Использование квантовых ям InGaAsN/GaAs позволяет значительно увеличить длину волны излучения по сравнению со слоями GaAsN [2]. В настоящей работе мы исследуем вклад N и In в длинноволновый сдвиг излучения твердого раствора InGaAsN и демонстрируем возможность увеличения длины волны вплоть до $1.4 \mu\text{m}$ (300 К) путем использования квантовых ям на основе твердых растворов InGaAsN. На рис. 2 представлены спектры ФЛ гетероструктур с квантовыми

ямами $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}_{0.98}\text{N}_{0.02}$ (100 Å), $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}_{0.97}\text{N}_{0.03}$ (70 Å) и $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}$ (100 Å) при комнатной температуре и температуре жидкого азота. Видно, что введение 2% N в твердый раствор $\text{In}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As}$ позволяет увеличить длину волны излучения квантовой ямы на 286 meV (77 K) и 257 meV (300 K). Большая полуширина пиков четырехкомпонентных твердых растворов и более слабая зависимость энергетического положения пика от температуры, по-видимому, обусловлены наличием состояний, связанных с локальными неоднородностями в InGaAsN. Одновременное увеличение содержания In и N в твердом растворе позволяет еще дальше сдвинуть излучение в длинноволновую сторону и зарегистрировать сигнал ФЛ с максимумом при 1.4 μm (300 K). Интенсивность ФЛ структур с КЯ InGaAsN быстро убывает по мере увеличения концентрации N и заметно уступает структурам (In, Ga)As, и требуется дальнейшая работа по оптимизации режимов роста структур InGaAsN/GaAs с целью уменьшения концентрации дефектов и центров безызлучательной рекомбинации. В то же время относительно высокая интенсивность фотолюминесценции толстого слоя GaAsN с содержанием азота 2%, а также результаты рентгеновских измерений свидетельствуют о достаточно высоком структурном совершенстве выращенного твердого раствора. Таким образом, одним из путей дальнейшего увеличения длины волны излучения азотсодержащих гетероструктур, выращенных на подложках GaAs, а также увеличения интенсивности сигнала люминесценции является использование гетероструктур GaAs–GaAsN–GaAsInN–GaAsN–GaAs, другими словами, помещение КЯ GaInAsN в матрицу GaAsN с содержанием азота, не превышающим 2–3%.

Заключение

Методом молекулярно-пучковой эпитаксии выращены гетероструктуры GaAsN/GaAs и InGaAsN/GaAs. Исследовано влияние СВЧ мощности источника азота и скорости роста на характеристики слоев GaAsN. Продемонстрирована возможность получения излучения с длиной волны 1.4 μm при комнатной температуре, что весьма перспективно для создания приборов для ВОЛС на основе GaAs.

Данная работа выполнена при поддержке Программы Министерства науки и технологий РФ "Физика твердотельных наноструктур".

Список литературы

- [1] *Kondow M., Uomi K., Niwa A., Kitatani T., Watahiki S., Yazawa Y.* // Jpn. J. Appl. Phys. 1996. V. 35. P. 1273.
- [2] *Xin H.P., Tu C.W.* // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 72. P. 2442.
- [3] *Nakahara K., Kondow K., Kitatani T., Yazawa Y., Uomi K.* // Electron. Lett. 1997. V. 32. P. 1585.
- [4] *Francoeur S., Sivaraman G., Qiu Y., Nikishin S., Temkin H.* // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 72. P. 1857.