

07

## Метаморфные квантовые ямы InAs/InGaAs/InAlAs с субмонослойными вставками InSb, излучающие в среднем инфракрасном диапазоне

© В.А. Соловьев<sup>1</sup>, М.Ю. Чернов<sup>1</sup>, Б.Я. Мельцер<sup>1</sup>, А.Н. Семенов<sup>1</sup>,  
Я.В. Терентьев<sup>1</sup>, Д.Д. Фирсов<sup>2</sup>, О.С. Комков<sup>2</sup>, С.В. Иванов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский электротехнический университет „ЛЭТИ“

E-mail: vasol@beam.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 1 июня 2016 г.

Впервые получены методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках GaAs (001) с использованием градиентного буферного слоя InAlAs метаморфные квантовые ямы InAs/InGaAs с субмонослойной вставкой InSb. Данные наногетероструктуры характеризуются интенсивной фотолюминесценцией с длиной волны более 3  $\mu\text{m}$  (80 K), сдвинутой в длинноволновую область спектра по сравнению с линией излучения от структур без вставки InSb.

В последние годы значительно возрос интерес к исследованию транспортных, оптических и магнитооптических свойств гетероструктур на основе узкозонных квантовых ям (КЯ) In(Ga)As/InAlAs, характеризующихся большими значениями подвижности и эффективного  $g$ -фактора электронов и весьма перспективных для применений в СВЧ- и оптоэлектронике, а также спинтронике [1]. Достижение максимальных значений указанных параметров связано с необходимостью повышения содержания In в твердых растворах InGaAs и InAlAs, что требует использования технологии метаморфных буферных слоев (МБС) InAlAs с градиентным увеличением содержания In при выращивании таких структур на сильно рассогласованных подложках GaAs [2,3]. МБС позволяет плавно изменять параметр решетки и достигнуть практически полной релаксации возникающих упругих напряжений с образованием плотной трехмерной сетки дислокаций, ограниченной внутри этого слоя. Это дает возможность осуществления роста на МБС активных квантово-размерных слоев с минимальной плотностью де-

фектов. В литературе были изучены различные варианты изменения состава по толщине буферного слоя, включая ступенчатое, линейное распределение и другие, и было показано, что одним из наиболее перспективных способов улучшения оптических и электрических параметров метаморфных структур за счет существенного подавления прорастающих дислокаций является использование буферного слоя с линейно изменяющимся составом [3].

Наблюдение интенсивной фотолюминесценции (ФЛ) метаморфных КЯ InAs/InGaAs в диапазоне длин волн вблизи  $2.5 \mu\text{m}$  делает их весьма перспективными для использования в оптоэлектронике среднего ИК-диапазона [1]. Для сдвига длины волны в область спектра  $\sim 3 \mu\text{m}$  и более нами предлагается подход, основанный на включении внутрь КЯ I типа InAs/InGaAs ультратонкой вставки InSb, образующей в слое арсенида индия КЯ типа II. Наноструктуры на основе таких ультратонких слоев InSb в InAs с номинальной толщиной в диапазоне 0.5–2 монослоя (ML) выращивались нами ранее на подложках InAs [4] и демонстрировали интенсивную фото- и электролюминесценцию в диапазоне длин волн 3–6  $\mu\text{m}$  [5]. Недавно низкотемпературная люминесценция с длиной волны  $\sim 3.5 \mu\text{m}$  при оптической и токовой накачке наблюдалась в структурах InSb/InAs, выращенных на подложках GaAs с использованием толстых буферных слоев InAs [6]. В этой работе отмечалось, что большая плотность прорастающих дислокаций не позволила получить излучение при комнатной температуре.

Данная работа посвящена исследованию метаморфных КЯ InAs/InGaAs с субмонослойной ( $< 1 \text{ ML}$ ) вставкой InSb, выращиваемых методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на подложках GaAs (001) с использованием линейно-градиентного МБС InAlAs.

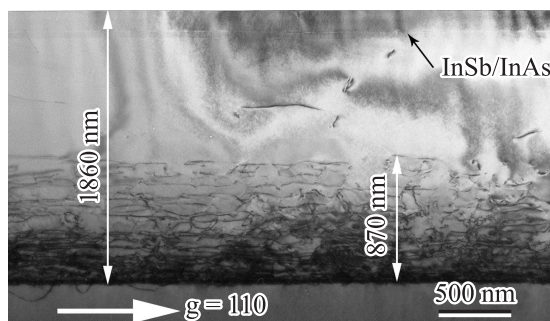
Экспериментальные образцы были получены с использованием МПЭ установки RIBER 32P, оборудованной стандартными эффузионными ячейками для всех источников, за исключением мышьяка. В качестве источника мышьяка использовался крекинговый клапанный источник VAC-500, функционирующий в режиме формирования потока четырехатомных молекул мышьяка  $\text{As}_4$ . Исследуемые структуры преднамеренно не легировались и содержали последовательно от подложки буферный слой  $0.2 \mu\text{m}$  GaAs, МБС  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  с линейно изменяющимся составом ( $x = 0.15\text{--}0.83$ ) суммарной толщиной  $\sim 1.1 \mu\text{m}$ , ограничивающий слой  $\sim 0.6 \mu\text{m}$   $\text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As}$ , барьерный слой  $\sim 0.15 \mu\text{m}$   $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ , внутри которого располагалась КЯ

Параметры исследованных образцов

№	$d_{\text{InSb}}$ , ML	$d_{\text{InAs}}$ , nm	$E_{PL}$ , meV (80 K)	$\Delta E_{PL}$ , meV (80 K)	$E_{e1}$ , meV	$E_{hh1}$ , meV	$E_{eh}$ , meV	$\lambda$ , $\mu\text{m}$ (80 K)
1	0.75	6	439	37				2.82
2	—	6	515	24	40	19	518	2.4
3	0.9	4	405	55				3.06
4	—	4	542	45	47	33	540	2.29

InAs толщиной 4–6 nm, и верхний слой  $\sim 10$  nm  $\text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As}$ . Метаморфный буферный слой состоял из двух областей с различным средним градиентом деформаций  $\nu = 5.1\%/ \mu\text{m}$  при  $x = 0.15-0.6$  и  $\nu = 3.1\%/ \mu\text{m}$  при  $x > 0.6$ , при этом скорость изменения состава по индию составляла 73%  $\text{In}/\mu\text{m}$  и 44%  $\text{In}/\mu\text{m}$  соответственно [2]. Часть структур содержали субмонослойную вставку InSb внутри КЯ InAs. Формирование вставки InSb в InAs осуществлялось путем выдержки поверхности InAs подпотоком сурьмы [4]. Дизайн и основные оптические параметры исследованных структур представлены в таблице. Основным варьируемым параметром роста для исследуемой серии структур являлась температура подложки (350–480°C). Скорость роста варьировалась в диапазоне 0.5–1  $\mu\text{m}/\text{h}$ , соотношение потоков элементов V/III поддерживалось равным 1.3–1.5.

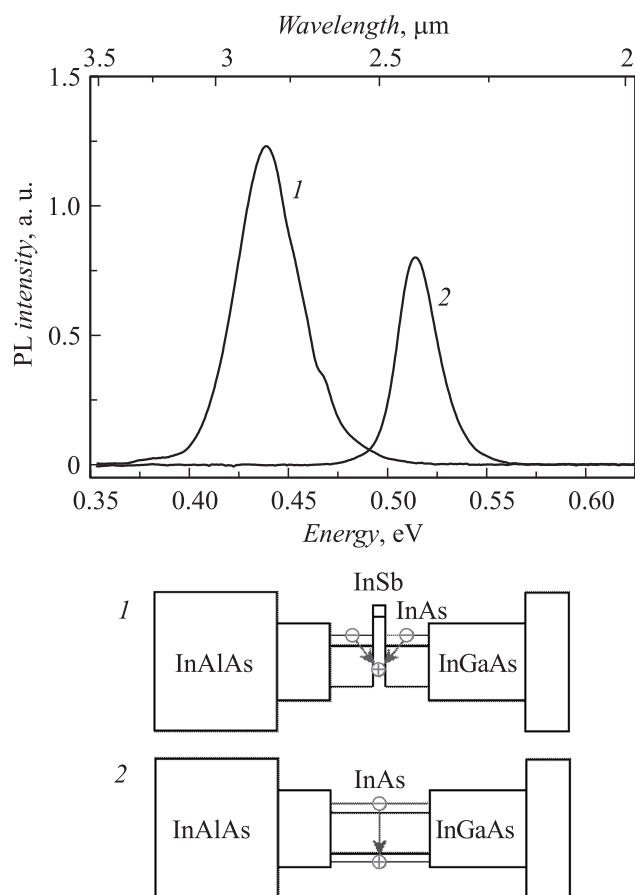
Исследования методом рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) продемонстрировали хорошее кристаллографическое качество гетероструктур и низкую (менее  $10^6 \text{ cm}^{-2}$ ) плотность прорастающих дислокаций в области КЯ (рис. 1). При исследовании поверхности структур в атомно-силовом микроскопе во всех образцах наблюдался так называемый поперечно-полосатый (cross-hatch) волнообразный рельеф поверхности, ориентированный в двух взаимно перпендикулярных направлениях [011] и  $[0\bar{1}\bar{1}]$ . Такой рельеф является характерным для структур с МБС и обусловлен релаксацией упругих напряжений по мере роста этого слоя с образованием плотной сетки дислокаций несоответствия [2]. Следует отметить, что перепад высоты этого рельефа составил величину 10–20 nm (при  $\text{RMS} = 6.8 \text{ nm}$ ,  $10 \times 10 \mu\text{m}$ , что пока заметно превышает данные работы [2] для структур с аналогичным МБС и указывает на необходимость оптимизации условий его роста.



**Рис. 1.** Изображение ПЭМ в геометрии поперечного сечения структуры InSb/InAs/InGaAs/InAlAs (образец 1).

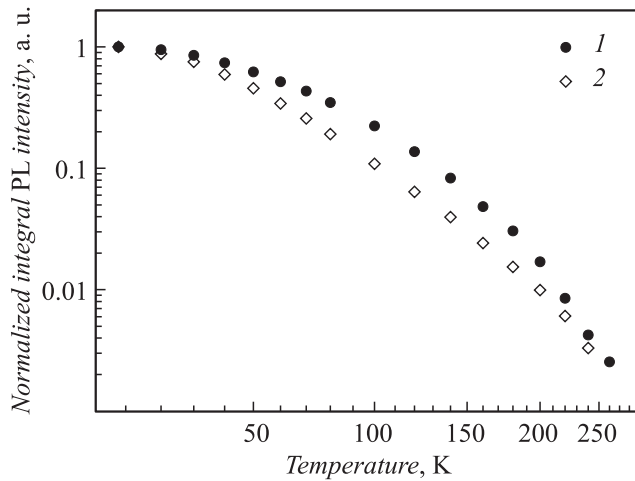
На рис. 2 приведены низкотемпературные спектры ФЛ двух гетероструктур с 6-nm КЯ InAs с вставкой InSb и без нее (образцы 1 и 2 в таблице), выращенных в одинаковых условиях, а также схематические изображения зонной структуры данных образцов. В спектре ФЛ структуры 1 (InSb/InAs/InGaAs) наблюдалась интенсивная линия с длиной волны  $\sim 2.8 \mu\text{m}$ , сдвинутая в длинноволновую область спектра по сравнению с линией ФЛ от структуры 2. Принимая во внимание тот факт, что InSb образует с InAs разьединенный гетеропереход типа II, полагаем, что эта линия ФЛ соответствует пространственно непрямым излучательным переходам электронов с нижнего уровня зоны проводимости в КЯ InAs на дырочный уровень в КЯ InSb, о чем свидетельствует характерный для гетероструктур типа II сдвиг в сторону увеличения энергии пика ФЛ с ростом мощности накачки ( $P_{ex}$ ), величина которого  $\sim P_{ex}^{1/3}$  [7].

Отметим, что, в отличие от ранее изученных структур InSb/InAs, где вставка InSb формировалась в ненапряженном слое InAs, в данных метаморфных структурах КЯ InAs сама по себе испытывает упругие напряжения сжатия со стороны барьеров  $\text{In}_{0.75}(\text{Al}, \text{Ga})_{0.25}\text{As}$  вследствие существенного рассогласования параметров решетки этих слоев и КЯ. Для того чтобы уменьшить возможное влияние этих упругих напряжений на процесс формирования вставки InSb, были использованы узкие КЯ InAs, толщина которых выбиралась 4 или 6 nm в зависимости от толщины вставки InSb с целью поддержания близкой



**Рис. 2.** Спектры ФЛ метаморфных структур с 6-нм КЯ InAs с InSb вставкой (образец 1) и без нее (образец 2), измеренные при температуре 80 К. Справа представлены схематические изображения зонных диаграмм.

ситуации по упругим напряжениям в исследованных структурах. Отметим, что интенсивность низкотемпературной ФЛ метаморфных структур с вставками InSb близка по порядку величины к интенсивности ФЛ схожих структур InSb/InAs, выращиваемых нами ранее псевдоморфно



**Рис. 3.** Температурные зависимости интегральной интенсивности ФЛ для структур с 6-nm КЯ InAs с InSb вставкой (1) и без нее (2).

на подложках InAs [4]. В таблице представлены значения энергии пиков ( $E_{PL}$ ) и длин волн ( $\lambda$ ) ФЛ для серии исследованных структур, отличающихся между собой наличием или отсутствием вставки InSb, ее толщиной ( $d_{InSb}$ ), а также толщиной КЯ InAs ( $d_{InAs}$ ). В таблице также приведены расчетные значения энергии излучательных переходов ( $E_{eh}$ ) и положения уровней размерного квантования для электронов ( $E_{e1}$ ) и для дырок ( $E_{hh1}$ ) в КЯ InAs, полученные методом плавных огибающих волновых функций с учетом упругих напряжений. Наблюдается хорошее согласие экспериментальных значений  $E_{PL}$  с расчетными данными  $E_{eh}$ . При этом полуширина линий ФЛ ( $\Delta E_{PL}$ ) для структур с КЯ InAs существенно больше, чем в работе [1], что, по-видимому, обусловлено повышенной шероховатостью интерфейсов из-за cross-hatch морфологии поверхности. Как видно из таблицы (образцы 1 и 3), увеличение толщины вставки InSb приводит, как и в случае структур InSb/InAs [3], к уменьшению энергии пика ФЛ вследствие увеличения энергии локализации дырок в InSb и увеличению  $\lambda > 3 \mu m$ . В данном случае этот эффект частично компенсируется сдвигом уровней размерного квантования в КЯ InAs, обусловленным уменьшением ее толщины с 6 до 4 nm (образцы 2 и 4).

На рис. 3 представлены температурные зависимости интегральной интенсивности ФЛ для структур с 6-nm КЯ InAs с вставкой InSb и без нее. Практически во всем диапазоне температур спад интегральной интенсивности ФЛ в образце со вставкой InSb происходит медленнее по сравнению с образцом без нее, что обусловлено, по-видимому, более сильными локализационными эффектами в напряженной вставке InSb. Это находит свое отражение и в заметном превышении интегральной интенсивности ФЛ из структуры 1 по сравнению с 2 при 80 К (рис. 2). С повышением температуры усиливается термоактивированный выброс дырок из InSb в InAs и различие в зависимостях исчезает. Заметная ФЛ из структур наблюдается вплоть до комнатной температуры.

Следует отметить, что данная конструкция позволяет варьировать длину волны излучения в широких пределах путем изменения как толщины КЯ InAs (ср. данные для образцов 2 и 4 в таблице), так и толщины вставки InSb типа II (образцы 1 и 2 или 3 и 4), сохраняя при этом хорошее перекрытие волновых функций электронов и дырок во внешней КЯ типа I. Ожидается, что оптимизация конструкции и режимов роста МБС InAlAs позволит заметно повысить интенсивность ФЛ подобных гетероструктур при 300 К.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 15-12-30022).

## Список литературы

- [1] Terent'ev Ya.V., Danilov S.N., Lohrer J. et al. // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 104. P. 101 111.
- [2] Capotondi F., Biasiol G., Ercolani D. et al. // Thin Solid Films. 2005. V. 484. P. 400.
- [3] Olsen J.A., Hu E.L., Lee S.R. et al. // J. Appl. Phys. 1996. V. 79. P. 3578.
- [4] Solov'ev V.A., Lyublinskaya O.G., Semenov A.N. et al. // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 86. P. 011 109.
- [5] Иванов С.В., Соловьев В.А., Сорокин С.В. // Нанотехнология: физика, процессы, диагностика, приборы. / Под ред. Лучинина В.В., Таирова Ю.М. М.: Физматлит, 2006. С. 433–470.
- [6] Lu Q., Zhuang Q., Marshall A. et al. // Semicond. Sci. Technol. 2014. V. 29. P. 075 011.
- [7] Ledentsov N., Bohrer J., Beer M. et al. // Phys. Rev. B. 1995. V. 52. P. 14 058.