

# Молекулярно-пучковая эпитаксия термодинамически метастабильных твердых растворов GaInAsSb для фотодетекторов среднего ИК-диапазона

© А.Н. Семенов<sup>¶</sup>, Я.В. Терентьев, Б.Я. Мельцер, В.А. Соловьев, Т.В. Попова, А.В. Нащекин, И.А. Андреев, Е.В. Куницына, А.А. Усикова, Ю.П. Яковлев, С.В. Иванов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 17 сентября 2009 г. Принята к печати 29 сентября 2009 г.)

Изучены особенности роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии твердых растворов GaInAsSb с содержанием индия до 25 мол%, согласованных по периоду кристаллической решетки с GaSb. Данные растворы являются перспективными для использования в качестве активной области фотодетекторных структур среднего инфракрасного диапазона. Представлены результаты исследования этих твердых растворов методами двухкristальной рентгеновской дифрактометрии, растровой электронной микроскопии и фотолюминесценции. Показано, что твердые растворы  $Ga_xIn_{1-x}As_ySb_{1-y}$  с  $x < 0.8$ , выращенные при температуре 500°C, демонстрируют деградацию структурных и оптических свойств по мере увеличения толщины слоя. В слоях с толщинами выше критической наблюдается спинодальный распад в полном соответствии с термодинамическими расчетами положения границ областей несмешиваемости. Обсуждаются возможности оптимизации молекулярно-пучкового роста твердых растворов  $Ga_xIn_{1-x}As_ySb_{1-y}$  ( $x < 0.75$ ) с высоким оптическим и структурным совершенством, а также характеристики фотодетекторов на основе гетероструктур GaInAsSb/AlGaAsSb.

## 1. Введение

В настоящее время твердые растворы GaInAsSb находят широкое применение в различных областях оптоэлектроники, в частности в инжекционных лазерах и фотодетекторах, работающих без охлаждения в среднем спектральном ИК-диапазоне (2–3 мкм) [1]. Традиционным методом получения фотодетекторов такого типа является жидкофазная эпитаксия (ЖФЭ). Возможность создания методом ЖФЭ высокоэффективных фотодиодов на основе гетероструктур GaInAsSb/AlGaAsSb продемонстрирована в работах [2,3]. Обнаружительная способность таких фотодиодов в максимуме спектральной чувствительности составила величину  $D^*(\lambda_{\max}, 1000, 1) = (0.8-1.0) \cdot 10^{11} \text{ Гц}^{1/2} \text{ см}^2/\text{Вт}$ , а темновой ток при обратном напряжении  $U = 0.2-1 \text{ В}$  для лучших образцов не превышал значения  $j = 3 \text{ мА/см}^2$ .

Основным недостатком твердых растворов GaInAsSb, существенно ограничивающих их применение, является наличие достаточно протяженных областей нестабильности и неустойчивости. Применительно к фотодетекторам это приводит к ограничению их спектральной чувствительности в длинноволновой области спектра вблизи длины волны 2.55 мкм [4]. Получение слоев твердых растворов GaInAsSb с составами, попадающими внутрь области неустойчивости, с помощью термодинамически равновесных методов, таких же как ЖФЭ, не представляется возможным. Так, например, для выращивания методом ЖФЭ слоев GaInAsSb с содержанием индия 40 мол% без явных признаков распада потребовалось разработать специальные методики и использовать разориентированные подложки GaSb [5]. При этом фотодетекторов с активной областью на основе GaInAsSb с таким содержанием индия продемонстрировано не было.

тетров с активной областью на основе GaInAsSb с таким содержанием индия продемонстрировано не было.

Отметим, что точность оценки положения границ областей несмешиваемости невысока, и хотя этому вопросу посвящено довольно много работ, как теоретических [6,7], так и экспериментальных [8,9], результаты расчетов существенно зависят от принятой модели и выбора исходных термодинамических параметров, а экспериментальные данные по разрывам растворимости в твердой фазе отличаются некоторой противоречивостью.

Несмотря на то что молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ) относится к неравновесным ростовым технологиям, ряд трудностей [10,11] при ее использовании для получения и управления составом совершенных термодинамических неустойчивых твердых растворов GaInAsSb до сих пор не позволил заметно продвинуться в более длинноволновую область спектра. Фотодетекторы на основе гетероструктур GaInAsSb/AlGaAsSb, полученные методом МПЭ, демонстрируют конкурентноспособные характеристики лишь при длинноволновой границе спектральной чувствительности менее 2.5 мкм [12–15].

В то же время принципиальная возможность выращивания методом МПЭ слоев GaInAsSb с высоким содержанием индия (40–50%), обладающих высоким структурным и оптическим качеством, была продемонстрирована в работе [16], где эти слои использовались в активной области лазерной структуры в качестве тонкой сильно напряженной квантовой ямы (КЯ). В фотодетекторах для обеспечения эффективного сбора неравновесных носителей толщины активных слоев должны составлять величины не менее 1–2 мкм, что затрудняет применение в них напряженных твердых растворов GaInAsSb.

<sup>¶</sup> E-mail: semenov@beam.ioffe.ru

Данная работа посвящена изучению слоев твердых растворов GaInAsSb с высоким содержанием индия (до 25 мол%) и толщиной  $\sim 1$  мкм, согласованных по периоду кристаллической решетки с GaSb, выращенных методом МПЭ. Исследования полученных твердых растворов, проведенные с помощью методов двухкristальной рентгеновской дифракции (РД), растровой электронной микроскопии (РЭМ) и фотолюминесценции (ФЛ), наглядно демонстрируют деградацию структурных и оптических свойств твердых растворов InGaAsSb при увеличении в них содержания In. В работе также приведены основные характеристики фотодиодов на основе гетероструктур GaInAsSb/AlGaAsSb, выращенных методом МПЭ, в сравнении с аналогичными структурами, сформированными методом ЖФЭ.

## 2. МПЭ рост и описание образцов

Исследуемые структуры были выращены на подложках GaSb (001) и GaAs (001) с использованием МПЭ установки RIBER 32P, оборудованной стандартными эффузионными ячейками для всех источников, за исключением мышьяка. В качестве источника мышьяка использовался крекинговый источник VAC-500 с клапаном, обеспечивающий в зависимости от температуры крекинговой зоны потоки четырех-, двухатомных молекул или атомов мышьяка. В данной работе использовались молекулы As<sub>4</sub>. Перед началом роста каждой структуры проводились калибровки потоков с использованием датчика Байярда–Альперта. Температура подложки, измеряемая ИК-пирометром, предварительно прокалываемым по известным реконструкциям поверхности на подложках GaAs и GaSb, поддерживалась около 500°C.

Во время роста слоев GaInAsSb поток галлия поддерживался постоянным, в то время как поток индия варьировался для получения заданной концентрации In в твердой фазе. Для управления составом в металлоидной подрешетке поток сурьмы устанавливался ниже, чем суммарный поток элементов III группы, чтобы обеспечить желаемую концентрацию сурьмы. Поток мышьяка при этом выбирался таким образом, чтобы обеспечить стехиометрические условия на поверхности роста и соотношение падающих потоков V/III (эквивалентных давлений в пучке) выше 1, как правило, эта величина была не менее 3. Подробнее методика управления составом в металлоидной подрешетке описана в работе [17]. Контроль за состоянием ростовой поверхности осуществлялся *in situ* с использованием дифракции быстрых электронов (ДБЭ).

Толщины слоев GaInAsSb варьировались от 0.5 до 2 мкм, а концентрация индия изменялась от 12 до 25%. В качестве легирующей примеси для получения слоев *p*-типа проводимости использовался Ве, а в качестве донора — Те.

Рентгенодифракционные исследования проводились на двухкristальной установке ДРОН-1 в режиме  $\theta-2\theta$

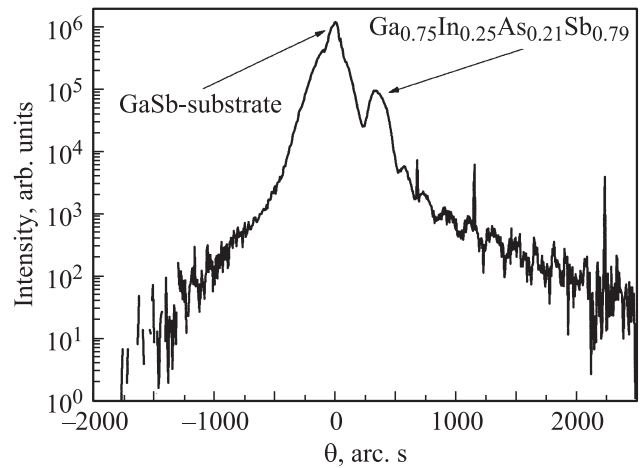


Рис. 1. Кривая дифракционного отражения  $\theta-2\theta$  для твердого раствора  $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}_{0.21}\text{Sb}_{0.79}$ , выращенного на подложке GaSb.

и  $\omega$ -сканирования. Источником рентгеновского излучения служила медная трубка ( $K\alpha_1 = 1.5406 \text{ \AA}$ ). В качестве кристалла монохроматора использовался совершенный кристалл германия. Состав твердых растворов определялся методом количественного рентгеноспектрального анализа с помощью микроанализатора CAMEBAX. Для определения толщин выращенных слоев по наблюдению поверхности скола в режиме вторичных и отраженных электронов, а также для визуализации дефектов на поверхности образцов использовался растровый электронный микроскоп CamScan Series 4—88 DV100.

Данные микроанализа по составу металлических компонентов использовались при анализе и моделировании кривых качания РД. При этом состав в металлоидной подрешетке определялся путем подгонки расчетных кривых качания РД к экспериментальным. Моделирование осуществлялось в предположении псевдоморфного сопряжения фаз либо полной релаксации упругих напряжений, в зависимости от соотношения между реальной толщиной эпитаксиального слоя и ее критическим значением для данной величины рассогласования периодов кристаллических решеток слоя и подложки  $\Delta a/a$ . Критические толщины рассчитывались согласно моделям деформационного равновесия [18] и баланса энергий [19] и корректировались с учетом известных из литературы экспериментальных данных.

Типичная кривая дифракционного отражения (КДО) для образца с небольшой величиной рассогласования периодов решетки, демонстрирующая высокое структурное совершенство слоя твердого раствора InGaAsSb, представлена на рис. 1. Помимо пика от подложки GaSb на этой кривой присутствует пик, отстоящий от него на  $\theta \approx 300$  угл. с ( $\Delta a/a \approx 10^3$ ) и обусловленный дифракцией от слоя GaInAsSb. Об отсутствии релаксации упругих напряжений в этом слое, кроме малого рассогласования периодов решеток, свидетельствуют сопоставимые значения интенсивностей и полуширин

пиков от эпитаксиального слоя и подложки, а также наличие толщинных осцилляций.

При измерении спектров ФЛ в качестве источника использовался лазерный диод с длиной волны возбуждения  $\lambda_{\text{ex}} = 809$  нм, оптическая плотность мощности возбуждения при этом составляла  $\sim 1.5$  Вт/см<sup>2</sup>. Измеряемый сигнал регистрировался с помощью охлаждаемого InSb-фотоприемника.

На выращенных диодных структурах методами стандартной фотолитографии создавались образцы мезафотодиодов с диаметром чувствительной площадки 1 мм. В качестве омических контактов к слою *p*-AlGaAsSb и подложке *n*-GaSb использовались Cr/Au/Ni/Au.

### 3. Результаты и их обсуждение

В полном соответствии с теоретическими оценками [7] было установлено, что МПЭ позволяет выращивать изопериодные с GaSb твердые растворы GaInAsSb с концентрацией In вплоть до 18 мол%, которые характеризуются высоким структурным и оптическим совершенством. На рис. 2 представлены спектры ФЛ для гетероструктуры Ga<sub>0.84</sub>In<sub>0.16</sub>As<sub>0.14</sub>Sb<sub>0.86</sub>/GaSb, которая демонстрирует интенсивную ФЛ вплоть до комнатных температур. Увеличение содержания In до значения 20 мол% не приводит к заметному ухудшению структурного совершенства (рис. 1), однако оптические свойства твердых растворов GaInAsSb с таким составом могут ухудшаться. Как видно из рис. 2, наряду с длинноволновым сдвигом максимума ФЛ твердого раствора Ga<sub>0.8</sub>In<sub>0.2</sub>As<sub>0.11</sub>Sb<sub>0.89</sub> происходит резкое падение его интенсивности и увеличение полуширины. При этом наблюдаемые особенности спектров ФЛ невозможно объяснить только лишь увеличением скорости оже-рекомбинации носителей в более узкозонном твердом растворе или плохим согласованием периодов кристаллических решеток GaInAsSb и GaSb. В ряде случаев

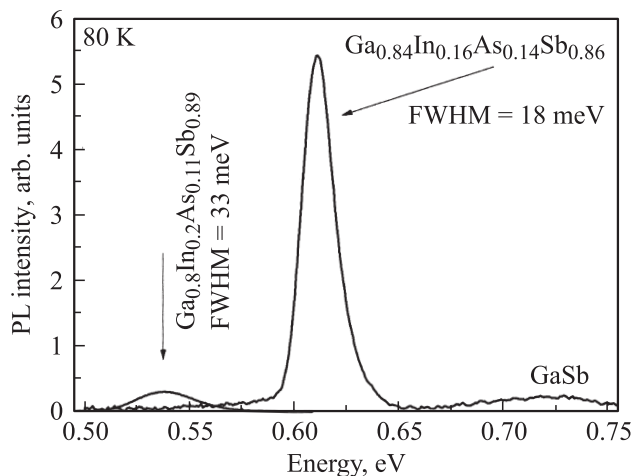


Рис. 2. Спектры ФЛ для слоев GaInAsSb с разным содержанием In (подложки GaSb).

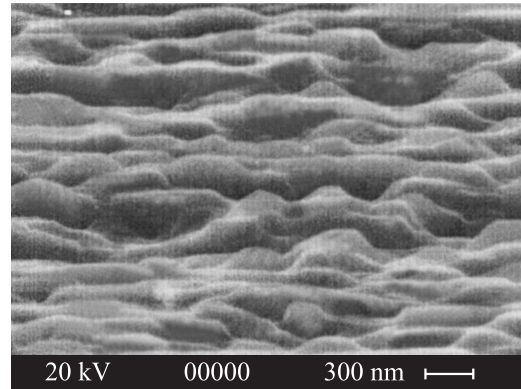


Рис. 3. Изображение в РЭМ поверхности слоя Ga<sub>0.75</sub>In<sub>0.25</sub>As<sub>0.21</sub>Sb<sub>0.79</sub> толщиной 2 мкм, выращенного на подложке GaSb.

сигнал ФЛ от слоя GaInAsSb практически отсутствовал, несмотря на то, что использовались схожие условия роста, а величина рассогласования  $\Delta a/a$  не превышала  $10^{-3}$ .

Благодаря высокому структурному и оптическому качеству получаемые методом МПЭ твердые растворы Ga<sub>x</sub>In<sub>1-x</sub>As<sub>y</sub>Sb<sub>1-y</sub> с  $x = 0.8-0.84$ , попадающие внутрь метастабильной области, оказались пригодными для использования в фотодетекторных структурах. На их основе нами были созданы фототранзисторы AlGaAsSb/GaInAsSb с длиной волны отсечки 2.4 мкм, демонстрирующие высокую детектирующую способность  $D^* = 2.1 \cdot 10^{11}$  Гц<sup>1/2</sup>см<sup>2</sup>/Вт [15], а также фотодиоды [20].

Резкое ухудшение структурного качества, особенно заметное на толстых (толщиной  $\sim 1$  мкм) слоях, наблюдалось при выращивании на подложках GaSb твердых растворов GaInAsSb с более высоким содержанием индия, но все еще в пределах метастабильной области. При этом по мере роста таких твердых растворов рефлексы на изображении ДБЭ, чувствительном как к реконструкции, так и к рельефу поверхности, становились более размытыми или совсем исчезали в случае слоев с толщиной, превышающей 1.5 мкм. Образцы, содержащие такие толстые слои GaInAsSb, имели сильно развитую поверхность (рис. 3). Как правило, ФЛ на них отсутствовала, а спектры РД, хотя и не выявляли признаков спиноподобного распада, однако свидетельствовали о сильном ухудшении структурного совершенства. Полуширина КДО в таких образцах достигала значения 700 угл. с.

Следует также отметить, что во время роста первых 100 нм слоя GaInAsSb картина ДБЭ оставалась резкой, свидетельствуя о высоком структурном качестве тонких слоев метастабильных твердых растворов GaInAsSb, возможность получения которых была ранее продемонстрирована в работе [16], где они играли роль напряженных КЯ.

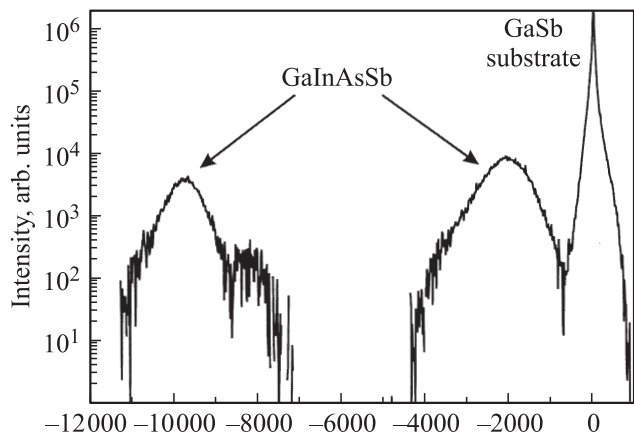


Рис. 4. Кривая дифракционного отражения слоя  $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}_{0.21}\text{Sb}_{0.79}$ , выращенного на подложке GaAs.

Получить слои GaInAsSb, согласованные по периоду кристаллической решетки с материалом подложки GaSb, весьма затруднительно из-за сложностей и большой длительности роста слоев (1–3 ч). Таким образом, все исследованные в данной работе слои GaInAsSb имели тот или иной уровень механических напряжений. Как было показано нами ранее для твердых растворов AlInAsSb [21], остаточные напряжения могут играть чрезвычайно важную роль в подавлении распада многокомпонентных твердых растворов. Мы полагаем, что аналогичный эффект наблюдается и в случае твердых растворов GaInAsSb с содержанием индия более 20 мол%. Тонкие напряженные слои демонстрируют высокое структурное совершенство и яркую ФЛ. В слоях толщиной свыше 0.7 мкм по мере роста происходит возрастание флуктуации состава и шероховатости поверхности, что и приводит к постепенному размытию изображения ДБЭ.

В очень толстых слоях, вероятно, наблюдался бы распад твердого раствора в полном соответствии с теоретическими предсказаниями. К сожалению, непосредственно проверить это предположение в случае технологии МПЭ, которая характеризуется довольно низкими скоростями роста, затруднительно. Другой путь — это использование подложек, сильно рассогласованных по периоду кристаллической решетки со слоем твердого раствора, например, GaAs ( $\Delta a/a \approx 7\%$ ). Такое большое рассогласование приводит к релаксации упругих напряжений во время роста первых нескольких монослоев. Можно с высокой степенью вероятности предположить, что в дальнейшем твердый раствор InGaAsSb растет с очень незначительными остаточными напряжениями.

Результаты дифрактометрических измерений слоя  $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}_{0.21}\text{Sb}_{0.79}$ , выращенного на подложке GaAs, представлены на рис. 4. Пик, расположенный вблизи  $\Theta = 0$ , обусловлен дифракцией от подложки GaAs. Точно определить составы фаз, соответствующие двум другим пикам, только на основе РД измерений не представляется возможным. Однако можно утверждать,

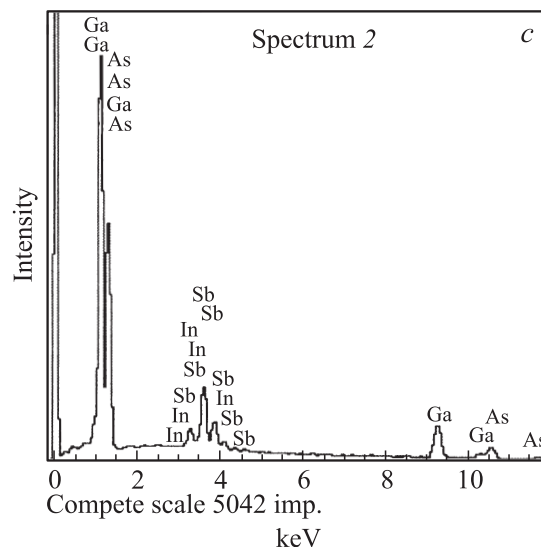
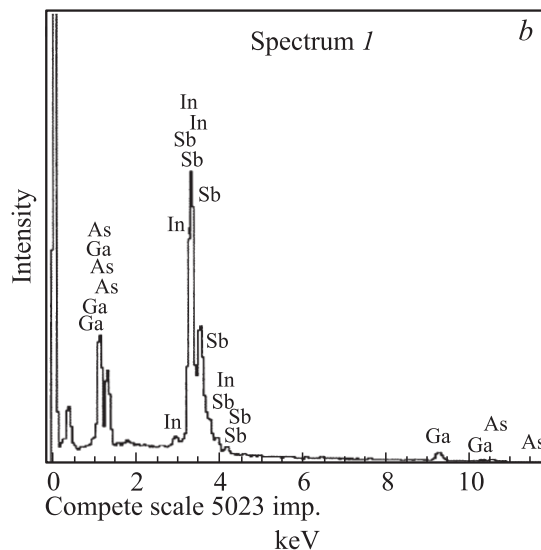
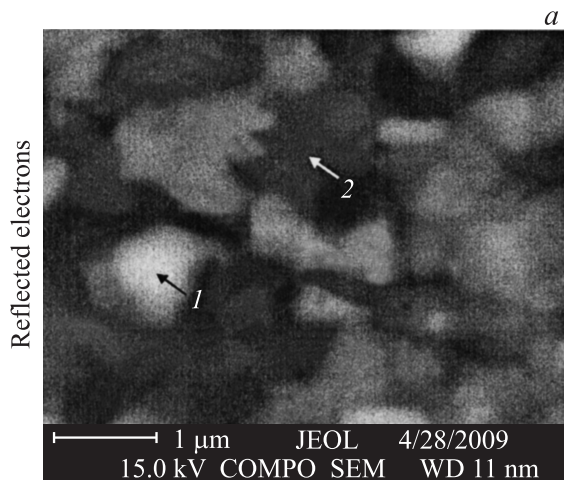


Рис. 5. Изображение в режиме отраженных электронов (a) и спектры энергодисперсионного микроанализа (b, c) поверхности слоя  $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}_{0.21}\text{Sb}_{0.79}$ , выращенного на подложке GaAs.

Параметры фотодиодов на основе GaInAsSb

Метод получения	N-0-609	N-0-612	PD25*	N-0-607
	МПЭ	МПЭ	ЖФЭ	МПЭ
Длиноволновая граница спектральной чувствительности, мкм	2.51	2.51	2.50–2.55	2.28
Длина волны при 50% чувствительности, мкм	2.38	2.4	2.38–2.40	2.18
Ширина запрещенной зоны, эВ	0.521	0.517	0.517–0.521	0.569
Емкость, пФ	804	847	500–800	460
Концентрация основных носителей в слое GaInAsSb, см <sup>-3</sup>	2 · 10 <sup>16</sup>	3 · 10 <sup>16</sup>	(0.7–2) · 10 <sup>16</sup>	7 · 10 <sup>15</sup>
Темновой ток, мкА				
<i>U</i> = –0.2 В	150–300	200–400	150–200	150–200
<i>U</i> = –0.5 В	300–600	400–1000	200–300	300–400
Дифференциальное сопротивление, Ом	760	270	600–1500	850
Токовая монохроматическая чувствительность, А/Вт	0.9–0.95	1.0–1.05	0.9–1.1	0.6–0.7

что пик с  $\theta = -10\,000$  угл.с связан с Sb-обогащенной фазой, в то время как пик с  $\theta = -4\,000$  угл.с соответствует фазе, обогащенной As. Моделирование экспериментальной КДО проводили с учетом известного среднего состава твердого раствора, а также с использованием модели регулярного твердого раствора для расчета положения границ областей неустойчивости. Это позволило оценить составы двух выделившихся фаз:  $\text{Ga}_{0.75}\text{In}_{0.25}\text{As}_{0.2}\text{Sb}_{0.8}$  и  $\text{Ga}_{0.8}\text{In}_{0.2}\text{As}_{0.8}\text{Sb}_{0.2}$ , которые находятся в хорошем согласии с результатами расчетов [7]. Прямое подтверждение распада данного твердого раствора было получено при наблюдении поверхности слоя в РЭМ с использованием сигнала отраженных электронов, чувствительного к изменению среднего атомного номера (рис. 5). Спектры энергодисперсионного микроанализа (ЭДМА), измеренные локально в точках 1 (рис. 5, *b*) и 2 (рис. 5, *c*), свидетельствуют о том, что светлые и темные области на рис. 5, *a* соответствуют фазам, обогащенным сурьмой и мышьяком соответственно. Как видно, характерный размер этих областей составляет 0.2–1.5 мкм.

Важно отметить, что степень и динамика ухудшения качества поверхности во время роста толстых слоев GaInAsSb с высоким содержанием In в значительной степени зависят от параметров роста, в частности, от отношения эквивалентных давлений в падающих потоках V/III и температуры. Так, например, большое значение V/III (значительный избыток потока As) приводит к дополнительным флуктуациям состава на поверхности роста, а образующиеся As-обогащенные области в дальнейшем могут служить центрами образования As-обогащенных фаз и стимулировать распад твердого раствора. Также целесообразно использовать пониженные температуры роста, когда термодинамические ограничения менее выражены и рост определяется кинетическими факторами. Используя оптимизированные режимы МПЭ роста, оказалось возможным существенно улучшить структурное качество твердых растворов GaInAsSb с

содержанием индия до 25 мол.% (рис. 1). На основе таких твердых растворов нами были получены и исследованы гетероструктуры для фотодетекторов.

#### 4. Характеристики фотодетекторов

Фотодиодные структуры выращивались на подложках  $n^+$ -GaSb (100) и содержали буферный  $n$ -GaSb и узкозонный  $n\text{-Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$  ( $x = 77\text{--}80\%$ ) слой, легированные теллуром, а также широкозонный  $p\text{-Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$  и контактный  $p$ -GaSb слой, легированные бериллием. Параметры полученных структур приведены в таблице. Там же для сравнения представлены характеристики фотодиодов, полученных методом ЖФЭ [4]. Спектральные зависимости fotocувствительности представленных в таблице фотодиодов показаны на рис. 6. Как видно из таблицы, параметры первых

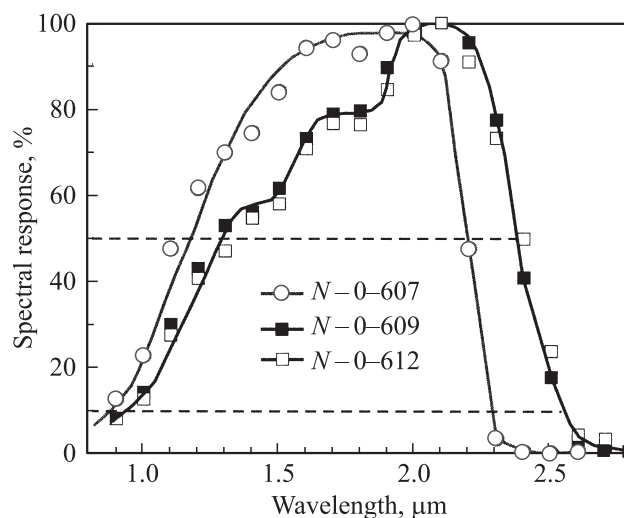


Рис. 6. Спектральная чувствительность фотодиодов GaInAsSb/AlGaAsSb (см. таблицу).

экспериментальных образцов фотодетекторов, полученных нами методом МПЭ, и коммерчески производимых приборов в целом сравнимы. Большие темновые токи в структурах, выращенных МПЭ, во многом обусловлены относительно невысоким качеством подложек GaSb, что было подтверждено результатами детальных РД исследований. Ожидается, что дальнейшая оптимизация технологии роста твердых растворов позволит сдвинуть длинноволновую границу в ИК-область за счет увеличения содержания In в слоях GaInAsSb при сохранении высокого структурного и оптического совершенства.

## 5. Заключение

Результаты проведенных исследований показали, что структурные и оптические свойства твердых растворов GaInAsSb, выращенных методом МПЭ при температуре 500°C, в существенной степени определяются содержанием индия. При этом твердые растворы с содержанием In более 20% демонстрируют деградацию и ухудшение оптических и структурных свойств по мере увеличения толщины слоя. В слоях с толщиной, превышающей критическую для данного рассогласования периодов кристаллических решеток, обнаружен спинодальный распад в полном соответствии с термодинамическими расчетами положения границ областей несмешиваемости. Показаны возможности повышения структурного совершенства эпитаксиальных слоев  $Ga_xIn_{1-x}As_ySb_{1-y}$  с  $x = 0.75-0.8$ . Характеристики первых неоптимизированных экспериментальных образцов фотодиодов на основе данных твердых растворов для спектрального диапазона 1.2–2.5 мкм находятся на уровне созданных методом ЖФЭ приборов.

Авторы выражают признательность С.И. Трошкову и В.М. Бусову за проведение измерений на растровом электронном микроскопе.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 09-02-01500-а и 07-02-01559), а также программы ОФН РАН.

## Список литературы

- [1] А.А. Торопов, О.Г. Lyublinskaya, V.A. Solov'ev, S.V. Ivanov. In: III–V *Semiconductor Heterostructures: Physics and Devices*, ed. by W.Z. Cai, Researsh Signpost (Keraia, 2003) p. 169.
- [2] И.А. Андреев, Н.Д. Ильинская, Е.В. Куницина, М.П. Михайлова, Ю.П. Яковлев. ФТП, **37**, 974 (2003).
- [3] А.П. Астахов, Б.Е. Журганов, А.Н. Именков, М.П. Михайлова, М.А. Сиповская, Н.Д. Стоянов, Ю.П. Яковлев. ПЖТФ, **33**, 8 (2007).
- [4] И.А. Андреев, Е.В. Куницина, М.П. Михайлова, Ю.П. Яковлев. ФТП, **33**, 249 (1999).
- [5] В.И. Васильев, А.Г. Дерягин, В.И. Кучинский, В.М. Смирнов, Г.С. Соколовский, Д.Н. Третьяков, Н.Н. Фалсеев. ПЖТФ, **24**, 58 (1998).
- [6] G.B. Stringfellow. *J. Cryst. Growth*, **58**, 194 (1982).
- [7] V.S. Sorokin, S.V. Sorokin, A.N. Semenov, B.Ya. Meltser, S.V. Ivanov. *J. Cryst. Growth*, **216**, 97 (2000).
- [8] K. Nakajima, K. Osamura, K. Yasuda, Y. Murakami. *J. Cryst. Growth*, **41**, 87 (1977).
- [9] А.Н. Баранов, А.Н. Именков, О.П. Капранич, А.М. Литвак, Н.А. Чарькин, Ю.П. Яковлев. Письма ЖТФ, **16**, 19 (1990).
- [10] H.R. Blank, S. Mathis, E. Hall, S. Bhargava, A. Behres, M. Heuken, H. Kroemer. V. Narayamurti. *J. Cryst. Growth*, **187**, 18 (1998).
- [11] H. Miyoshi. Y. Horikoshi. *J. Cryst. Growth*, **227–228**, 571 (2001).
- [12] C. Lin, Y.L. Zheng, A.Z. Li. *J. Cryst. Growth*, **227–228**, 605 (2001).
- [13] A.K. Srivastava, J.C. De Winter, C. Caneau, M.A. Pollack, J.L. Zyskind. *Appl. Phys. Lett.*, **48**, 903 (1986).
- [14] B.L. Carter, E. Shaw, J.T. Olesberg, W.K. Chan, T.C. Hasenberg, M.E. Flatte. *Electron. Lett.*, **36**, 1301 (2000).
- [15] O.V. Sulima, K. Swaminathan, T.F. Refaat, N.N. Faleev, A.N. Semenov, V.A. Solov'ev, S.V. Ivanov, M.N. Abedin, U.N. Singh, D. Prather. *Electron. Lett.*, **42**, 355 (2006).
- [16] L. Shterengas, G.L. Belenky, J.G. Kim, R.U. Martinelly. *Semicond. Sci. Technol.*, **19**, 655 (2004).
- [17] А.Н. Семенов, В.С. Сорокин, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, С.В. Иванов. ФТП, **38**, 278 (2004).
- [18] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [19] R. People, J.C. Bean. *Appl. Phys. Lett.*, **47**, 322 (1985).
- [20] И.А. Андреев, Е.В. Кунитсына, Я.В. Терентьев, А.Н. Семенов, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, Ю.П. Яковлев. *8th Int. Conf. Mid-Infrared Optoelectronics Materials and Devices (MIOMD) 2007*, Bad Ischl, Austria, p. 94.
- [21] А.Н. Семенов, В.А. Соловьев, Б.Я. Мельцер, Я.В. Терентьев, Л.Г. Прокопова, С.В. Иванов, А.Н. Семенов. *J. Cryst. Growth*, **278**, 203 (2005).

Редактор Л.В. Беляков

## Molecular beam epitaxy of thermodynamically metastable GaInAsSb solid alloys for mid-IR photodetectors

*A.N. Semenov, Ya.V. Terent'ev, B.Ya. Meltser,  
V.A. Solov'ev, T.V. Popova, A.V. Nashchekin,  
I.A. Andreev, E.V. Kunitsyna, A.A. Usikova,  
Yu.P. Yakovlev, S.V. Ivanov*

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** This paper devoted to the growth peculiarities of  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$  alloys lattice-matched to GaSb, with the In content up to 25 mol.%, grown by molecular beam epitaxy. The materials are highly requested for the active region of mid-IR photodetectors in the 2.5–3.0  $\mu\text{m}$  spectral range. The results of studies of these alloys by double-crystal X-ray diffraction, scanning electron microscopy and photoluminescence spectroscopy are presented. It has been found that the  $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{Sb}_{1-y}$  alloys with  $x < 0.8$  grown at 500°C exhibit degradation of structural and optical properties as the layer thickness increases. The layers with the thickness beyond the critical one demonstrate a tendency to spinodal decomposition in a good agreement with the calculated chemical instability gap boundary. The ways of optimization of molecular-beam epitaxial growth conditions for such GaInAsSb alloys to suppress their decomposition are discussed as well as the performance of AlGaAsSb/GaInAsSb photodetectors fabricated on their basis.