

УДК 538.915

ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$, ИЗЛУЧАЮЩИЕ В БЛИЖНЕМ ИК-ДИАПАЗОНЕ

© 2021 г. А. В. Благин¹, Л. В. Благина², Л. С. Лунин³, И. Г. Попова¹, *

¹Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, Ростов-на-Дону, 344000 Россия

²Московский государственный технический университет гражданской авиации,
Кронштадтский бул., 20, Москва, 125993 Россия

³Южно-Российский политехнический университет (НПИ) им. М.И. Платова,
ул. Просвещения, 132, Новочеркасск, 346428 Россия

*e-mail: inna111109@rambler.ru

Поступила в редакцию 30.04.2021 г.

После доработки 06.08.2021 г.

Принята к публикации 16.08.2021 г.

Обсуждаются процессы формирования твердых растворов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$ с изовалентным легированием (Bi) в условиях метода зонной перекристаллизации градиентом температуры. Рассмотрены физико-технологические аспекты роста слоев твердых растворов и кинетические параметры процесса. Предложен механизм формирования дислокационной структуры исследуемых материалов. Изучены структура, электрофизические и оптические свойства твердых растворов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaSb}$. Выявлены закономерности формирования энергетического спектра материалов, не наблюдаемые для бинарных составляющих твердого раствора, в частности, расширение диапазона составов с прямыми переходами. Рассмотрены возможности приборного применения исследуемых многокомпонентных материалов.

Ключевые слова: ближний ИК-диапазон, светоизлучающие твердые растворы, зонная перекристаллизация градиентом температуры

DOI: 10.31857/S0002337X21120010

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы возрастает интерес к материалам ближнего ИК-диапазона (от 0.8 до 3 мкм) [1–3]. Создаются новые устройства на их основе, с помощью которых проводятся важные исследования в области медицины, экологии, а также в сфере безопасности жизнедеятельности. Участок спектра 1.8–2.5 мкм важен для решения задач лазерной спектроскопии газов и телеметрии [3, 4], а также низкотемпературной пирометрии [5]. Для анализа атмосферных загрязнений удобна полоса 2.3–2.5 мкм (в этом окне имеет место существенное поглощение излучения молекулами метана, угарного газа и оксида азота [1]). Поэтому сохраняется актуальность исследования материалов ближнего ИК-диапазона. В их числе – многокомпонентные твердые растворы, выращиваемые на подложках GaSb [1, 6, 7].

В настоящее время отмечается растущий интерес к антимонидным и висмутосодержащим полупроводниковым системам [8–15]. Это связано с тем, что в них возможно формирование непрерывного ряда твердых растворов, что существен-

но расширяет диапазон электрофизических параметров приборов на их основе.

Особый интерес представляет возможность изменять состав твердого раствора и получать необходимые спектральные характеристики, что реализуется при формировании мезоструктуры и/или легировании изовалентными примесями (для традиционно используемых соединений это, например, Al, N, Bi) [14, 15]. В работах [16–18] показано, что обогащение расплава, из которого осуществляется рост эпитаксиального слоя, висмутом способствует стабилизации состава и морфологии поверхности материала.

Целью настоящей работы является исследование процессов формирования и электрофизических свойств новых материалов – четырехкомпонентных твердых растворов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaSb}$.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Из работ [14, 19] следует, что в случае сопряжения бинарных составляющих с заметным различием постоянных решетки и термодинамических характеристик требуется модификация стандарт-

ной модели регулярных растворов, учитывающая формирование и распад ассоциатов на стадии роста. Начальное описание равновесия расплава и твердой фазы может быть осуществлено с использованием коэффициентов активности γ_{ij} и их значений γ_i^{CT} в жидкой фазе стехиометрического состава согласно уравнениям [17]

$$\frac{4\gamma_A\gamma_C}{\gamma_A^{\text{CT}}\gamma_C^{\text{CT}}} x_A x_C \exp\left\{\frac{\Delta S_{\text{пл}AC}}{RT} [T_{\text{пл}AC} - T]\right\} = \gamma_{AC}^S x_{AC}^S, \quad (1)$$

$$\frac{4\gamma_B\gamma_C}{\gamma_B^{\text{CT}}\gamma_C^{\text{CT}}} x_B x_C \exp\left\{\frac{\Delta S_{\text{пл}BC}}{RT} [T_{\text{пл}BC} - T]\right\} = \gamma_{BC}^S x_{BC}^S.$$

Эти коэффициенты связаны с параметрами взаимодействия и концентрациями компонентов уравнением для компонентов расплава [12]

$$RT \ln(\gamma_i) \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^m \alpha_{ij} x_j^2 + \sum_{\substack{k=1 \\ k > j}}^m \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq ik \neq i}}^m x_k x_j (\alpha_{ij} + \alpha_{ik} + \alpha_{kj}). \quad (2)$$

Активности бинарных составляющих твердого раствора считаются равными единице, поэтому значения γ_i твердого вещества берутся из экспериментов по определению поверхностей раздела фаз (см., например, [10]). Оптимальное решение задачи, учитывающее ассоциирование в жидкой фазе, было предложено авторами [20, 21]. Предложенная в работе модель многокомпонентного расплава на основе т. н. избыточных термодинамических потенциалов (EFLCP) была использована нами при создании модуля для вычисления равновесных составов в общем случае N -компонентного твердого раствора ($N \leq 5$).

Для пятикомпонентной системы общее уравнение равновесия имеет вид:

$$RT \ln(\gamma_i) = \sum_{j \neq i}^n \alpha_{ij} x_j^2 + \sum_{j \neq i}^n \sum_{k \neq i}^n (\alpha_{ij} + \alpha_{ik} - \alpha_{jk}) \times$$

$$\times x_j x_k + \left(2x_i - \frac{1}{2}\right) \sum_{j \neq i}^n \beta_{ij} x_j^2 + \quad (3)$$

$$+ \sum_{j \neq i}^n \sum_{k \neq i}^n x_j x_k [(x_j - x_k) \beta_{kj} +$$

$$+ x_j (\beta_{ij} + \beta_{ik}) + (1 - 2x_j) \psi_{ijk}],$$

где R – газовая постоянная; x_i – концентрация i -го компонента в жидкой фазе; α_{ij} , β_{ij} , ψ_{ijk} – параметры модели EFLCP ($\alpha_{AB} = F_{AB} - (F_A + F_B)$, где F_A и F_B – энергии Гиббса компонентов A и B соответственно, F_{AB} – то же для их смеси), рассчитанные по химпотенциалам компонентов жидкой фазы [1, 16] $\alpha_{ij} = 2(\mu_{ij}^{0l} - \mu_i^{0l} - \mu_j^{0l} + RT \ln 4)$.

$$\mu_i^{0l} = H_i^0(T) - TS_i^0 = H_{i,298}^0 +$$

$$+ \int_{298}^{T_{\text{пл},i}} C_{p,i}^S dT + \Delta H_{\text{пл},i} + \int_{T_{\text{пл},i}}^T C_{p,i}^l dT - \quad (4)$$

$$- T \left(S_{i,298}^0 + \int_{298}^{T_{\text{пл},i}} \frac{C_{p,i}^S}{T} dT + \frac{\Delta H_{\text{пл},i}}{T_{\text{пл},i}} + \int_{T_{\text{пл},i}}^T \frac{C_{p,i}^l}{T} dT \right),$$

где $H_{i,298}^0$, $S_{i,298}^0$, $C_{p,i}^S$, $C_{p,i}^l$, $T_{\text{пл},i}$, $\Delta H_{\text{пл},i}$ – теплота и энтропия плавления, теплоемкости кристалла и расплава при постоянном давлении, температура плавления и избыточная энтропия. Данные по твердым растворам, в состав которых входит висмут, взяты из [17, 18]. Вторая группа констант (“бета-коэффициенты”) – значения приращений свободной энергии при образовании двойных (типа AB) ассоциатов, определяемых по диаграммам плавкости бинарных и квазибинарных соединений,

$$\beta_{ij} = \frac{9}{2} (\mu_{ij}^0 - \mu_i^0 + \mu_j^0 + \mu_{ij}^0).$$

Коэффициенты Ψ_{ijk} представляют собой приращение свободной энергии при образовании тройных ассоциатов $A-B-C$:

$$\Psi_{ijk} = 9 \left(\mu_{ijk}^0 - \frac{2}{3} (\mu_{ij}^0 + \mu_{ik}^0 + \mu_{jk}^0) + \right.$$

$$\left. + \frac{1}{3} (\mu_i^0 + \mu_j^0 + \mu_k^0) + RT \ln \left(\frac{16}{27} \right) \right),$$

где μ_{ij}^0 – химпотенциал i - j -пар твердого раствора.

Показатели бинарного взаимодействия α_{AB} , α_{CD} , α_{CE} и α_{DE} определялись регрессией по сечениям концентрационных поверхностей. Избыточные потенциалы 6 бинарных составляющих $A^{III}B^V$ пятикомпонентной системы были рассчитаны по исходным параметрам μ^0 :

$$\mu_{ij}^l = \mu_{ij}^{0l} + RT [\ln(x_i x_j) + \ln(\gamma_i \gamma_j)].$$

Указанные составляющие AD , AE , BD , BE , CD , CE обуславливают возможность твердофазных превращений трех типов (попарно друг с другом), что приводит к выравниванию химпотенциалов. Постоянная решетки слоя рассчитывается по закону Вегарда [1, 17], для вычисления параметров активности γ используется аппроксимация квази-химического приближения. Влияние упругих напряжений учитывается функциями δ_{ij}^{mut} , рассчитываемыми по упругим постоянным пар $A^{III}-B^V$. Таким образом, твердая фаза системы $A-B-C-D-E$ описывается системой уравнений

Таблица 1. Составы жидкой фазы (концентрации компонентов X_i^L) и твердого раствора (x, y) $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$ ($T = 903 \text{ K}$)

| № | x | y | X_{Ga}^L | X_{Sb}^L | X_{Bi}^L | X_{In}^L |
|---|-------|-------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
| 1 | 0.002 | 0.018 | 0.26 | 0.15 | 0.48 | 0.11 |
| 2 | 0.002 | 0.022 | 0.24 | 0.17 | 0.50 | 0.09 |
| 3 | 0.003 | 0.015 | 0.20 | 0.14 | 0.58 | 0.08 |
| 4 | 0.003 | 0.012 | 0.18 | 0.17 | 0.57 | 0.08 |
| 5 | 0.007 | 0.022 | 0.14 | 0.15 | 0.64 | 0.07 |
| 6 | 0.007 | 0.022 | 0.14 | 0.12 | 0.66 | 0.08 |

$$\begin{cases} \delta_{AD}^{mut} = y_B y_E (\delta_1^{reac} - \delta_1^{def}) + y_C y_E (\delta_2^{reac} - \delta_2^{def}), \\ \delta_{AE}^{mut} = y_B y_D (-\delta_1^{reac} + \delta_1^{def}) + y_C y_D (-\delta_2^{reac} + \delta_2^{def}), \\ \delta_{BD}^{mut} = y_A y_E (-\delta_1^{reac} + \delta_1^{def}) + y_C y_E (-\delta_2^{reac} + \delta_2^{def}), \\ \delta_{BE}^{mut} = y_A y_D (\delta_1^{reac} - \delta_1^{def}) + y_C y_D (-\delta_3^{reac} + \delta_3^{def}), \\ \delta_{CD}^{mut} = y_A y_E (-\delta_2^{reac} + \delta_2^{def}) + y_B y_E (-\delta_3^{reac} + \delta_3^{def}), \\ \delta_{CE}^{mut} = y_A y_D (\delta_2^{reac} - \delta_2^{def}) + y_B y_D (\delta_3^{reac} - \delta_3^{def}). \end{cases} \quad (5)$$

Решаются любые 4 уравнения системы (5) (пятое уравнение линейно зависит от них [16]) при заданных температуре и концентрациях компонентов A и D . Затем определяется искомым состав жидкой фазы, т.е. x_A, x_B, x_C и x_D . Также решалась контрольная обратная задача: по составу расплава x_A, x_B, x_C, x_D рассчитывали температурное поле и концентрации компонентов твердой фазы. Необходимые для расчета данные (константы взаимодействия пар $A^{III}-B^V$ в твердой и жидкой фазах) были взяты из [12, 15, 17].

В табл. 1 приведены расчетные значения содержаний компонентов жидкой фазы (x_i обозначены здесь для наглядности как $X_{\text{Ga}}^L, X_{\text{Sb}}^L, X_{\text{In}}^L$ и X_{Bi}^L), равновесной с заданной твердой (вместо y_A и y_B введены обозначения: $x \rightarrow \text{Bi}$ и $y \rightarrow \text{In}$).

МЕТОДИКА И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Предварительные эксперименты показали, что низкая растворимость Bi в GaSb может быть повышена при использовании тройных твердых растворов InGaSb .

Для выбора температурного диапазона были проведены теоретические оценки и пилотные эксперименты по отжигу подложек GaSb в присутствии предварительно перекристаллизованного висмута.

Состав твердых растворов на рис. 1: кривая 1 – GaSb , расплав Ga ; 2 – GaSb , расплав $\text{Ga}(0.5)\text{Bi}(0.5)$; 3 – InGaSb , расплав $\text{Ga}(0.5)\text{In}(0.5)$; 4 – GaSbBi ,

расплав $\text{Ga}(0.5)\text{Bi}(0.5)$; 5 – InGaSbBi , расплав $\text{Ga}(0.25)\text{Bi}(0.75)$, $T = 893-905 \text{ K}$.

Характер зависимостей сходен: кинетический режим в области тонких (до 80 мкм) расплавов с постепенным ростом скорости, диффузионный – в диапазоне расплавов с толщиной более 120 мкм (незначительный спад $v(\ell)$) и смешанный – в промежуточной области. На этом участке скорость перекристаллизации достигает максимума, около 1 мкм/мин. С увеличением содержания Bi скорость роста увеличивается (кривые 4, 5), что связано с устойчивостью локального градиента температуры в силу низкой теплопроводности висмута (7.9 Вт/(м К)) по сравнению с теплопроводностью индия (81.8 Вт/(м К)).

Распределение дислокаций по толщине эпитаксиальных слоев выращенных твердых растворов исследовалось методом послойного травления. Плотность дислокаций в подложечном антимониде галлия отличалась от таковой в твердом растворе; “прорастания” дислокаций через поверхность раздела не наблюдалось. По-видимому, на этой поверхности генерируются существенные

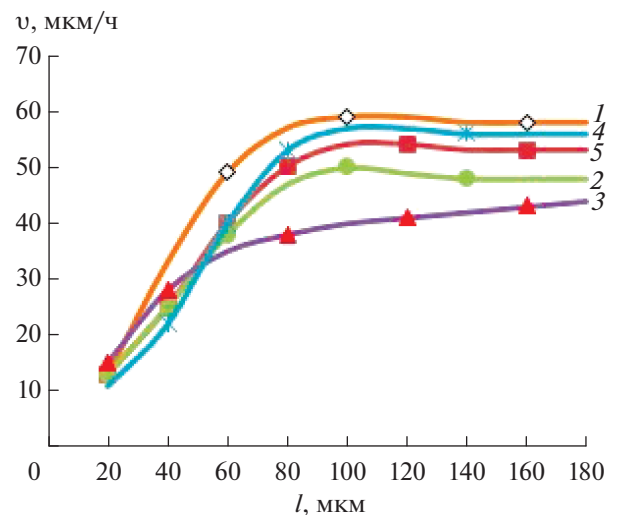


Рис. 1. Экспериментальные зависимости $v(\ell)$ процесса зонной перекристаллизации антимониды галлия.

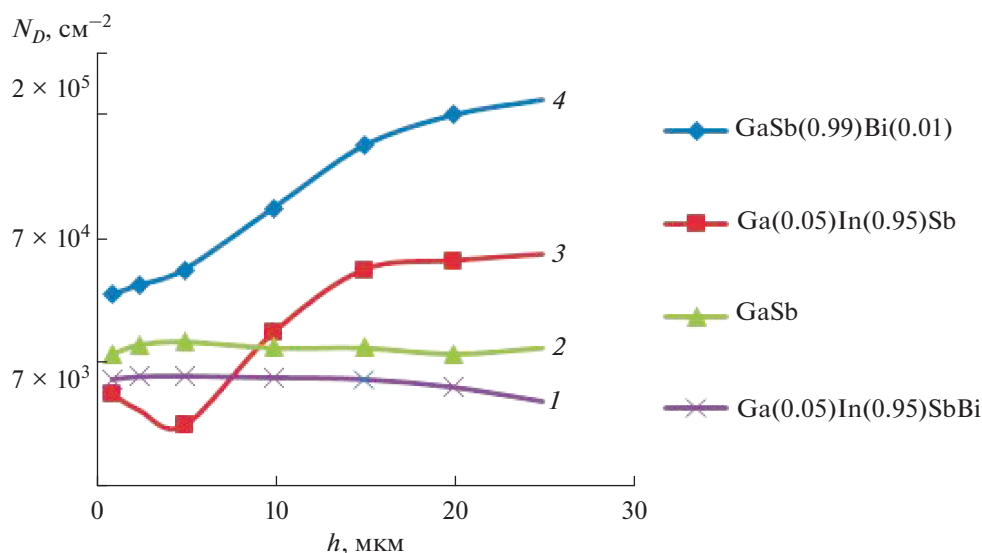


Рис. 2. Распределение плотности дислокаций по координате роста для четырехкомпонентной системы In–Ga–Sb–Bi (1); подложки GaSb (2); тройных систем Ga–In–Sb (3), Ga–Sb–Bi (4).

упругие напряжения, стабилизирующие состояние структуры эпитаксиальных слоев. Легирование висмутом растущего слоя, как видно на рис. 2, приводит к существенному снижению плотности дислокаций — до значения $N_D \approx 2 \times 10^4$ см^{-2} , т.е. более чем в 2 раза по сравнению с трехкомпонентной системой Ga–In–Sb (не содержащей Bi) исследуемой системы.

Причиной образования дислокаций является рассогласование кристаллических решеток GaSb и твердого раствора. Это было выявлено в результате исследований образцов методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Исследование состава с помощью РФЭС осуществлялось на установке СЭР-1А (возбуждение по линии K_α Al, анализатор типа “цилиндрическое зеркало”; остаточное давление в камере 10^{-7} – 10^{-8} мм рт. ст.). На каждом этапе осуществлялось протравливание исследуемой поверхности ионами аргона (3 кэВ, плотность тока 15 мкА/см²). Все контрольные точки были сняты вблизи подложки (на глубине до 1 мкм). Отмечено падение концентрации одного из подложечных компонентов — сурьмы при увеличении содержания второго — галлия. Регулярное распределение наблюдалось только у In, что коррелирует с результатами анализа зависимостей $N_D(h)$ (рис. 2), на которых прослеживается более высокий ($h \approx 15$ мкм) уровень дислокаций для тройного твердого раствора GaInSb (кривые 1, 2) по сравнению с соответствующим значением для антимонид галлия (кривая 3). То есть в первых монослоях многокомпонентного материала имеет место обеднение по сурьме с формированием нестехиометричного твердого раствора висмута. Это приводит к гене-

рации дислокаций, плотность которых возрастает по толщине слоя.

Исследования состава, осуществленные с использованием микроскопа FEI Quanta 200, оснащенного рентгеноспектральной системой EDAX (разрешение детектора 129 эВ (K_α Mn), частота счета до 10^5 имп./с), показали, что в твердом растворе $\text{GaSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ содержание Bi не превышает $x = 0.002$, что соответствует данным обзора [19]. В гетеросистеме In–Ga–Sb–Bi растворимость висмута повышается до 0.007 при концентрации индия $y = 0.015$.

Концентрация носителей заряда как функция координаты роста исследовалась по стандартной методике Холла. Погрешность не превышала 5%. Слой последовательно стравливался, на каждом этапе измерялось напряжение холловского поля, по которому определялась концентрация носителей заряда. На рис. 3 приведены зависимости $\lg n(h)$, где h — текущее значение толщины слоя, для составов с $x = 0.002$ (кривая 1) и 0.007 (кривая 2).

Можно выделить два участка: снижение концентрации на расстоянии 10–25 мкм от подложки, затем рост. При толщинах 50 мкм концентрация носителей заряда практически остается постоянной. Косвенно такой характер зависимостей говорит о повышенной дефектности твердого раствора вблизи подложки. Подвижность носителей составляла $(1.5–3.8) \times 10^3$ $\text{см}^2/(\text{В с})$ в нелегированных эпитаксиальных слоях InGaSb и $(7.2–8.2) \times 10^3$ $\text{см}^2/(\text{В с})$ в системе In–Ga–Sb–Bi.

На рис. 4 приведены спектры фотолюминесценции. Распределения мощности излучения в спектре и интегральной интенсивности излуче-

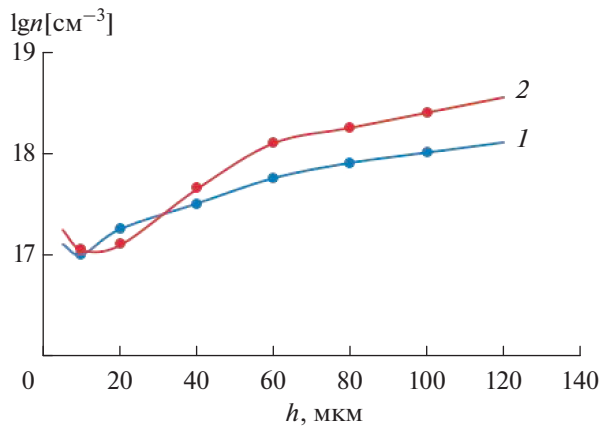


Рис. 3. Зависимости логарифма концентрации электронов от толщины твердого раствора $\text{Ga}_{1-y}\text{In}_y\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$ с $x = 0.002$ (1), 0.007 (2) (температура и толщина расплава в обоих случаях: $T = 893$ К, $\ell = 150$ мкм).

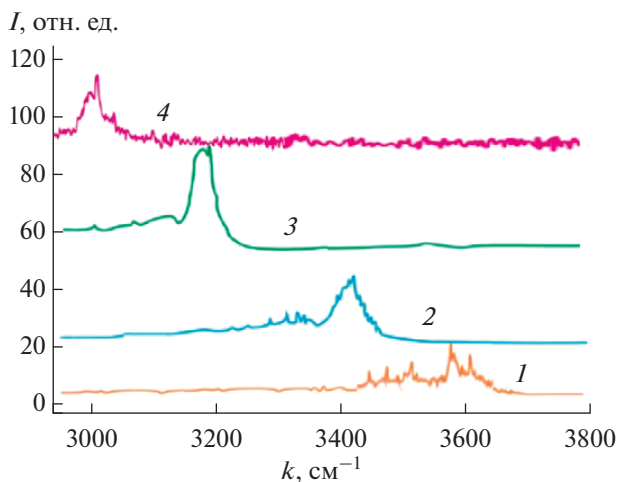


Рис. 4. Фотолуминесцентные характеристики: GaSb (1) и твердых растворов на его основе: InGaSb (2) и $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$ с $x = 0.002$ (3), 0.007 (4).

ния по координате роста изучали на косых шлифах эпитаксиальных слоев. Угол наклона исследуемой плоскости изменялся в пределах 10° – 300° . Погрешность в определении положения максимума краевых полос составляла ~ 0.005 эВ.

Для твердых растворов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x$ с $x = 0.002$ и 0.007 пики с относительной интенсивностью не ниже 0.5 соответствовали диапазонам волнового числа 3200 ± 50 см^{-1} ($\lambda = 1.96$ мкм) и 3000 ± 50 см^{-1} ($\lambda = 2.1$ мкм) – кривые 3 и 4 соответственно, т.е. наблюдается сдвиг в сторону больших длин волн по сравнению с максимальной интенсивностью люминесценции антимонида галлия (3600 см^{-1} , или 1.73 мкм, кривая 1). Максимум фотолюминесцентного отклика для трехкомпонентной системы In–Ga–Sb занимает промежуточное положение ($\lambda = 1.84$ мкм, кривая 2).

Были сделаны также оценки потерь излучения в оптоволоконнах, которые показали, что возможно их снижение до значений $\approx 10^{-2}$ дБ/км.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе представлены результаты исследований процессов роста новых материалов инфракрасной оптоэлектроники – твердых растворов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaSb}$.

Проведены исследования кинетики роста твердых растворов. Получена зависимость скорости кристаллизации от координаты, вдоль которой наращивались эпитаксиальные слои системы In–Ga–Sb–Bi. Установлено, что в четырехкомпонентных твердых растворах, выращиваемых в поле температурного градиента, содержание висмута может возрасти до $x = 0.007$, что в тройных системах возможно только в условиях молекулярно-пучковой эпитаксии [14], а в больших концентрациях – только в присутствии As [15].

Изучены электрофизические параметры (концентрация носителей заряда и подвижность) и спектры фотолуминесценции полупроводниковых материалов $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{Sb}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaSb}$.

Для твердых растворов с $x = 0.007$ наблюдалось смещение основного пика до $\lambda = 1.96$ мкм, что при аппроксимации для больших значений содержания висмута с хорошей точностью согласуется с расчетами [14] в приближении виртуального кристалла. Показано, что изученные структуры пригодны в качестве элементной базы излучающих устройств с длиной волны вблизи 2 мкм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кузнецов В.В., Лукин Л.С., Ратушный В.И. Гетероструктуры на основе четверных и пятнерных твердых растворов соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$. Ростов-на-Дону: СКНЦ ВШ, 2003. 376 с.
2. Зеневич С.Г., Климчук А.Ю., Семенов В.М., Спиридонов М.В., Родин А.В. Измерения полностью разрешенного контура линии поглощения углекислого газа в полосе на $\lambda = 1.605$ мкм в столбе атмосферы методом гетеродинной спектроскопии высокого разрешения // Квантовая электроника. 2019. Т. 49. № 6. С. 604–611.
3. Александров С.Е., Гаврилов Г.А., Капралов А.А., Матвеев Б.А., Сотникова Г.Ю., Реманный А.А. Моделирование характеристик оптических газовых сенсоров на основе диодных оптопар среднего ИК-диапазона спектра // ЖТФ. 2009. Т. 79. № 6. С. 112–118.
4. Avdeev O.I., Lukin A.B., Lubchenko V.V., Miller V.A. Multipurpose Miniature Solid-State Lasers // J. Opt. Technol. 1995. V. 62. № 7. P. 74–76.

5. Александров С.Е., Гаврилов Г.А., Сотникова Г.Ю., Тер-Мартиросян А.Л. Система контроля температуры рабочего торца оптоволоконных лазерных модулей с волоконным выводом излучения для медицинской аппаратуры // ФТП. 2014. Т. 48. № 1. С. 135–141.
6. Михайлова М.П., Андреев И.А., Иванов Э.В., Коновалов Г.Г., Гребенщикова Е.А., Яковлев Ю.П., Hiličius E., Hospodkova A., Pangrac Y. Фотоэлектрические и люминесцентные свойства наногетероструктур на основе GaSb с глубокой квантовой ямой Al(As)Sb/InAsSb/Al(As)Sb, выращенных методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений // ФТП. 2013. Т. 47. № 8. С. 1037–1042.
7. Wu D., Durlin Q., Dehzangi A., Zhang Y., Razeghi M. High Quantum Efficiency Mid-Wavelength Infrared Type-II InAs/InAs_{1-x}Sb_x Superlattice Photodiodes Grown by Metal-Organic Chemical Vapor Deposition // Appl. Phys. Lett. 2019. V. 114. № 1. P. 011104-1-6. <https://doi.org/10.1063/1.5058714>
8. Wu D., Li J., Dehzangi A., Razeghi M. Mid-Wavelength Infrared High Operating Temperature pBn Photodetectors Based on Type-II InAs/InAsSb Superlattice // AIP Adv. 2020. V. 10. P. 025018-1-5. <https://doi.org/10.1063/1.5136501>
9. Yao X., Zhang X., Kang T. et al. Photoelectron Properties of End-bonded InAsSb Nanowire Array Detector under Weak Light // Nanoscale Res. Lett. 2021. V. 16. № 1. P. 1–16. <https://doi.org/10.1186/s11671-021-03476-4>
10. Pei-Nan Ni, Jin-Chao Tong, Zheng-Ji Xu, Xiao-Hong Tang, Dao-Hua Zhang. Properties of InAsSb Films Grown on GaSb by Metal-Organic Chemical Vapor Deposition // Procedia Eng. 2017. V. 215. P. 24–30.
11. Rogalski A., Martyniuk P., Kopytko M., Madejczyk P., Krishna S. InAsSb-Based Infrared Photodetectors: Thirty Years Later On // MDPI Sens. 2020. V. 20. P. 1–72. <https://doi.org/10.3390/s20247047>
12. Pashkova O.N., Izotov A.D., Lobanov N.N., Sanygin V.P., Filatov A.V. Synthesis and Magnetic Properties of Solid Solutions $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{Sb}(\text{Mn})$ // Russ. J. Inorg. Chem. 2017. V. 62. P. 99–102. <https://doi.org/10.1134/S0036023617010144>
13. Sanygin V.P., Izotov A.D., Pashkova O.N. Structure and Chemical Composition of Manganese-Doped GaSb Dislocations // Russ. J. Inorg. Chem. 2018. V. 63. P. 1149–1155. <https://doi.org/10.1134/S0036023618090152>
14. Rajpalke M.K., Linhart W.M., Yu K.M., Jones T.S., Ashwin M.J., Veal T.D. Bi Flux-Dependent MBE Growth of GaSbBi Alloys // J. Cryst. Growth. 2015. V. 425. P. 241–244. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2015.02.093>
15. Duzik A., Millunchik J.M. Surface Morphology and Bi Incorporation in GaSbBi(As)/GaSb Films // J. Cryst. Growth. 2014. V. 390. P. 5–11. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2013.12.001>
16. Blokhin E.E., Irkha V.A., Pashchenko A.S. Influence of Three-Component Barrier Layers on Optical Properties of Photodetectors with Quantum Dots // Solid State Phenom. 2021. V. 316. P. 999–1003. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.316.999>
17. Лозовский В.Н., Лунин Л.С., Благин А.В. Градиентная жидкофазная кристаллизация многокомпонентных полупроводниковых материалов // Ростов-на-Дону: СКНЦ ВШ, 2003. 376 с.
18. Алфимова Д.Л., Лунина М.Л., Лунин Л.С., Пащенко О.С., Пащенко А.С., Яценко А.Н. Влияние висмута на структурное совершенство упруго-напряженных эпитаксиальных слоев AlGaInSbBi, выращенных на подложках InSb // Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. 2020. № 8. С. 20–25.
19. Delorme O., Cerutti L., Kudrawiec R., Esperanza L., Korpaczek J., Gladysiewicz M., Trampert A., Tournié E., Rodriguez J.-B. GaSbBi Alloys and Heterostructures: Fabrication and Properties // Springer Series in Materials. Science. 2019. V. 285. P. 125–161. https://doi.org/10.1007/978-981-13-8078-5_6
20. Charykov N., Sherstnev V., Krier A. General Theory of Multi-Phase Melt Crystallization // J. Cryst. Growth. 2002. V. 234. № 4. P. 762–772. [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(01\)01754-7](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(01)01754-7)
21. Чарыков Н.А., Чарыкова М.В., Семенов К.Н. и др. Экстремумы параметров состояния в условиях двухфазного и многофазного равновесия (Обзор) // Изв. Санкт-Петербургского государственного технологического института (технического университета). 2019. Т. 50. № 76. С. 16–26.