

06.3

© 1990

ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

 $Al_x In_{1-x} As_y Sb_{1-y} / InAs$ МЕТОДОМ ЖФЭ

А.М. Литвак, К.Д. Моисеев,

Т. Попова, Н.А. Чарыков,

Ю.П. Яковлев

В силу большой важности разработки волоконно-оптических линий связи третьего поколения, имеющих минимум дисперсионных потерь в спектральном диапазоне 2.5–2.6 мкм, встает задача выбора полупроводникового материала, имеющего соответствующую ширину запрещенной зоны. С этой точки зрения весьма привлекательно выглядит гетероструктура $Al_x In_{1-x} As_y Sb_{1-y} / InAs$ (составы, прилежащие к фигуративной точке $InAs-0.0 < x < 0.15$).

Для оценки зависимости ширины запрещенной зоны от состава рассматриваемого твердого раствора при 300 К (E_g), нами использована следующая аппроксимационная форма:

$$E_g = x \cdot y \cdot E_g(AlAs) + x \cdot (1-y) \cdot E_g(AlSb) + (1-x) \cdot y \cdot E_g(InAs) + (1-x) \cdot (1-y) \cdot E_g(InSb) + x \cdot (1-x) \cdot [y \cdot E_g(AlAs - InAs) + (1-y) \cdot E_g(AlSb - InSb)] + y \cdot (1-y) \cdot [x \cdot E_g(AlAs - AlSb) + (1-x) \cdot E_g(InAs - InSb)], \quad (1)$$

где $E_g(i)$ – ширина запрещенной зоны для i -го соединения; $E_g(i-j)$ – параметр прогиба для квазибинарной системы $i-j$, который линейно связан с регулярным параметром неидеальности твердой фазы $\alpha(i-j)$ (оценка которых проведена нами в работе [1]):

$$E_g(i-j) = \alpha(i-j) \cdot K, \quad \text{где } K = 16.8 \text{ эВ} \cdot \text{моль/кДж}. \quad (2)$$

Результаты расчета представлены на рис. 1, там же приведены экспериментальные данные, которые убедительно согласуются с расчетом. Как видно из рисунка, длине волны излучения 2.55 мкм отвечает состав $x = 0.08$, что согласуется с оценкой, проведенной в работе [2].

Сложность получения гетероструктур $Al_x In_{1-x} As_y Sb_{1-y} / InAs$ определяется следующими обстоятельствами.

1. Полным отсутствием в литературе экспериментальных данных по диаграмме плавкости четырехкомпонентной системы $Al-In-As-Sb$, а также ее трехкомпонентных подсистемам: $Al-As-Sb$, $Al-In-Sb$, квазибинарной подсистемы $AlAs - AlSb$ и бинарной подсистемы

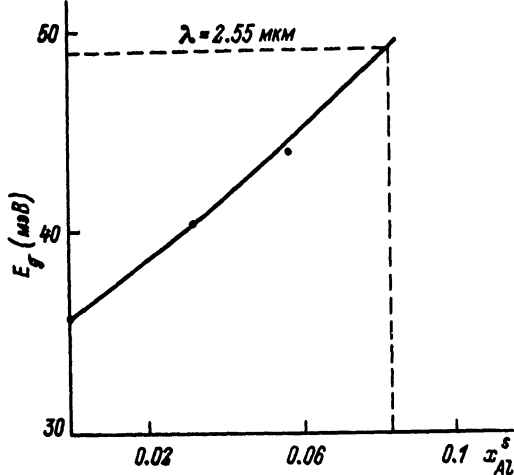


Рис. 1. Зависимость ширины запрещенной зоны (E_g) от состава твердого раствора $Al_x In_{1-x} As_y Sb_{1-y} / InAs$ при 300 К: сплошная линия - расчет, точки - экспериментальные данные.

Al-As. Изучение диаграмм плавкости этих подсистем сопряжено с целым рядом трудностей: расщеплением в твердой фазе (системы $Al-As-Sb$), расщеплением в расплаве (система $Al-In$), возгонка свободного As при высоких температурах ($T > 1090$ К) (система $Al-As$), высокая устойчивость метастабильных состояний, отвечающих переохлажденным расплавам (все системы). Более того, в литературе отсутствуют прямые экспериментальные данные по стандартным термодинамическим функциям для $AlAs$.

2. Высокими коэффициентами сегрегации для As и, особенно, для Al . Поэтому предварительный расчет диаграммы плавкости системы $Al-In-As-Sb$ по методу, изложенному в работах [1, 3], проведен нами с использованием ряда экстраполяций как стандартных термодинамических функций для $AlAs$, так и параметров неидеальности расплава, недоступных нам из-за отсутствия экспериментальных данных. Так, например, параметры $\psi(Al-As-Sb)$ и $\psi(Al-In-Sb)$ были нами положены равными нулю. Результаты предварительного расчета составов расплавов (вдоль линии составов твердых растворов, изопериодных к $InAs$) при 973 и 923 К представлены на рис. 2, а и 2, б соответственно.

Особенности проведения эпитаксиального синтеза определяются сложностью гомогенизации расплавов, вследствие расщепления последних на „индиевые“ и „алюминиевые“ слои. Поэтому в шихту вместо атомарного Al мы вводили эвтектические сплавы $In + Al$ (I) или $Sb + Al$ (II), приготовленных гомогенизацией при 1173 К в течение 5 ч. Результаты экспериментального изучения

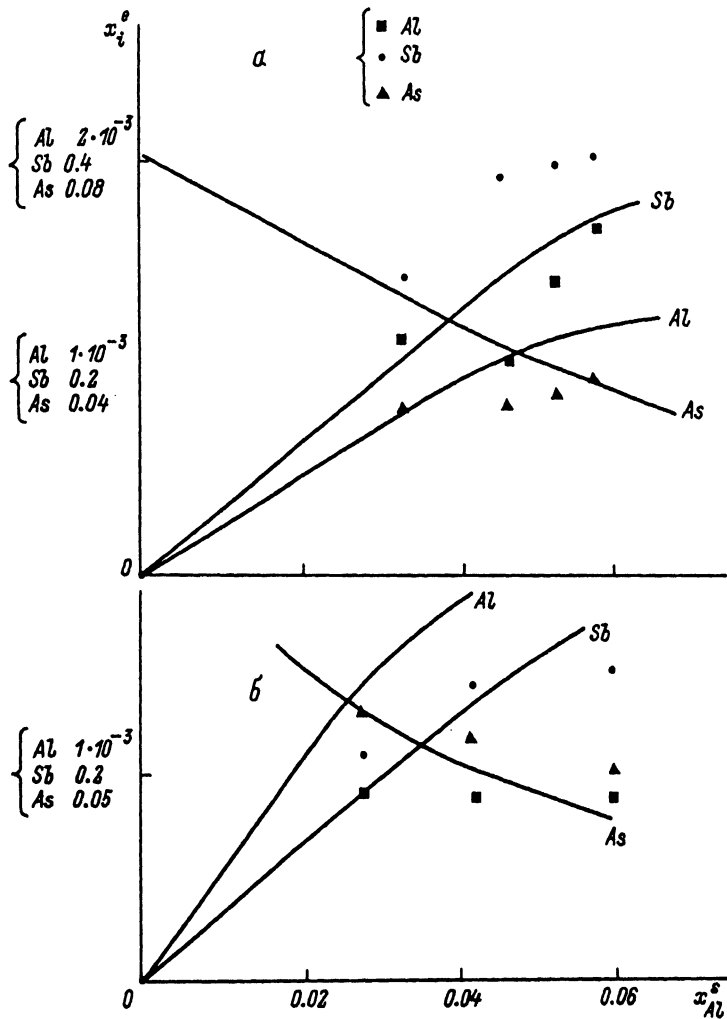


Рис. 2. Диаграмма плавкости системы $Al-In-As-Sb$ при 973 К (а) и 923 К (б) (твердая фаза $Al_x In_{1-x} As_y Sb_{1-y}$ изопериодична к $InAs$): сплошные линии – расчет мольных долей компонентов в расплавах ($x(i)$), точки, квадраты и треугольники – экспериментальные данные.

представлены на рис. 2 и в таблице. Из рисунка видно, что предварительный расчет, проведенный нами, может рассматриваться как начальное приближение при проведении эпитаксиального синтеза. Экспериментальные данные по составу твердой фазы, приведенные в таблице, достаточно условны, поскольку рентгеновский микроанализатор САМЕВАХ усредняет состав в пределах толщины порядка 1 мкм, а концентрация Al за это время успевает (за счет очень высокого коэффициента сегрегации) уменьшиться на 2–4 отн. %.

Составы сосуществующих фаз в системе $Al-In-As-Sb$ (твердая фаза $Al_xIn_{1-x}As_ySb_{1-x}$ изоперодична к $InAs$), площадь поверхности контакта расплав-подложка $0.8-0.9 \text{ см}^2$

T, K	E_g (эВ) 300 K	Состав расплава			Состав твердого раствора		$(\delta \text{ а/а}),$ отн. ед.	Масса распл., гр	Толщ. э. с., мкм
		$x(As)$	$x(Sb)$	$x(Al)^*$	x	y			
918	0.45	0.0400	0.425	0.0017	0.058	0.061	-0.0003	1.9	1.3
918		0.0377	0.416	0.0015	0.053	0.045	-0.0007	1.5	1.0
918		0.0362	0.400	0.0011	0.046	0.068	0.0019	1.5	0.8
918		0.0352	0.492	0.0007	0.025	0.044	0.0025	1.7	<0.5
918		0.0356	0.301	0.0012	0.033	0.065	0.0031	1.5	<0.5
970		0.0658	0.246	0.0009	0.026	0.026	-0.0006	1.5	1.0
970		0.0602	0.289	0.0009	0.041	0.041	0.0006	1.5	0.9
970	0.41	0.0521	0.330	0.0009	0.060	0.032	-0.0034	1.3	<0.5

* Данные получены при пересчете концентрации Al из масс расплавов $Al+In$ и $Al+Sb$.

Таким образом, нами были впервые синтезированы методом ЖФЭ твердые растворы $Al_xIn_{1-x}As_ySb_{1-y}/InAs$ ($0.00 < x < 0.06$) при температурах синтеза 973 и 923 К, причем максимальное значение энергии в максимуме полосы фотолюминесценции (при $T = 4.2$ К) достигало $h\nu_{max} = 0.50$ эВ для состава $x = 0.058$.

Из анализа диаграммы плавкости системы $Al-In-As-Sb$ следует, что для получения твердых растворов, более богатых Al ($0.06 < x < 0.015$), необходимо уменьшить температуру эпитаксиального синтеза до 873 К ($x < 0.11$) либо до 843 К ($x < 0.15$).

Выражаем благодарность М.С. Бреслеру и О.Б. Гусеву за проведение фотолюминисцентных исследований.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Гусейнов А.А., Литвак А.М., Попов А.В., Чарыков Н.А., Шерстнев В.В., Яковлев Ю.П. // Письма в ЖТФ. 1990. В печати.
- [2] Bhan J., Joulie A., Mani N., Joulie A.-M., Albert C. // SPIE, Mater. Techn. for Optic Commun. 1987. V. 866. P. 126-134.
- [3] Гусейнов А.А., Джурганов Б.Е., Литвак А.М., Мирсагатов М.А., Чарыков Н.А., Шерстнев В.В., Яковлев Ю.П. // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15. Вып. 12. С. 67-73.

Физико-технический
институт им. А.Ф. Иоффе
АН СССР, Ленинград

Поступило в Редакцию
28 апреля 1990 г.

Письма в ЖТФ, том 16, вып. 13

12 июля 1990 г.

05.1

© 1990

О КОНФИГУРАЦИИ СОБСТВЕННОГО МЕЖУЗЕЛЬНОГО АТОМА В α -ЖЕЛЕЗЕ

А.А. Васильев, Д.Б. Мизандронцев

Собственные межузельные атомы являются одними из основных элементарных точечных дефектов, возникающих в кристаллических материалах при интенсивных внешних воздействиях. Так, при облучении кристаллов частицами высоких энергий межузельные атомы образуются в равном числе с вакансиями и специфика их дальнейшего поведения определяет ряд важных радиационных эффектов