

УДК 620.91:662.97

В.С. Антощенко, Ю.В. Францев, О.А. Лаврищев, Е.В. Антощенко

НИИЭТФ, Казахский национальный университет им. аль-Фараби, Казахстан, г. Алматы
E-mail: solartechology@mail.ru**Изучение фазового равновесия в пятикомпонентной системе Sn-Bi-Al-Ga-As**

Исследованы фазовые равновесия в системе Sn-Bi-Al-Ga-As в диапазоне температур 900-1100К применительно к технологии свободно расположенных монокристаллических пленок GaAs. Скорректированы параметры взаимодействия компонент в жидкой фазе и приведены результаты расчета фазовых диаграмм. Данные по ликвидусу указывают на наличие узкого интервала Al (X_{Al}^0), в котором растворимость GaAs не зависит от содержания Ga в Bi-Sn растворе. При $X_{Al} > X_{Al}^0$ растворимость GaAs растет с X_{Ga} , и наоборот, при $X_{Al} < X_{Al}^0$ она падает. Коэффициент распределения Al быстро возрастает с уменьшением X_{Ga} , причем более резко с ростом X_{Bi} в Sn-Bi растворе. Эти результаты предопределяют возможность синтеза свободных монокристаллических пленок в системах на основе инертных растворителей.

Ключевые слова: Фазовое равновесие; растворимость GaAs; свободно расположенная пленка; раствор Bi-Sn.

V.S. Antoschenko, Yu.V. Francev, O.A. Lavrishev, E.V. Antoschenko

Investigation of phase equilibria in the quinary system Sn-Bi-Ga-Al-As

Phase equilibrium in the Sn-Bi-Al-Ga-As system (from 900 to 1100°K), with particular emphasis on theregions of technological importance to free-standing single crystalline GaAs films are investigated. Modifications to interaction parameters are made and calculated phase data are presented. The liquidus data indicates it has a sharp interval of Al (X_{Al}^0) where GaAs solubility doesn't depend on Ga content in Bi-Sn solutions. At $X_{Al} > X_{Al}^0$ GaAs solubility is increasing with X_{Ga} , and conversely at $X_{Al} < X_{Al}^0$ the solubility is falling. The distribution coefficient for Al dramatically increases with X_{Ga} decreasing and more strongly with X_{Bi} increasing in Sn-Bi solutions. As indicates the solidus data of all Al_xGa_{1-x} . As compositions ($0 < X < 1$) can be prepared at Al concentration in liquid less than 1% (at.). These results predetermine the possibility of the synthesis of free standing GaAs films in the systems on the basis of inert solvents.

Keywords: Phase equilibrium, solubility of GaAs, Free standing film, Bi-Sn solution.

В.С. Антощенко, Ю.В. Францев, О.А. Лаврищев, Е.В. Антощенко

Sn-Bi-Al-Ga-As бес компонентті жүйесіндегі фазалық тепе-теңдікті талдау

Еркін орналасқан монокристалды GaAs қабықшаларына қолдануға байланысты Sn-Bi-Al-Ga-As жүйесінде, 900-1100К температуралар аралығындағы фазалық тепе-теңдіктер зерттелді. Сұйық фазадағы компоненттердің әсерлесу параметрлеріне түзетулер енгізілді және фазалық диаграмма есептеулерінің нәтижелері келтірілген. Ликвидус нәтижелері, GaAs еру қабілеті Bi-Sn ерітіндідегі Ga мөлшерінен тәуелсіз Al (X_{Al}^0) жіңішке интервалы бар екенін көрсетеді. $X_{Al} > X_{Al}^0$ жағдайында GaAs еру қабілеті X_{Ga} мен бірге өседі, және керісінше $X_{Al} < X_{Al}^0$ жағдайында ол кемиді. Al таралу коэффициенті X_{Ga} азаюымен тез артады және бұл құбылыс Sn-Bi ерітіндісінде X_{Bi} артқанда күрт байқалады. Бұл нәтижелер инертті ерітінділер негізіндегі жүйелерде еркін монокристалды қабықшаларды синтездеуге мүмкіндік бар екенін растайды.

Түйін сөздер: фазалық тепе-теңдік, GaAs ерігіштігі, еркін орналасқан қабықша, Bi-Sn ерітіндісі

Введение

Получение эпитаксиальных слоев из раствора в расплаве Bi открывает новые возможности для повышения кристаллического совершенства и улучшения электрофизических характеристик арсенида галлия и полупроводниковых приборов, изготовленных на его основе. Олово наряду с германием и кремнием является наиболее широко используемой примесью для получения легированных слоев арсенида галлия методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ). Изучение поведения примесей в арсениде галлия, выращенном из расплава Bi [1,2] показало, что эффективный коэффициент распределения $S_{\text{показывает}} \text{на два порядка выше, чем при использовании расплава галлия, традиционно применяемого для получения слоев методом ЖФЭ. При этом олово проявляет амфотерные свойства и в зависимости от концентрации и температуры может быть как донором, так и акцептором, тогда как при росте из Ga растворителя олово всегда остается донором [3]. Концентрация электронов в слоях, выращенных из Bi-Sn расплавов линейно растет с концентрацией олова, достигая значения } 10^{19} \text{ см}^{-3} \text{ при содержании олова порядка 20 ат.} \% [1]. При$

такой высокой концентрации олова в жидкой фазе становится существенным его влияние на фазовое равновесие в системе расплав-подложка, в частности на растворимость GaAs. С другой стороны, обогащенные Sn растворы с добавками Al, были использованы для синтеза свободно расположенных монокристаллических пленок GaAs [4]. Полученные результаты показали, что данный метод может стать альтернативой развиваемым за рубежом методам получения тонких автономных монокристаллических пленок соединений A^3B^5 , таких как Lift-off [5,6]. В этой связи представляет практический интерес изучение фазовой диаграммы системы Sn-Bi-Ga-Al-As, результаты которого представлены в данной работе.

Теоретические расчеты

Уравнения для расчета фазовой диаграммы системы Sn-Bi-Al-Ga-As аналогичны тем, что были использованы нами в работе [7] для системы Bi-Al-Ga-As. Соотношения, связывающие составы твердой и жидкой фаз через термодинамические параметры бинарных соединений и коэффициенты активности компонент в этих фазах даются уравнениями:

$$\ln \gamma_{AC}(1-X) = \ln 4 X_A^L X_C^L + \ln(\gamma_A \gamma_C / \gamma_A^{sl} \gamma_C^{sl}) + \Delta S_{AC}^F (T_{AC}^F - T) / RT, \quad (1)$$

$$\ln \gamma_{BC} X = \ln 4 X_B^L X_C^L + \ln(\gamma_B \gamma_C / \gamma_B^{sl} \gamma_C^{sl}) + \Delta S_{BC}^F (T_{BC}^F - T) / RT. \quad (2)$$

В квазирегулярном приближении коэффициенты активности компонент тройного твердого раствора находятся из соотношений:

$$RT \ln \gamma_{AC} = \Omega^S (1-X)^2, \quad (3)$$

$$RT \ln \gamma_{BC} = \Omega^S X^2, \quad (4)$$

где Ω^S – параметр взаимодействия между AC и BC в твердой фазе, а X – мольная доля соединения AC в твердом растворе.

Для вычисления коэффициентов активности компонент в жидкой фазе была использована мо-

дель n-компонентной жидкой фазы, предложенная в [5], согласно которой

$$RT \ln \gamma_i = \sum_{\substack{j=1 \\ i \neq j}}^m a_{ij} x_j^2 + \sum_{k=1}^m \sum_{\substack{j=1 \\ k < j; j \neq i; i \neq k}}^m x_k x_j a_{ij} + a_{ik} - a_{kj} \quad (5)$$

Из уравнения (5) коэффициенты активности пятикомпонентной жидкой фазы имеют следующий вид:

$$\begin{aligned}
RT\ln\gamma_A = & \Omega_{AB}^L(X_B^L)^2 + \Omega_{AC}^L(X_C^L)^2 + \Omega_{AD}^L(X_D^L)^2 + \Omega_{AE}^L(X_E^L)^2 + (\Omega_{AB}^L + \Omega_{AC}^L - \Omega_{BC}^L)X_B^L X_C^L + \\
& + (\Omega_{AB}^L + \Omega_{AD}^L - \Omega_{BD}^L)X_B^L X_D^L + (\Omega_{AC}^L + \Omega_{AD}^L - \Omega_{CD}^L)X_C^L X_D^L + \\
& + (\Omega_{AB}^L + \Omega_{AE}^L - \Omega_{BE}^L)X_B^L X_E^L + (\Omega_{AC}^L + \Omega_{AE}^L - \Omega_{CE}^L)X_C^L X_E^L + (\Omega_{AD}^L + \Omega_{AE}^L - \Omega_{DE}^L)X_D^L X_E^L,
\end{aligned} \quad (6)$$

$$\begin{aligned}
RT\ln\gamma_B = & \Omega_{AB}^L(X_A^L)^2 + \Omega_{BC}^L(X_C^L)^2 + \Omega_{BD}^L(X_D^L)^2 + \Omega_{BE}^L(X_E^L)^2 + (\Omega_{BC}^L + \Omega_{AB}^L - \Omega_{AC}^L)X_A^L X_C^L + \\
& + (\Omega_{BC}^L + \Omega_{BD}^L - \Omega_{CD}^L)X_C^L X_D^L + (\Omega_{BE}^L + \Omega_{BD}^L - \Omega_{AD}^L)X_A^L X_D^L + \\
& + (\Omega_{BE}^L + \Omega_{AB}^L - \Omega_{AE}^L)X_A^L X_E^L + (\Omega_{BC}^L + \Omega_{BE}^L - \Omega_{CE}^L)X_C^L X_E^L + (\Omega_{AD}^L + \Omega_{AE}^L - \Omega_{DE}^L)X_D^L X_E^L,
\end{aligned} \quad (7)$$

$$\begin{aligned}
RT\ln\gamma_C = & \Omega_{AC}^L(X_A^L)^2 + \Omega_{BC}^L(X_B^L)^2 + \Omega_{CD}^L(X_D^L)^2 + \Omega_{CE}^L(X_E^L)^2 + (\Omega_{AC}^L + \Omega_{BC}^L - \Omega_{AB}^L)X_A^L X_B^L + \\
& + (\Omega_{BC}^L + \Omega_{CD}^L - \Omega_{BD}^L)X_B^L X_D^L + (\Omega_{AC}^L + \Omega_{CD}^L - \Omega_{AD}^L)X_A^L X_D^L + \\
& + (\Omega_{AC}^L + \Omega_{CE}^L - \Omega_{AE}^L)X_A^L X_E^L + (\Omega_{BC}^L + \Omega_{CE}^L - \Omega_{BE}^L)X_B^L X_E^L + (\Omega_{CD}^L + \Omega_{CE}^L - \Omega_{DE}^L)X_D^L X_E^L.
\end{aligned} \quad (8)$$

Здесь Ω_{ij}^L – параметр взаимодействия между компонентами i и j в жидкой фазе, а нижние индексы соответствуют:

A – Al, B – Ga, C – As, D – Sn, E – Bi.

Условие баланса масс для твердой и жидкой фаз можно записать как:

$$X_{AlAs} + X_{GaAs} = 1, \quad (9)$$

$$X_{Al} + X_{Ga} + X_{As} + X_{Sn} + X_{Bi} = 1. \quad (10)$$

С использованием приведенных уравнений был выполнен расчет фазовой диаграммы системы Sn-Bi-Al-Ga-As. Необходимые для этого термодинамические данные по бинарным соединениям, взятые из [9] приведены в таблице. Параметры взаимодействия в жидкой фазе Ω_{Bi-As} , Ω_{Bi-Al} и Ω_{Bi-Ga} были определены [7] на основе фазовых диаграмм соответствующих двойных систем [10]. Для расчета параметра Ω_{Bi-Sn} нами использованы данные по фазовой диаграмме Bi-Sn из [11]. Результаты расчета корректировались подгонкой параметров взаимодействия в жидкой фазе для наилучшего совпадения полученных зависимостей с экспериментальными точками, которые брались частично из литературных данных, а частично были получены нами из экспериментов по растворимости арсе-

нида галлия в расплавах Bi-Sn-Ga.

Расчет проводился в температурном диапазоне 850-1100K в интервале концентраций Al в жидкой фазе от 0 до 1 ат.%. На рис. 1-8 представлены полученные результаты вместе с имеющимися экспериментальными данными. Для экономии места мы опустили здесь температурные зависимости для ликвидуса и солидуса. Их ход аналогичен зависимостям, приведенным в [7] для системы Bi-Al-Ga-As. Основные закономерности сводятся к тому, что при фиксированной концентрации компонент с ростом температуры растворимость GaAs в расплавах Bi-Sn-Al-Ga возрастает, а область синтеза твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ смещается в сторону более высокого содержания алюминия.

Таблица 1 – Термодинамические данные для расчета фазовой диаграммы Bi-Sn-Al-Ga-As

$$\begin{aligned}
T_{AlAs}^F &= 2043\text{K}; T_{GaAs}^F = 1511\text{K}; \\
\Delta S_{AlAs}^F &= 15,6 \text{ кал}/(\text{моль K}); \Delta S_{GaAs}^F = 16,64 \text{ кал}/(\text{моль K}); \\
\Omega_{Al-As} &= -6390 - 5,5T \text{ кал}/\text{моль}; \Omega_{GaAs-AlAs} = 0; \Omega_{Ga-As} = 607 - 4,48T \text{ кал}/\text{моль}^*; \\
\Omega_{Ga-Al} &= 104 \text{ кал}/\text{моль}; \\
\Omega_{Bi-Ga} &= 6650 - 6,5T \text{ кал}/\text{моль}^*; \Omega_{Sn-As} = 7250 - 7,5T \text{ кал}/\text{моль}; \\
\Omega_{Bi-Al} &= 2000 + T \text{ кал}/\text{моль}^*; \Omega_{Sn-Ga} = 0 \text{ кал}/\text{моль}; \\
\Omega_{Bi-As} &= 6000 - T \text{ кал}/\text{моль}^*; \Omega_{Sn-Al} = 2000 \text{ кал}/\text{моль} \\
\Omega_{Bi-Sn} &= 2000 \text{ кал}/\text{моль}^{**}
\end{aligned}$$

*- данные работы [7], ** - данные настоящей работы

Экспериментальные данные

Экспериментальные данные по ликвидусу системы Sn-Bi-Al-Ga-As имеются только для разреза Bi-Ga-GaAs для 973, 1073 и 1123K [1] и для 1073 и 1113K [12]. Кроме того имеются литературные данные по температурной зависимости растворимости GaAs в Sn, Bi и Ga [13]. Система Ga-Al-As достаточно хорошо изучена, однако наибольший интерес для нас представляет область фазовой диаграммы обогащенная инертным компонентом, а именно, сплавами олово-висмут, включающими до 10 ат.% Ga и до 1 ат.% Al. Эта часть фазовой диаграммы Sn-Bi-Al-Ga-As экспериментально не исследована вследствие неконтролируемого растворения затравочного кристалла GaAs при определении растворимости по методу потери веса источника [13]. В то же время жидкие фазы на основе олова были использованы ранее для синтеза свободно расположенных монокристаллических пленок GaAs [14]. Предварительные эксперименты, выполненные в рамках данного исследования с Bi-растворителем показали возможность получения таких пленок и в этом случае.

На рис. 1 показаны ликвидус (а) и солидус (б) фазовой диаграммы системы Sn-Bi-Al-Ga-As в области богатой инертным растворителем, рассчитанные для температуры 1098K.

Кривые 2-6 получены при фиксированной концентрации галлия равной 10 % (ат.) и различном соотношении Bi/Sn в жидкой фазе. При малых концентрациях Al наблюдается монотонный рост растворимости GaAs с ростом содержания олова почти на порядок величины. Рост концентрации Al до 1% (ат.) приводит к снижению растворимости GaAs почти до нуля независимо от соотношения Bi/Sn. Кривые солидуса (рис.1,б) показывают, что в интервале концентраций Al в пределах

10^{-6} - 10^{-2} ат. долей может быть синтезирован весь ряд твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ ($0 < x < 1$). Пунктирная линия (1) на рис.1,а соответствует растворимости GaAs в расплавах Sn-Al, показывая гораздо более высокие ее значения, чем в расплавах с добавками галлия. Сравнение кривых 1 и 2, относящихся к чисто оловянному растворителю показывает, что введение Ga в количестве ~10% (ат.) приводит к резкому снижению растворимости GaAs. Еще в большей степени это относится к чисто висмутовому растворителю (кривые 7 и 6). Рис.1,б показывает, что при синтезе слоев твердого раствора из жидкой фазы, не содержащей Ga слои с высоким содержанием AlAs могут быть получены при гораздо более низкой концентрации Al, чем в присутствии Ga. При этом для Bi эта величина меньше, чем для Sn (соответственно кривые 7 и 1 на рис.1,б).

На рис.2 приведены зависимости растворимости GaAs в расплавах Bi-Sn-Al (а) и Bi-Sn (б). Как и на рис. 1, а растворимость GaAs растет с концентрацией Sn, причем уменьшение расчетной температуры на 100K приводит к ее двукратному снижению (кривые 1 на рис.1 и 2). Результаты экспериментального определения растворимости GaAs в расплавах Bi-Sn приведены на рис. 2,б. Там же приведена расчетная зависимость, полученная из рис.2, а для $X_{Al}=0$. Эксперименты выполнялись по методу потери веса подложки- источника без предварительного насыщения расплава. На графике наблюдается практически линейный рост растворимости GaAs с ростом концентрации Ga. Хорошее соответствие расчета с экспериментом подтверждает правильность принятой модели и выбранных термодинамических параметров.

На рис.3 приведена фазовая диаграмма разреза Bi-Ga-Al-GaAs. В отличие от аналогичной

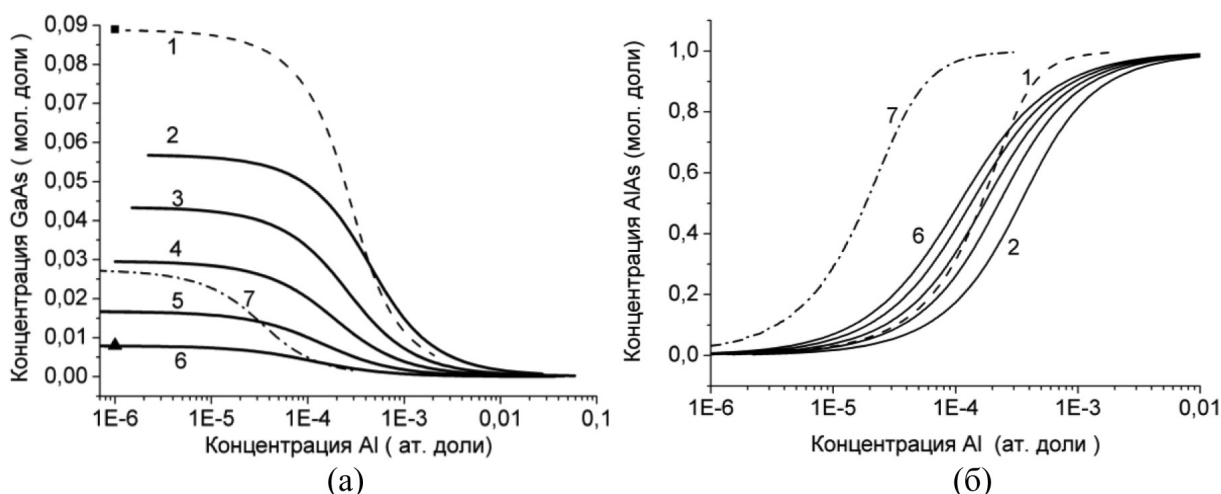


Рисунок 1 – Растворимость GaAs в расплавах Bi-Sn-Ga-Al (а) и равновесные составы твердой фазы (б) при 1098K: сплошные линии – расчет (концентрации даны в ат. долях): 1- Ga=0; Sn=1,0; 2-6 -Ga=0,1; 2-Sn=1,0; 3-Sn=0,6; 4- Sn=0,4; 5- Sn=0,2; 6- Sn=0; 7- Ga=0, Bi=1,0. Экспериментальные точки: треугольник - [12], квадрат - [8]

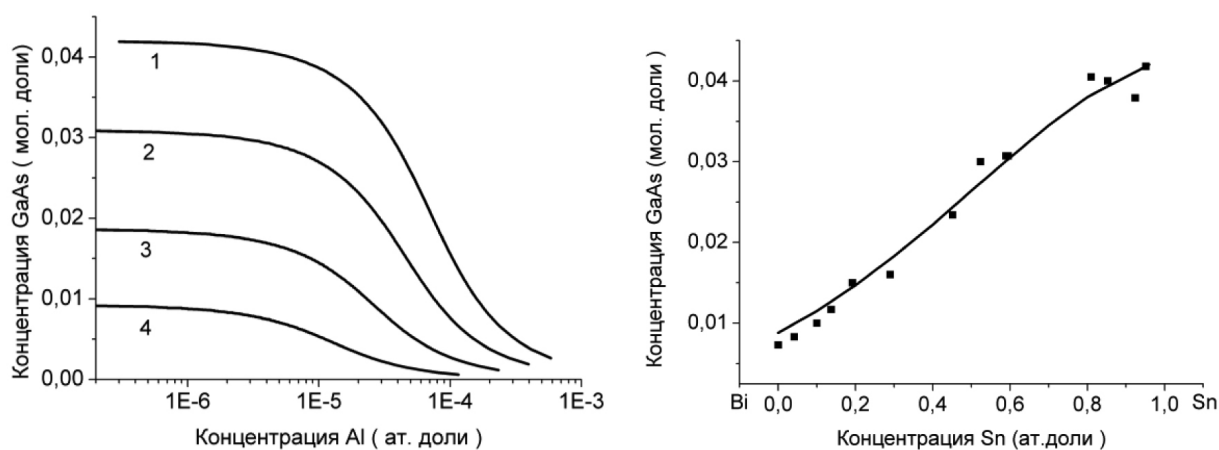


Рисунок 2 – Растворимость арсенида галлия при 1000 К (а) - в расплавах Bi-Sn-Al с концентрацией висмута (ат. %): 1 - 0; 2 - 30; 3 - 60; 4- 100; (б) - в расплавах Bi-Sn (сплошные линии – расчет, точки – эксперимент)

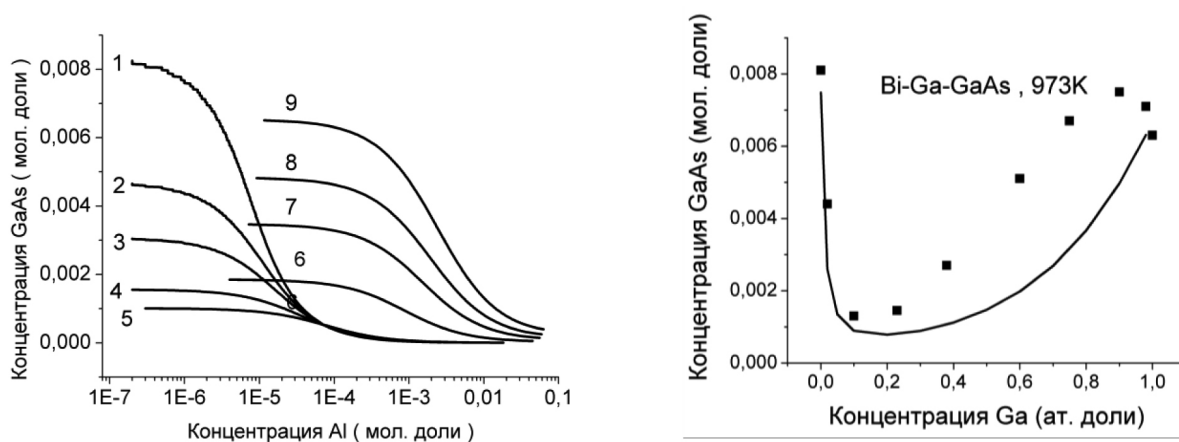


Рисунок 3 – Растворимость GaAs при 973K в расплавах Bi-Ga-Al (а) и Bi-Ga (б) при концентрации Ga: 1-0,01; 2-0,02; 3- 0,05; 4- 0,07; 5- 0,1; 6- 0,6; 7- 0,8; 8- 0,9; 9- 0,99 ат. долей; квадраты – экспериментальные точки из работы [1]

диаграммы с оловом в качестве основного компонента (см. рис.2) она характеризуется наличием минимума растворимости при 10%(ат.) Ga. Растворимость GaAs быстро падает при введении даже небольших количеств галлия в жидкую фазу вплоть до $X_{Ga} = 0,1$ (кривые 1-5 на рис.3,а). В этом концентрационном диапазоне изотермы ликвидуса, отвечающие различному содержанию галлия, вырождаются в одну линию, показывая независимость растворимости GaAs от концентрации Ga при увеличении концентрации Al свыше 10^{-4} ат. долей. Дальнейший рост концентрации Ga приводит к возрастанию растворимости GaAs почти до значения, отвечающему растворимости в чистом Bi (кривые 6-9 на рис.3,а). Экспериментальное изучение разреза Bi-Ga-Al-GaAs сопряжено с трудностями, о которых говорилось выше. Диаграмма системы Bi-Ga-GaAs изучалась в работах [1,12]. В работе [1] получен S-образный ход кривой растворимости, который не мог быть интерпретирован в рамках модели квазирегулярного раствора. Удовлетворительное согласие с экспериментом наблюдалось со стороны Bi до концентрации галлия 10-12 ат.%. При более высоких концентрациях Ga (за исключением значения растворимости GaAs в чистом Ga) теория даже качественно не описывает эксперимент. Причиной такого расхождения, по мнению авторов [12] может быть существование в жидкой фазе молекул Bi_2 , взаимодействие которых с другими

компонентами жидкой фазы не было учтено в расчетах.

Кривая на рис.3,б получена нами на основе расчета фазовой диаграммы Bi-Ga-Al-GaAs при условии $X_{Al}=0$. Она практически повторяет аналогичную зависимость из [1], но несколько лучше согласуется с результатами эксперимента до $X_{Ga}=0,1$ ат. долей. Таким образом, применимость фазовой диаграммы разреза Bi-Ga-Al-GaAs ограничена 10%-ым интервалом по концентрации Ga со стороны сплавов, обогащенных Bi. Тем не менее, результаты изучения фазового равновесия в этой части пятикомпонентной системы Bi-Sn-Ga-Al-As представляют несомненный интерес и могут быть использованы при разработке технологии свободно расположенных монокристаллических пленок GaAs.

Рис.4 демонстрирует область фазовой диаграммы со стороны расплавов Sn-Ga-Al-обогащенных оловом. Характерным здесь является то, что изотермы, соответствующие различному содержанию Ga в жидкой фазе, вплоть до 50 % (ат.) (кривые 1-3 на рис 4,а) пересекаются в узком концентрационном интервале. Это приводит к существованию области составов, в которой растворимость GaAs не зависит от концентрации Ga. Слева от этой области растворимость GaAs падает, а справа растет с ростом X_{Ga} . Как было показано ранее [11], такое поведение галлиевых изотерм определяет возможность формирования свободно расположенных пленок GaAs при раствор-

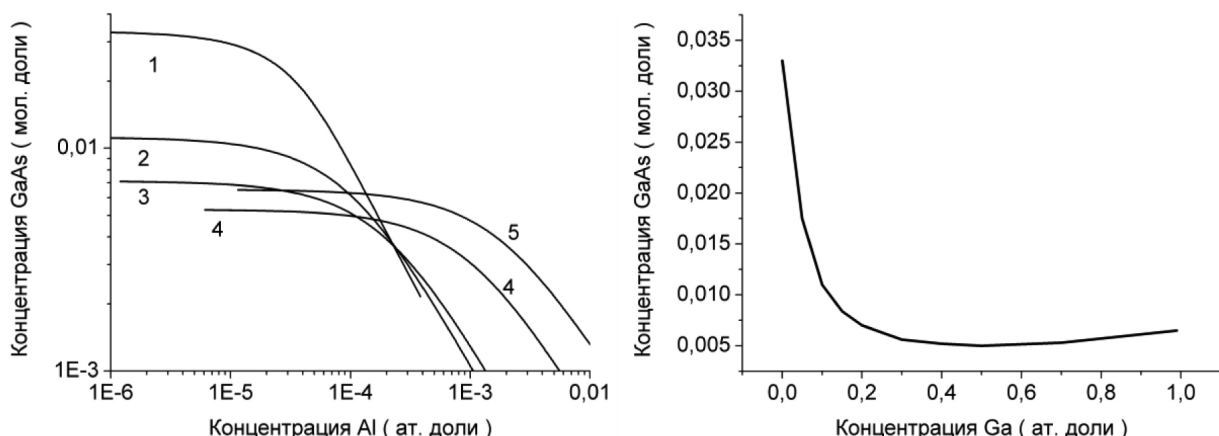


Рисунок 4 – Растворимость арсенида галлия при 973 К в расплавах Sn-Ga-Al(а) и Sn-Ga(б) при концентрации Ga: 1-0,0; 2-0,1; 3- 0,2; 4- 0,7; 5- 0,99 ат.долей

Работа выполнена при финансовой поддержке МОН РК по программе Грантового финансирования научных исследований на 2012-2014 гг., грант 1088/ГФ.

расплавной кристаллизации. При более высоких концентрациях Ga растворимость GaAs незначительно повышается во всем интервале концентраций Al (кривые 4 и 5 на рис 4,а). Отражая эти осо-

бенности, зависимость на рисунке 4,б характеризуется слабо выраженным минимумом и согласуется с расчетом, выполненным в [14] для системы Sn-Ga-Al-As.

References

- 1 Yakusheva N.A. Liquid Phase Epitaxy of GaAs from Bismuth Melt//Cryst.prop.andprep. – 1991. – Vol.32-34. – P.537-541.
- 2 Gladkov P., Monova E., Weber J.J. Liquid phase epitaxy of n -type GaAs from Bi solution // J. Appl. Phys. – 1993. – Vol.74. – P.5020 – 5024.
- 3 Kressel H., Nelson H. Svoystva i primeneniya plenok soedineniy elementov grupp III i V, poluchennykh epitaksiey iz zhidkoy fazy // V sbornike Phizika tonkikh plenok. - M.:Mir, 1997.- V.7. - 443 p.
- 4 Antoshchenko V.S., Turbaev T.I., Baiganatova Sh.B. Izuchenie formirovaniya svobodno raspolzhennykh plenok arsenida galliya v usloviyakh rastvor-raspavnoj kristallizatsii // KazNU Bulletin. Physics series. - 2005. - No 1 (19). - S.83-91.
- 5 Schermer J.J., Mulder P., Bauhuis G.J., M.M. Voncken A.J., J. van Deelen, Haverkamp E., and Larsen P.K. Epitaxial Lift-Off for large area thin film III/V devices // Phys. stat. sol. (a). – 2005. – Vol.202, No. 4. – P.501–508.
- 6 Hyun Kyong Cho, Sun-Kyung Kim, Duk Kyu Bae, Bong-Cheol Kang, Jeong Soo Lee, and Yong-Hee Lee Laser Lift off GaN thin-film photonic crystal GaN-based light-emitting diodes //IEEE photonics technology letter. – 2008. – Vol. 20, No. 24. – P.2096-2098.
- 7 Antoschenko V.S., Lavrishev O.A., Frantsev Yu.V., Antoschenko E.V. Raschet fazovojdiagrammy sistemy Bi-Ga-Al-As// KazNU Bulletin. Physics series. - 2012. - No 2 (41). - S.8-14.
- 8 Huber D. Thermodynamics of III-V solutions with n components// J. Phys. Chem. Solids. – 1973. - Vol.34. - P.1859-1865.
- 9 Panish M.B. Phase equilibria in the system Al-Ga-As-Sn and electrical properties of Sn-doped liquid phase epitaxial $Al_xGa_{1-x}As$ // J.Appl.Phys. – 1973. – Vol. 44, No 6. - P.2667-2675.
- 10 Diagrammy sostoyaniya dvojnykh metallicheskih sistem. - Spravochnik v 3-kh tomakh, tom 1, pod red. akad. RAN N.P. Lyakisheva. - M.: Mashinostroenie, 1996, 992s.ASM Handbook, V.3, Alloy Phase Diagrams, ASM International, 1992, 1741 p.
- 11 Panek M., Ratuszek M., Tlaczala M. Kinetics and edge growth effects of GaAs LPE layers grown in the Ga-As-Bi system// J.of Materials Science. – 1986. – Vol. 21. - P.3977-3980.
- 12 Rubenstein M. Solubility of GaAs in metallic solvents // J. Electrochem. Soc. – 1966. - Vol.113, No 7. - P.752-753.
- 13 Antoschenko V.S., Taurbaev T.I. Otdelyaemyj rost sovershennykh mono kristallicheskih plenok v sisteme Sn-Ga-Al-As // Pisma v ZhTF. – 1990. – T.16, v.12. - S.1-5.