

ВЛИЯНИЕ ПОДЛОЖКИ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ТВЕРДОГО РАСТВОРА $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$

Т. П. Сушкова, Г. В. Семенова, Е. Ю. Кононова

Воронежский государственный университет

Поступила в редакцию 20.07.2011 г.

Аннотация. На основании расчета температурно-концентрационной зависимости свободной энергии Гиббса установлено, что в системе $\text{GaP} - \text{InP}$ при 300 К область устойчивого существования твердого раствора не превышает 1—2 мол. % с обеих сторон, критическая температура составляет 860 К. Учет энергии упругих напряжений, возникающих при эпитаксиальном наращивании пленок на различных подложках, приводит к изменению координат бинадальной кривой. В упруго-напряженном тонкопленочном состоянии могут быть получены устойчивые твердые растворы, состав которых попадает в область распада на равновесной фазовой диаграмме. Устойчивость твердого раствора в пленочном состоянии увеличивается по сравнению с объемными образцами за счет стабилизирующего влияния подложки, только если подложка изопериодна составам $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$, $0,2 < x < 0,7$ (например, это подложки GaAs, AlAs (сф.), Ge).

Ключевые слова: термодинамическая устойчивость твердого раствора; эпитаксиальные пленки; упругие напряжения.

Abstract. On the basis of calculation of Gibbs free energy dependence on concentration and temperature in the $\text{GaP} - \text{InP}$ system it was installed that at 300 K the area of sustainable livelihoods of solid solution does not exceed 1—2 mol% on both sides, the critical temperature is 860 K. Integrating elastic stresses's energy encountered in epitaxial films on various substrates, changes the binodal coordinates. Stable solid solutions can be obtained as elasto-tense system in the concentration region which falls within the scope of the dissolution of the equilibrium phase diagram. Stability of thin films of solid solution increases as compared with bulk samples through the stabilizing influence of the substrate, only in the case the substrate has the same lattice parameter as $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$, $0,2 < x < 0,7$ (for example, GaAs, AlAs, Ge).

Keywords: thermodynamic stability of solid solution; epitaxial film; elastic strain.

ВВЕДЕНИЕ

Твердые растворы на основе фосфидов галлия и индия являются важнейшими материалами современной оптоэлектроники. $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$ является элементом многих гетероструктур [1]. Например, на основе системы AlGaInP/ GaInP/ GaAs изготавливают лазерные диоды, излучающие в красном диапазоне спектра и представляющие интерес для накачки легированных хромом твердотельных сред, систем проекционного телевидения, а также для применений в медицинских технологиях, прежде всего, для фотодинамической терапии рака [2]. Гетероструктура GaInP/ GaAs используется в солнечных элементах.

Состав твердого раствора $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, согласованного по периоду решетки с подложкой GaAs, попадает в область неустойчивости на фазовой диаграмме. При получении твердого раствора в виде эпитаксиальной пленки из-за несоответствия параметров решетки подложки и когерентно сопря-

женного с ней слоя возникают упругие напряжения, которые изменяют свободную энергию твердого раствора и приводят к изменению пределов растворимости компонентов и устойчивости твердого раствора.

Долгое время при получении многослойных полупроводниковых структур важнейшей технологической задачей являлось выращивание гетероструктур, как можно лучше согласованных по параметру решетки. В последние годы, однако, в связи с разработкой на основе соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ фотоэммитеров с отрицательным электронным сродством (ОЭС-фотокатодов) возникла задача получения гетероструктур, в которых параметры решеток пленки и подложки существенно различаются [3]. При этом остается актуальной проблема устойчивости таких сильно деформированных слоев.

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния природы подложки и толщины пленки на устойчивость твердого раствора $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА

Твердые растворы на основе бинарных соединений типа $A^{III}B^V$ характеризуются положительным отклонением от идеальности [4]. В таких системах при температурах ниже некоторого критического значения T_c следует ожидать появления области распада твердого раствора в определенном диапазоне составов. Согласно методам геометрической термодинамики, определение составов сосуществующих при некоторой температуре фаз сводится к построению общей касательной к кривой концентрационной зависимости изобарно-изотермического потенциала, что является графическим выполнением условия термодинамического равновесия гетерогенной системы в форме равенства химических потенциалов данного компонента в каждой из сосуществующих фаз.

При выращивании эпитаксиальной пленки твердого раствора на неизопериодной подложке из-за различия периодов решетки сопрягаемых материалов в системе возникают упругие напряжения. Соответствующая этим напряжениям упругая энергия G^{st} добавляется к химической свободной энергии Гиббса G^s ненапряженной фазы. Метастабильное состояние упруго-напряженной системы описывается так называемой когерентной фазовой диаграммой (в настоящей работе рассматривается только субсолидусная область диаграммы). Таким образом, свободная энергия эпитаксиальной пленки G^{tot} складывается из двух величин:

$$G^{tot} = G^s + G^{st}. \quad (1)$$

Величина G^s рассчитывалась в соответствии с «физической концепцией» твердых растворов [5] (методика расчета подробно описана в работах [5, 6]). В рамках этой модели неупорядоченный твердый раствор, образованный изоморфными компонентами, рассматривается как аддитивная система, состоящая из следующих невзаимодействующих подсистем: а) атомных полиэдров среднего размера при $T=0$ К, образующих решетку идеального по периодичности кристалла; б) статистических смещений центров «реальных» атомных полиэдров; в) фононов; г) термически возбужденных электронов. Преимущество данной методики по сравнению с широко используемой моделью регулярных растворов состоит в том, что учитывается отличие от нуля избыточной энтропии смешения, кроме того, все необходимые для расчета параметры (период решетки, температура Дебая, модуль Юнга, коэффициент термического расширения и др.) определены достаточно надежно (табл. 1).

Таблица 1

Тепловые и упругие характеристики соединений $A^{III}B^V$

Параметр	GaP	InP
Θ_D , К [7]	346	321
E , ГПа	142,4	84,6
a , нм [8]	0,54512	0,58687
α_s , 10^{-6} К [7]	5,6	4,3
γ_r^*	1,2	0,76
c_{11} [8]	141,2	102,2
c_{12} [8]	62,5	57,6
c_{44} [8]	70,5	46,0
ν_{100}	0,307	0,360
ν_{111}	0,296	0,375
μ_{100} , 10^{10} Н/м ²	3,52	2,3
μ_{111} , 10^{10} Н/м ²	7,05	4,6

* — оценка по корреляционной зависимости γ_r — E с учетом данных [9].

Методика вычисления вклада упругой энергии G^{st} [10] заключается в следующем. Предполагается, что упругая энергия пленки, растущей в направлении толщины, накапливается и достигает значения Δ при критической толщине h_c , соответствующей появлению первых дислокаций несоответствия на границе пленки и подложки:

$$\Delta = 2\mu \frac{1+\nu}{1-\nu} f^2 h_c \quad (2)$$

где μ — модуль сдвига, ν — коэффициент Пуассона, f — рассогласование периодов решетки пленки и подложки (фактор несоответствия).

После достижения толщины h_c величина упругой энергии не увеличивается, поскольку избыток энергии сверх Δ расходуется на образование дислокаций несоответствия. Для пленок произвольной толщины h в расчете на моль атомов получаются следующие выражения для упругой составляющей свободной энергии:

$$G^{st} = \frac{\mu}{2} \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot N_a a^3 f^2 \quad (h < h_c), \quad (3)$$

$$G^{st} = \frac{N_a a^3}{4h} \Delta \cdot \left(1 + \ln \left(\frac{h}{h_c} \right) \right) \quad (h \geq h_c), \quad (4)$$

где N_A — постоянная Авогадро, a — период решетки пленки.

Критическая толщина пленок h_c в данной работе вычислялась по уравнению (5), предложенному Пиплом и Бином [11], которое позволяет получить для фаз со структурой сфалерита результаты, согласующиеся с экспериментом лучше, чем значения, вычисленные по уравнению Мэтьюза.

$h_c = [(1 - \nu)/(1 + \nu)] [b^2/a] [f^{-2} \ln(h_c/b)] / (16\pi\sqrt{2})$, (5) где b — величина вектора Бюргерса дислокации.

Параметр решетки сплавов квазибинарной системы $AC - BC$ оценивали по закону Вегарда. Коэффициент Пуассона ν и модуль сдвига μ для трехкомпонентных сплавов аппроксимировали следующими зависимостями:

$$\mu = \frac{\mu_{AC} a_{AC} y_{AC} + \mu_{BC} a_{BC} y_{BC}}{a},$$

$$\nu = \nu_{AC} y_{AC} + \nu_{BC} y_{BC},$$

где y_{AC} и y_{BC} — молярная доля соответствующих соединений.

Модуль сдвига и коэффициент Пуассона зависят от ориентации плоскости границы слой — подложка. В настоящей работе расчет проводился для ориентаций подложки (100) и (111), т.к. именно с такой ориентацией обычно получают гетероэпитаксиальные структуры на основе $A^{III}B^V$. В случае ориентации (100) модуль сдвига и коэффициент Пуассона могут быть вычислены через модули упругости C_{kl} следующим образом [12]:

$$\mu_{100} = C_{44}/2, \nu_{100} = S_{12}/S_{11}.$$

Для ориентации (111): $\mu_{111} = C_{44}$,

$$\nu_{111} = -(S_{11} + 5S_{12} - 0,5S_{44}) / 3(S_{11} + S_{12} + 0,5S_{44}),$$

$$S_{12} = -C_{12} / ((C_{11} - C_{12})(C_{11} + 2C_{12})),$$

$$S_{11} = (C_{11} + C_{12}) / ((C_{11} - C_{12})(C_{11} + 2C_{12})),$$

$$S_{44} = 1/C_{44}.$$

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Расчет проводился для эпитаксиальных пленок $Ga_{1-x}In_xP$ на различных подложках: подложка GaAs — изопериодна пленке состава $(GaP)_{0,52}(InP)_{0,48}$; подложка AlP — изопериодна пленке состава $(GaP)_{0,96}(InP)_{0,04}$; подложка GaP — базовый состав; гипотетическая подложка, изопериодная пленке состава $(GaP)_{0,3}(InP)_{0,7}$.

Такой выбор подложек позволяет проследить влияние упругих напряжений на устойчивость твердого раствора $Ga_{1-x}In_xP$ в случаях, когда изопериод находится в центре, на краю и вне области распада, существующей на равновесной фазовой

диаграмме. Координаты химической бинадали в системе GaP — InP были определены по точкам минимумов на G - x -кривых, рассчитанных для ненапряженных объемных сплавов. Бинодальная кривая является немного асимметричной, смещенной по составу в сторону компонента с меньшим периодом решетки. Критическая температура T_c составляет 860 К при составе $x_c = 35$ мол. % InP. Вблизи комнатной температуры растворимость не превышает 1—2 мол. % с обеих сторон.

Рис. 1 иллюстрирует вклад упругой составляющей (кривая 2) в суммарную свободную энергию G^{tot} (кривая 3) эпитаксиальной пленки. Концентрационная зависимость упругой энергии представляет собой параболу, точка минимума которой соответствует составу сплава, изопериодного подложке. В этой точке упругая энергия равна нулю. Добавление упругой составляющей к химической свободной энергии изменяет вид G - x -кривой (рис. 1): на ней появляется глубокий минимум, соответствующий появлению устойчивой гомогенной фазы в области средних составов, где ненапряженный твердый раствор термодинамически нестабилен (кривая 1) и может распадаться.

Величина упругой энергии и, соответственно, ее влияние на фазовые равновесия, зависят от толщины пленки h и фактора несоответствия f периодов решетки пленки и подложки. Когда толщина растущей пленки превышает критическую толщину h_c , соответствующую появлению первых дислокаций несоответствия на границе пленки и под-

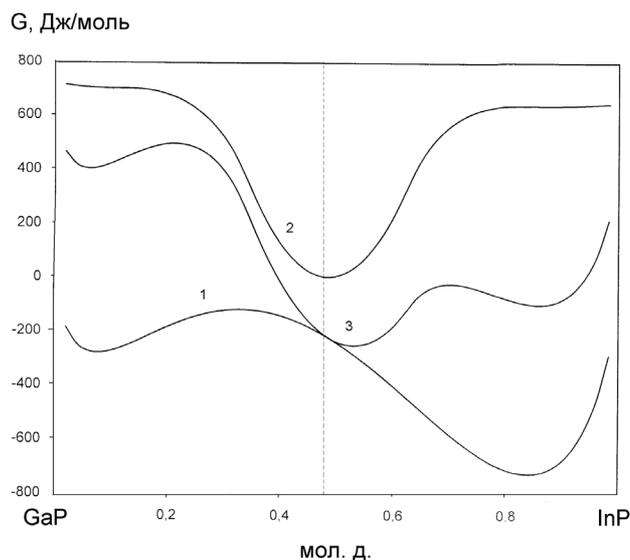


Рис. 1. Концентрационная зависимость химической составляющей (1), упругой (2) и полной свободной энергии Гиббса G^{tot} (3) в системе $GaInP/GaAs <100>$ ($h = 100$ нм, $T = 600$ К)

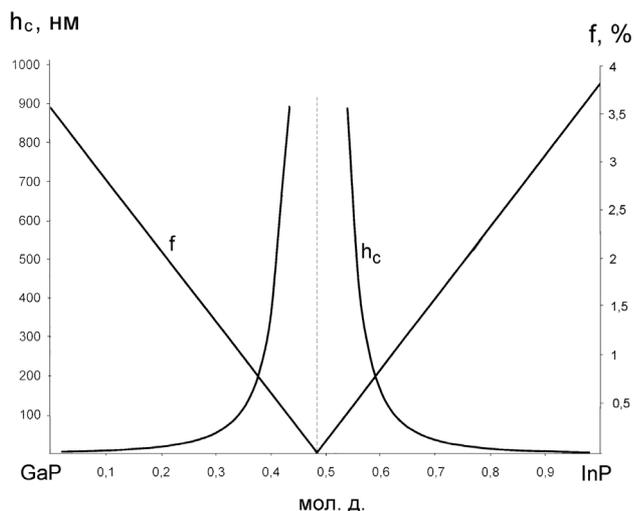


Рис. 2. Концентрационная зависимость фактора несоответствия f и критической толщины h_c пленок $GaInP/GaAs \langle 100 \rangle$

ложки, упругая энергия начинает быстро уменьшаться с толщиной, т.к. напряжения частично «снимаются» за счет дислокаций. Вклад упругой составляющей существенен и будет влиять на фазовые равновесия лишь при достаточно малой толщине пленок (порядка 1 мкм и менее). Этим был обусловлен выбор толщин пленок (5; 10; 100 и 1000 нм), для которых производился расчет.

На рис. 2 показана зависимость фактора несоответствия и критической толщины от молярного состава пленки $Ga_{1-x}In_xP/GaAs \langle 100 \rangle$. В рассматриваемой системе рассогласование периодов не превышает 4%, и может быть получена пленка любого состава, когерентно сопряженная с подложкой. Однако отметим, что для крайних составов (вблизи чистых соединений) критическая толщина составляет 4—5 нм, т.е. всего 7—8 параметров решетки.

Если толщина пленки равняется 5 нм, то при любом ее составе будет наблюдаться когерентная граница между пленкой и подложкой и стабилизация твердого раствора упругими напряжениями. Такие тонкие пленки устойчивы к распаду при любой температуре: кривые свободной энергии обладают положительной кривизной во всем интервале составов (рис. 3а).

При толщине пленок 10—100 нм упругая энергия продолжает существенно влиять на вид $G^{tot}-x$ кривых (рис. 3б), обеспечивая глубокий минимум в средней области составов. Совместное влияние химической и упругой составляющих свободной энергии приводит к появлению участков отрицательной кривизны на кривых $G^{tot}-x$ вблизи чистых компонентов, соответственно, в этих областях со-

ставов твердый раствор будет неустойчив к распаду. В итоге на когерентной $T-x$ диаграмме появляются две узкие области распада твердого раствора (рис. 4а, кривая 2), смещенные к ординатам, вместо одной широкой области распада (кривая 1) на равновесной фазовой диаграмме. Таким образом, если твердый раствор $Ga_{1-x}In_xP$ получен в виде объемных (ненапряженных) сплавов, то при температуре 300 К раствор любого состава термодинамически неустойчив. При той же температуре эпитаксиальные пленки $Ga_{1-x}In_xP (0,33 < x < 0,66)$ на подложке $GaAs \langle 100 \rangle$ устойчивы к распаду.

При дальнейшем увеличении толщины пленки упругая энергия уменьшается и эффект стабилизации твердого раствора упругими напряжениями ослабевает (рис. 4б). При толщине более 1000 нм вклад упругой составляющей свободной энергии становится пренебрежимо мал, и для таких практически полностью релаксировавших пленок когерентная диаграмма практически не отличается от равновесной фазовой диаграммы.

Ориентация подложки влияет на величину упругой составляющей свободной энергии: G^{st} при ориентации $\langle 111 \rangle$ в два раза больше, чем при ориентации $\langle 100 \rangle$, что обусловлено вдвое большим модулем сдвига ($\mu_{100} = C_{44}/2, \mu_{111} = C_{44}$). В соответствии с этим, в случае ориентации $\langle 111 \rangle$ в области составов, близких к изопериоду, наблюдается стабилизация твердого раствора до более низких температур, однако качественных отличий ни в виде G -кривых, ни в конфигурации областей распада нет (рис. 4).

В данной работе предполагается, что подложка толстая и жесткая, следовательно, деформации и напряжения аккумулируются в пленке. В таком случае природа подложки влияет на растворимость в пленке за счет единственного фактора — величины рассогласования периодов решетки пленки и подложки. Например, практически одинаковое влияние на устойчивость твердого раствора $Ga_{1-x}In_xP$ будут оказывать подложки Ge ($a = 0,56579$ нм) и AlAs (сф.) ($a = 0,5660$ нм), причем на качественном уровне оно будет таким же, как влияние подложки GaAs, т.к. во всех этих случаях изопериод близок к эквимольному составу пленки. Это позволяет проводить расчет для гипотетических подложек, выбирая лишь определенный период решетки. На практике на роль такой подложки может быть подобран какой-либо трех- или четырехкомпонентный твердый раствор.

Нами был проведен расчет для случая гипотетической подложки с ориентацией $\langle 100 \rangle$, изопе-

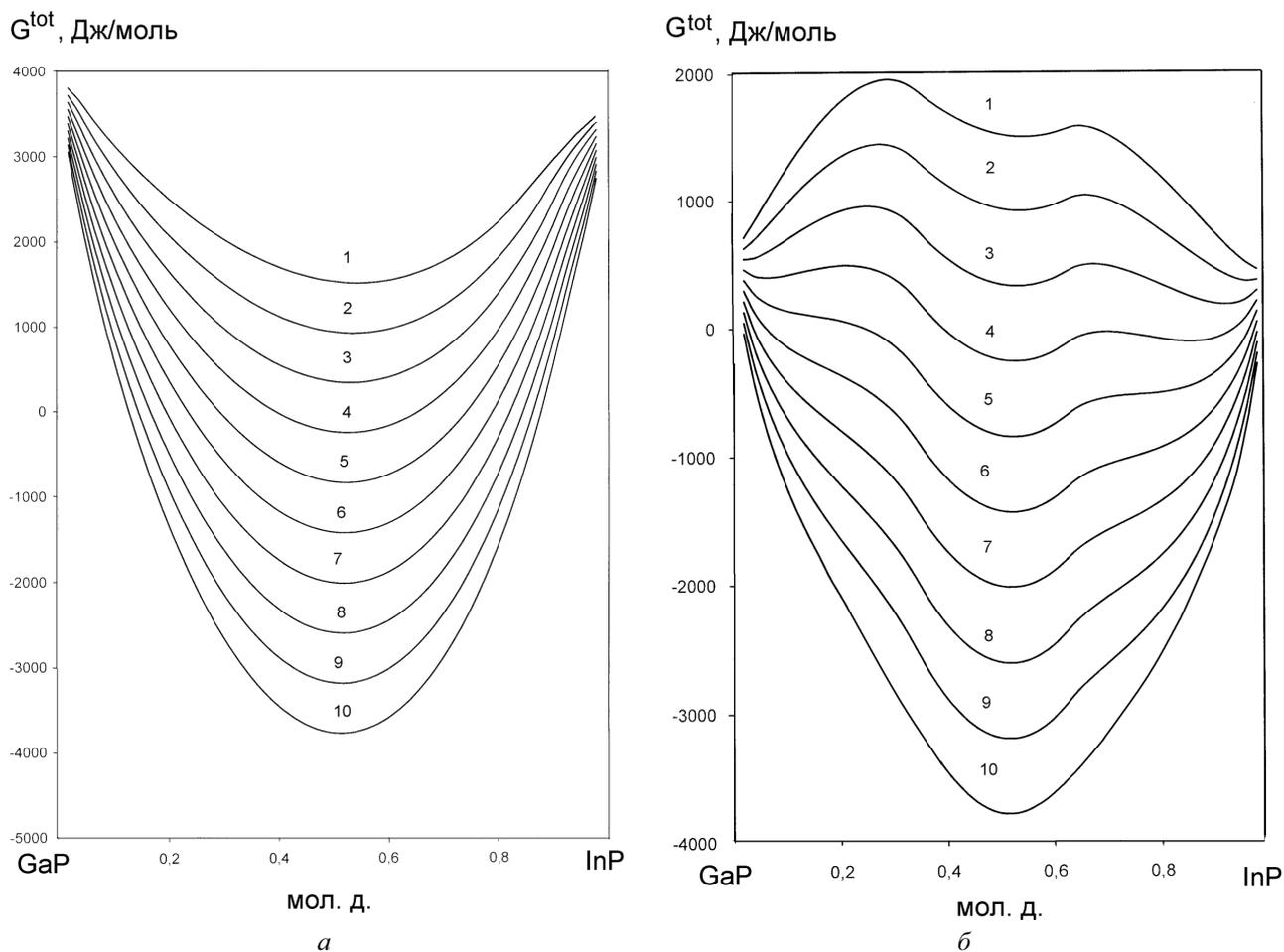


Рис. 3. Концентрационная зависимость свободной энергии G^{tot} в системе GaInP/ GaAs <100> при температуре T , (К): 1 — 300; 2 — 400; 3 — 500; 4 — 600; 5 — 700; 6 — 800; 7 — 900; 8 — 1000; 9 — 1100; 10 — 1200. Толщина пленок 5 (а) и 100 (б) нм

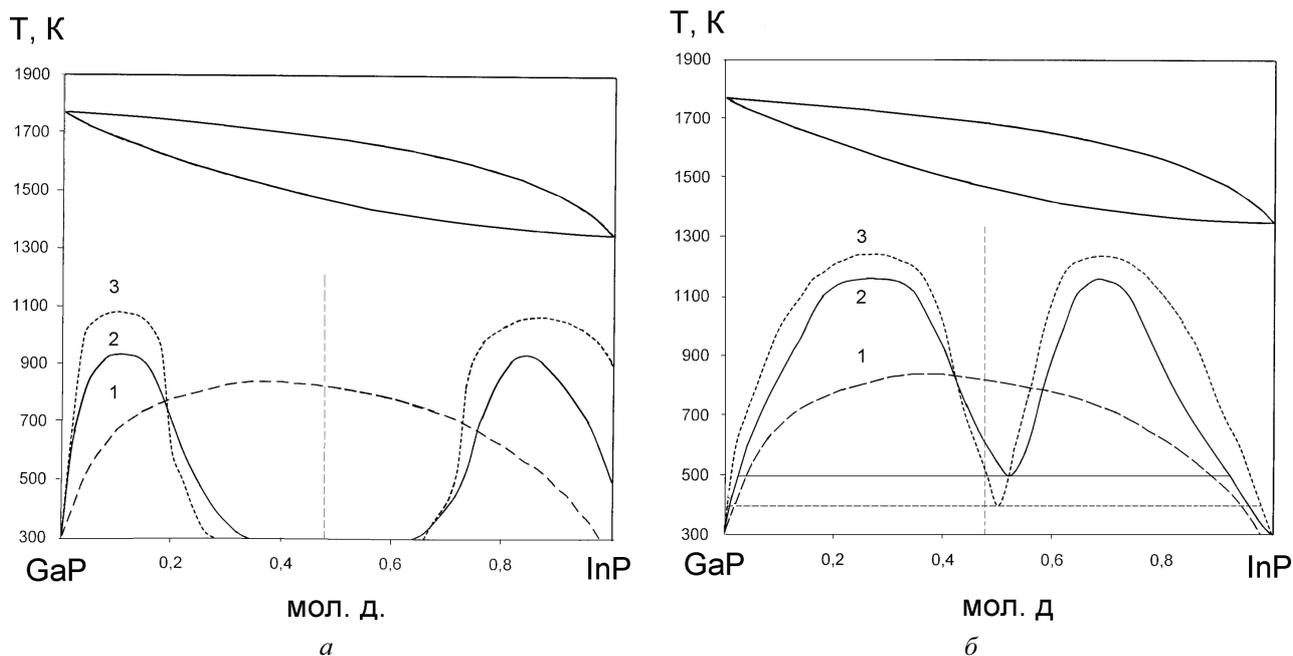


Рис. 4. Область распада твердого раствора в системе GaP — InP: 1 — ненапряженные сплавы; 2 и 3 — эпитаксиальные пленки на подложке GaAs с ориентацией <100> и <111> соответственно. Толщина пленок 10 (а) и 100 (б) нм

Таблица 2
Область устойчивого твердого раствора (в мол.д.) в системе GaP — InP со стороны фосфида индия

T, К	Объемные ненапряженные сплавы	Пленки толщиной 100 нм на подложке, изопериодной составу $Ga_{0,3}In_{0,7}P$
300	0,02	0,12
400	0,06	0,18
500	0,10	0,24
600	0,18	0,26
700	0,27	0,28

риодной пленке состава $Ga_{0,3}In_{0,7}P$ ($a = 0,5743$ нм). Для пленок $Ga_{1-x}In_xP$, содержащих менее 10 мол. % InP, фактор несоответствия $f > 4,5\%$ и расчетная критическая толщина оказывается меньше параметра решетки. Это означает, что при таком большом рассогласовании уже первый монослой пленки нарастает некогерентно, т.е. упругие напряжения в нем отсутствуют. Расчет показал, что для исследуемой системы упруго-напряженные пленки (с когерентным или полуккогерентным сопряжением) могут быть получены, если рассогласование периодов решетки пленки и подложки не превышает 4,5%. Поэтому невозможно построить когерентную диаграмму для всего интервала составов, но по положению минимумов на G -х-кривых можно приближенно оценить, как изменится граница твердофазной растворимости с одной стороны диаграммы.

В случае подложки, изопериодной пленке состава $Ga_{0,3}In_{0,7}P$, минимум на G^{st} -кривой упругой энергии лежит левее минимума G -кривой ненапряженного сплава. В результате минимум на G^{tot} -кривой упруго-напряженной пленки соответствует большим концентрациям GaP (рис. 5), т.е. в пленочном состоянии область стабильного существования твердого раствора $Ga_{1-x}In_xP$ со стороны InP увеличивается (табл. 2).

В том случае, когда в качестве подложки используется базовое соединение GaP или InP, минимум на кривой упругой энергии совпадает с ординатой соединения. Это приводит к смещению минимума на кривой G^{tot} в сторону этого компонента, следовательно, в эту же сторону смещается бинальная кривая, т.е. область устойчивого существования твердого раствора на основе этого соединения немного уменьшается. Аналогичные результаты получены для подложки AlP (сф.) с периодом решетки 0,5467 нм (изопериод соответствует составу пленки $Ga_{0,96}In_{0,04}P$).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный термодинамический анализ показал, что область устойчивого существования твердого раствора $Ga_{1-x}In_xP$ в пленочном состоянии в зависимости от природы подложки может как увеличиваться, так и немного уменьшаться по сравнению с ненапряженными объемными сплавами. Если подложка изопериодна составам, соответствующим средней части области распада на равновесной фазовой диаграмме, то за счет вклада

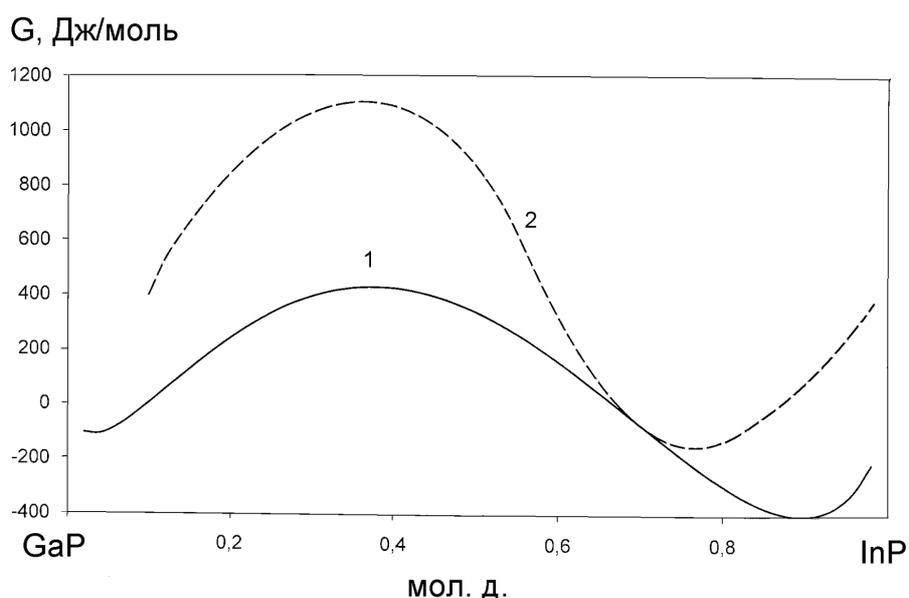


Рис. 5. Концентрационная зависимость химической составляющей (1) и полной свободной энергии G^{tot} (2) пленок $GaInP<100>$ на гипотетической подложке, изопериодной пленке состава $Ga_{0,3}In_{0,7}P$ ($T = 600$ К, $h = 100$ нм)

упругой энергии минимумы на кривой G^{tot} будут смещаться в сторону эквимольного состава, т.е. область стабильного существования твердого раствора увеличится. Если же изопериод находится вблизи ординаты одного из компонентов, то упругая энергия не будет оказывать стабилизирующего влияния, и когерентная диаграмма в субсолидусной области будет мало отличаться от равновесной фазовой диаграммы.

Таким образом, для получения устойчивого к распаду твердого раствора $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ в пленочном состоянии необходимо подбирать подложки, изопериодные составам, заключенным между двумя минимумами на концентрационных зависимостях химической составляющей свободной энергии ($0,2 < x < 0,7$). На роль таких стабилизирующих подложек годятся, например, подложки GaAs, AlAs (сф.), Ge.

На подложке GaAs при толщине пленки менее 10 нм твердый раствор $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{P}$ устойчив к распаду вплоть до комнатной температуры во всем интервале составов (область распада исчезает). При толщине 10—1000 нм устойчивы только составы, близкие к изопериоду.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Capper P.* Liquid Phase Epitaxy of Electronic, Optical and Optoelectronic Materials / P. Capper, M. Mauk // J. Wiley & Sons, 2007. — 441 p.
2. *Чельный А. А.* Оптимизация легирования эмиттеров в лазерных гетероструктурах AlGaInP/GaInP/GaAs / А. А. Чельный, А. В. Алуев, С. В. Маслов // Квантовая электроника. — 2004. — Т. 34, № 1. — С. 1—5.
3. Эпитаксиальный рост, электронные свойства и фотокатодные применения напряженных псевдоморфных слоев InGaAsP / GaAs / В. Л. Альперович [и др.] // Физика и техника полупроводников. — 2001. — Т. 35, №9. — С. 1102—1110.
4. *Глазов В. М.* Химическая термодинамика и фазовые равновесия / В. М. Глазов, Л. М. Павлова. — М.: Металлургия, 1981. — 366 с.
5. *Удовский А. Л.* Расчет кривых ограниченной растворимости и избыточной свободной энергии твердых растворов серебро — медь / А. Л. Удовский // Журн. физич. химии. — 1977. — Т. 51, №4. — С. 796—800.
6. *Семенова Г. В.* Влияние упругих напряжений на стабильность твердых растворов Sb — As / Г. В. Семенова, Т. П. Сушкова, Ю. М. Козлова // Журн. физич. химии. — 2002. — Т. 76, № 9. — С. 1600—1604.
7. *Баранский П. И.* Полупроводниковая электроника. Справочник / П. И. Баранский, В. П. Ключков, И. В. Потыкевич. — Киев: Наукова думка, 1975. — 704 с.
8. *Джексон К. А.* Энциклопедия технологии полупроводниковых материалов / К. А. Джексон, В. Шретер; пер. с англ. под ред. Э. П. Домашевской. — Воронеж: Водолей, 2004. — 967 с.
9. *Андерсон О.* Физическая акустика / О. Андерсон // Динамика решетки / Под ред. У. Мэзона. — Т. 3. Ч. Б. — М.: Мир, 1968. — 391 с.
10. *Ohtani H.* Thermodynamic study of phase equilibria in strained III-V alloy semiconductors / H. Ohtani, K. Kobayashi, K. Ishida // Journal of Phase equilibria. — 2001. — Vol. 22, № 3. — P. 276—286.
11. *People R.* Calculation of critical layer thickness versus lattice mismatch for $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ / Si strained-layer heterostructures / R. People, I. C. Bean // Appl. Phys. Lett. — 1985. — Vol. 47, №3. — P. 322—324.
12. *Brantley W. A.* Calculated elastic constants for stress problems associated with semiconductor devices / W. A. Brantley // J. Appl. Phys. — 1973. — Vol. 44. — P. 534—535.

Семенова Галина Владимировна — профессор кафедры общей и неорганической химии Воронежского государственного университета; e-mail: semen157@chem.vsu.ru

Сушкова Татьяна Павловна — доцент кафедры общей и неорганической химии Воронежского государственного университета; тел.: (473) 220-8610

Кононова Елена Юрьевна — студентка 5 курса химического факультета Воронежского государственного университета

Semenova Galina V. — professor, Department of general and inorganic chemistry, Voronezh State University; e-mail: semen157@chem.vsu.ru

Sushkova Tatyana P. — assistant professor, Department of general and inorganic chemist, Voronezh State University; tel.: (473) 220-8610

Kononova Elena Yu. — student of chemistry Faculty, Voronezh State University