

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОС-ГИДРИДНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{P}_y\text{:Si}$

© 2013 П. В. Середин¹, И. Н. Арсентьев², Tatiana Prutskij³, Monika Rinke⁴

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, 394006 Воронеж, Россия,
e-mail: paul@phys.vsu.ru

²Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26, Санкт-Петербург, Россия
e-mail: arsentyev@mail.ioffe.ru

³Instituto de Ciencias, Benemérita Universidad Autónoma de Puebla, Privada 17 Norte, No 3417, Col San Miguel
Huyeotlipan, 72050, Puebla, Pue., Mexico
e-mail: prutskiy@yahoo.com

⁴Karlsruhe Nano Micro Facility H. — von-Helmholtz-Platz 1 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

Поступила в редакцию 03.04.2013 г.

Аннотация. Методами Рамановской и фотолюминесцентной спектроскопии изучены МОС-гидридные эпитаксиальные гетероструктуры на основе тройных твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, полученные в области составов с $x \sim 0.20$ — 0.50 и легированные высокими концентрациями фосфора и кремния.

Введение фосфора и кремния в тройной твердый раствор $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ приводит к образованию пятикомпонентных твердых растворов. Введение кремния в твердые растворы с концентрацией ~ 0.01 ат.% приводит к образованию в структуре глубоких уровней — DX центров, появление которых коренным образом сказывается на энергетических характеристиках полученных материалов.

Ключевые слова: эпитаксиальные гетероструктуры, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, Рамановская спектроскопия, фотолюминесцентная спектроскопия.

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее востребованным материалом для изготовления квантово-размерных структур являются твердые растворы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, имеющие достаточно близкий параметр решетки к GaAs, который используется в качестве подложки, в виду чего гетеропара $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ имеет минимальную плотность дислокаций несоответствия вблизи гетерограницы [1, 2]. Легирование твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ примесными атомами позволяет легко управлять типом проводимости и электросопротивлением в гетероструктуре и позволяет создавать гетеропереходы с различными разрывами зон на границе.

Однако твердые растворы $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ имеют ряд недостатков, к которым можно отнести высокую реакционную способность и реактивность атомов алюминия с кислородом, возрастающую с ростом концентрации атомов алюминия в металлической подрешетке.

Конкурентоспособными по отношению к твердым растворам $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ для конструирования и производства оптоэлектронных компонент на GaAs являются тройные твердые растворы на основе A_3B_5 , такие как $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}$, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$, а также четверные твердые растворы $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ [3—8].

Еще одной реальной альтернативой системе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ может оказаться система твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{P}_y$. На сегодняшний день уже показано, что введение малых концентраций фосфора в слои $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ позволяет получить гетероструктуры с минимальными внутренними напряжениями кристаллических решеток, а также обеспечить лучший отвод тепла при высоких токах накачки и, как следствие, увеличить выходную мощность лазерного диода на основе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{P}_y$ [9, 10]. Кроме того, как уже было показано нами ранее, легирование твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ высокими концентрациями кремния ведет к обра-

зованию четверных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}Si_y$ и позволяет управлять рядом электрооптических и электрических свойств. При этом кремний встраивается в твердые растворы $Al_xGa_{1-x}As$, в виде глубокого донора, называемого DX-центром с особыми свойствами. На глубоких уровнях — DX-центрах — может накапливаться заряд, способный изменить потенциальный рельеф гетероструктуры. Вследствие этого проводимость гетероструктуры определяется за счет эффектов, связанных с перезарядкой глубоких уровней, а также эффектов остаточной положительно и отрицательной фотопроводимости [11—13]. Все это делает такие твердые растворы высокоперспективными материалами для изготовления оптических преобразователей, гетеролазеров, детекторов.

Легирующим твердого раствора $Al_xGa_{1-x}As$ примесными атомами меньших размеров — кремнием и фосфором должно позволить достичь контролируемого управления рядом электрооптических и электрических свойств. Поэтому целью нашей работы стало исследование структурных и оптических свойств многокомпонентных твердых растворов на основе $Al_xGa_{1-x}As$, легируемого фосфором и кремнием.

ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эпитаксиальные гетероструктуры на основе твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As_yP_{1-y}$ с толщиной ~ 2 мкм были получены методом МОС-гидридной эпитаксии на установке EMCORE GS 3/100 в вертикальном реакторе с высокой скоростью вращения подложкодержателя на GaAs (100). Технологические характеристики исследованных образцов

приведены в табл. 1. Часть твердых растворов была легирована кремнием. В табл. 1 также указаны поток легирующей примеси в реактор, которая состоит из 0.05 % смеси моносилана в водороде. Концентрация носителей определялась с помощью эффекта Холла при комнатной температуре. Расчетное значение содержания фосфора в твердом растворе составляло величину в районе 1—2 %. Фосфор вводился в слой с целью предполагаемой компенсации объемных напряжений, которые вызываются слаборассогласованными по параметру решетки, но значительными по толщине (2 мкм) слоями $Al_xGa_{1-x}As$.

Спектры Рамановского рассеяния были получены на Рамановском микроскопе Renishaw 1000 с x50 NPlan объективом и возбуждением от аргонового лазера с длиной волны 514.5 нм. Энергия лазерного пучка не превышала 3 мВ.

Спектры фотолюминесценции гетероструктур были получены при комнатной температуре от поверхности образцов по стандартной методике на основе монохроматора TRIAX550 и охлаждаемого жидким азотом CCD детектора. Возбуждение спектров фотолюминесценции производили аргоновым лазером с длиной волны 514.5 нм. Для фокусировки на поверхности использовался 10× объектив.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

РАМАНОВСКОЕ РАССЕЙНИЕ

Глубина проникновения лазерного излучения, а, следовательно, и эффективная глубина анализа

Таблица 1. Состав и условия роста гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As_yP_{1-y}$: Si.

Sample	Composition, x, y	T	Поток SiH ₄ см ³ /мин	Концентрация носителей, см ⁻³	As/P
EM2350	GaAs	800	-	3.6×10^{16}	-
EM2346	x~0.30	800	-	3.1×10^{16}	-
EM2438	x~0.25	700	10	3.4×10^{17}	-
EM2449	x~0.25	800	100	6.5×10^{17}	-
EM2342	x~0.40, 1-y~0.01—0.02	800	100	7.85×10^{17}	30
EM2343	x~0.40, 1-y~0.01—0.02	800	200	8.19×10^{17}	30
EM2355	x~0.50, 1-y~0.01—0.02	800	200	7.07×10^{17}	30
EM2356	x~0.50, 1-y~0.01—0.02	800	300	4.56×10^{17}	30

при Рамановском рассеянии может быть определена из соотношения $\lambda/2\pi k$, где k — коэффициент экстинкции. Для аргонового лазера с $\lambda=532$ нм при анализе системы AlGaAs такая глубина составляет приблизительно до 500 нм. Это дает право говорить о том, что используя данную длину волны лазера для Рамановского рассеяния, мы получим информацию лишь от слоя твердого раствора.

Согласно правилам отбора, получаемых из анализа тензоров Рамановского рассеяния [14] для кристаллов с алмазной структурой при обратном рассеянии от (100) поверхности, могут наблюдаться только LO фононы, а появления TO фононов запрещено.

На рис. 1 приведены спектры Рамановского рассеяния в геометрии $x(y, z)\bar{x}$ для анализируемых образцов, скомпонованные для удобства в подгруппах: рис. 1a — спектр гомоэпитаксиальной структуры; рис. 1b — спектры гетероструктур на основе тройного AlGaAs или четверного AlGaAsSi твердого раствора; рис. 1c — спектры гетероструктур на основе пятикомпонентных твердых растворов AlGaAsPSi.

Как видно из полученных результатов, в спектрах гетероструктур присутствуют все основные колебания, характерные для конкретного типа гетероструктуры (частоты колебаний представлены в табл. 2). Так, приведенный на рис. 1a Рамановский спектр гомоэпитаксиальной структуры GaAs/GaAs (100) (образец EM2350), содержит высокоинтенсивный продольный оптический фонон LO (Γ), локализованный ~ 293 cm^{-1} . Полученные экспериментальные данные, в том числе и форма спектра для гомоэпитаксиального образца свидетельствуют о бездислокационном механизме такого типа роста и отличном структурном качестве пленки.

Рамановские спектры гетероструктур EM2346, EM2438 и EM2449 (рис. 1b) содержат продольные LO и поперечные TO оптические фононные моды GaAs и AlAs в точке (Γ), локализованные около ~ 267 cm^{-1} и ~ 380 cm^{-1} соответственно. Следует отметить, что в Рамановском спектре гетероструктуры EM2449, твердый раствор которой легирован кремнием с высокой концентрацией, интенсивность поперечной TO моды колебаний GaAs (запрещенной правилами отбора, но присутствующей в спектре) выше, чем разрешенной продольной LO. Скорее всего, это является следствием нарушений симметрии кристаллической решетки у эпитаксиальной пленки вследствие ее легирования.

Основными колебаниями, присутствующими в спектрах Рамановского рассеяния гетероструктур

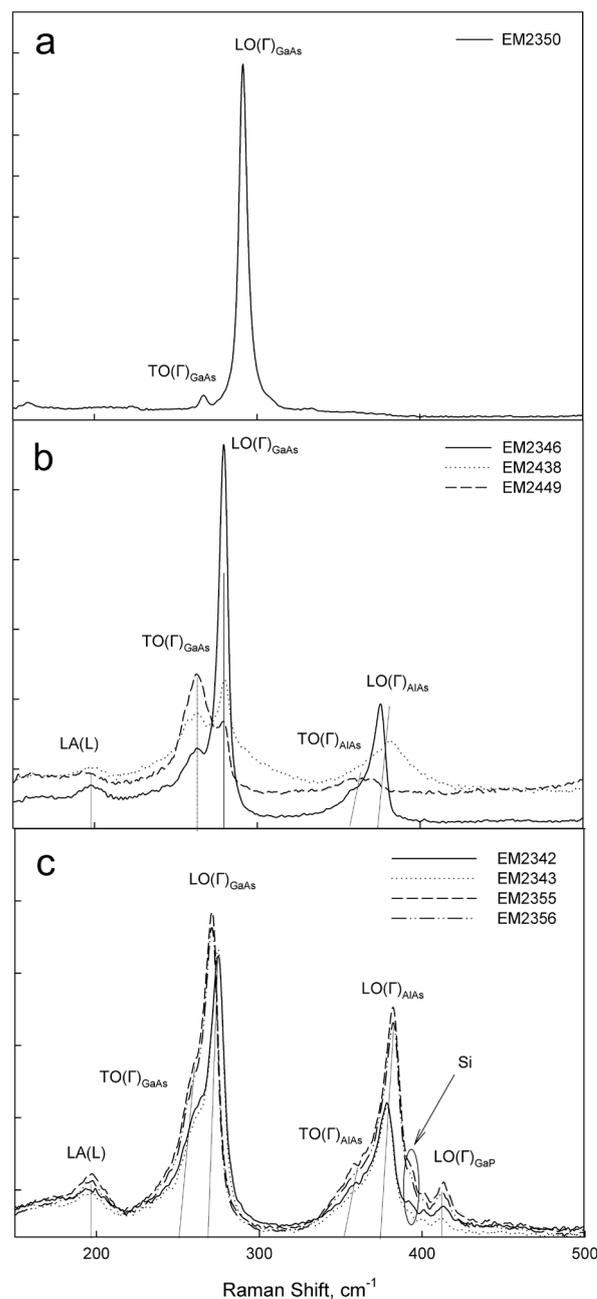


Рис. 1. Спектры Рамановского рассеяния гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}\text{:Si}/\text{GaAs}$ (100)

на основе пятикомпонентных твердых растворов AlGaAsPSi, являются продольные (разрешенные) и поперечные (запрещенные) оптические колебания GaAs и AlAs, а также продольная мода GaP.

Эксперимент показывает, что во всех спектрах Рамановского рассеяния изученных гетероструктур помимо основных присутствует ряд дополнительных мод. К этим колебаниям можно отнести моду с частотой ~ 190 cm^{-1} , появление которой обусловлено возникновением продольного акустического фонона LA, локализованного в точке (L) зоны

Таблица 2. Частоты активных мод в спектрах Рамановского рассеяния

Образец	GaAs ω_{LO}/ω_{TO} , cm^{-1}	AlAs ω_{LO}/ω_{TO} , cm^{-1}	GaP $\omega_{LO,-1}$ cm^{-1}	$\omega_{LA(L)}$, cm^{-1}	Si-like cm^{-1}
EM2350 GaAs	291/267	-	-	-	-
EM2346 $\text{Al}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As}$	279/263	376/358	-	197	-
EM2438 $\text{Al}_{0.22}\text{Ga}_{0.78}\text{As}:\text{Si}(10^{-5})$	278/262	360	-	197	-
EM2449 $(\text{Al}_{0.20}\text{Ga}_{0.80}\text{As})_{0.999}\text{Si}_{0.001}$	279/263	379	-	196	-
EM2342 $\text{Al}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}_{0.9999}\text{P}_{0.0001}:\text{Si}(10^{-5})$	281/263	373/359	413	198	-
EM2343 $(\text{Al}_{0.33}\text{Ga}_{0.67}\text{As}_{0.995}\text{P}_{0.005})_{0.9997}\text{Si}_{0.0003}$	276/263	377/360	411	196	392
EM2355 $(\text{Al}_{0.426}\text{Ga}_{0.574}\text{As}_{0.975}\text{P}_{0.025})_{0.999}\text{Si}_{0.001}$	274/263	378/356	413	196	393
EM2356 $(\text{Al}_{0.43}\text{Ga}_{0.57}\text{As}_{0.977}\text{P}_{0.023})_{0.997}\text{Si}_{0.003}$	271/263	382/356	412	197	392

Бриллюэна. Появление продольных акустических фононов LA (L), скорее всего, вызвано возникновением структурного беспорядка при замещении атомов в металлической и неметаллической подрешетке [15].

Спектры Рамановского рассеяния гетероструктур с высокой концентрацией кремния в твердом растворе содержат дополнительную моду, локализованную в области $\sim 400 \text{ cm}^{-1}$. В соответствии с результатами наших предыдущих работ [9, 10], появление колебаний с частотами близкими к 390 cm^{-1} связано с тем, что атомы кремния Si занимают места в металлической подрешетке Si_{Ga} или Si_{Al} , т. е. появляется связь Si — As. Из полученных результатов хорошо видно, что интенсивность дополнительной моды зависит от начального потока источника кремния — силана и температуры подложкодержателя в процессе роста. Чем больше поток силана и ниже температура, тем выше концентрация кремния в пятикомпонентном твердом растворе. Эти данные согласуются с результатами рентгеноструктурных исследований, а также результатами наших предыдущих работ, посвященных изучению твердых растворов AlGaAs: Si.

Рамановский сдвиг основных активных оптических мод в спектрах гетероструктур зависит от соотношения атомов в металлической и неметаллической подрешеток твердого раствора. А что касается значений частот основных активных мод GaAs, AlAs и GaP, то они достаточно хорошо согласуются с результатами исследований [16, 17] тройных твердых растворов $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{P}$ методами Рамановского рассеяния.

ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ

Изменение состава и стехиометрии твердых растворов, в том числе пятикомпонентных в случае образования глубоких уровней и более сложных дефектов и комплексов в твердом растворе, сопровождается разрывом связи донор-кристалл и смещением атома донора, изменением длин связей в кристаллической решетке. Все вышеперечисленные изменения в твердом растворе должны проявиться в энергетических характеристиках материала и найти отражение в спектрах фотолюминесценции.

Известно, что информацию о значении ширины запрещенной зоны в оптической спектро-

скопии дает спектр фундаментального поглощения. Спектры же люминесценции содержат существенно более специфическую информацию о каналах излучательного распада электронных возбуждений. Лишь только спектр краевого излучения дает информацию о значении ширины запрещенной зоны. Однако получить спектр краевого излучения для гетероструктур — практически сложное занятие, и фотолюминесценция есть более удобный и упрощенный механизм для этого. Положение максимума в спектрах фотолюминесценции и анализ исходной технологической информации и данных рентгеноструктурного анализа позволяет рассчитать энергии, соответствующие компонентам квантоворазмерных гетероструктур.

Спектры фотолюминесценции некоторых из исследуемых образцов, приведенные на рис. 2, были получены при комнатной температуре в области 1.3—2.0 эВ с возбуждением от аргонового лазера с длиной волны $\lambda=514.5$ нм. Как видно из экспериментальных данных, эмиссия от гомоэпитаксиального образца GaAs/GaAs (EM2350) представляет собой высокоинтенсивный пик с энергией $E_g=1.43$ эВ, что отлично согласуется с литературными данными для арсенида галлия. Спектр фотолюминесценции образца EM2346, являющийся классической гетероструктурой $\text{Al}_{0.27}\text{Ga}_{0.73}\text{As}/\text{GaAs}$ (100), содержит две эмиссионные полосы с энергиями, локализованными около $E_1 \sim 1.43$ эВ и $E_2 = 1.81$ эВ, совпадающим по своим положениям с люминесценцией от подложки и твердого раствора. Наибольший интерес представляют собой спектры фотолюминесценции от образцов EM2449, EM2342 и EM2355, которые представляют собой гетероструктуры на основе многокомпонентных твердых растворов. В спектрах фотолюминесценции этих образцов присутствует высокоинтенсивная широкая эмиссионная полоса, расположенная в области с энергией $E \sim 1.3$ —1.65 эВ, и имеющая ряд особенностей в виде плечей. Кроме того, в спектрах гетероструктур EM2449 и EM2342 присутствует низкоинтенсивная эмиссия, сдвинутая в высокоэнергетическую область. Энергии эмиссионных пиков в спектрах фотолюминесценции исследованных гетероструктур приведены в табл. 3.

На основе линейной интерполяционной схемы для закона Вегарда пятикомпонентного твердого раствора $(\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{P}_y)_{1-z}\text{Si}_z$ [3, 5] можем записать зависимость ширины запрещенной зоны от концентрации атомов в твердом растворе.

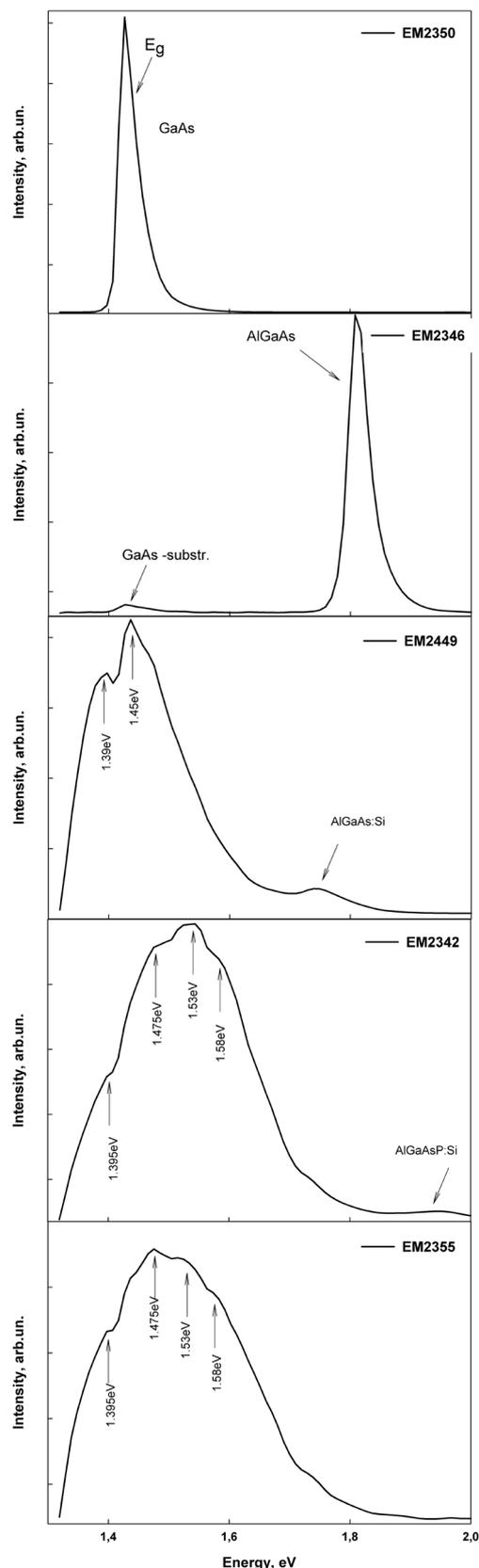


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}\text{:Si}/\text{GaAs}$ (100), полученные при комнатной температуре

Таблица 3. Энергии пиков эмиссии в спектрах фотолуминесценции гетероструктур на основе твердых растворов AlGaAsP:Si.

	Эмиссионные полосы, eV ±0.01 eV					TP AlGaAsPSi
	GaAs	Глубокие уровни				
EM2350	1.43	-	-	-	-	
EM2346	1.43	-	-	-	-	1.81
EM2449		1.39	1.45	-	-	1.74
EM2342		1.40	1.48	1.53	1.58	1.94
EM2355		1.40	1.48	1.53	1.58	-

$$\begin{aligned}
 E_{g(A_l_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z} &= \\
 &= E_{g_{Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y}}(1-z) + E_{g_{diamond}}z = \\
 &= (E_{g_{Al_xGa_{1-x}P}} + E_{g_{Al_xGa_{1-x}As}}(1-y)) \times \\
 &\quad \times (1-z) + E_{g_{diamond}}z
 \end{aligned} \tag{1}$$

Учитывая, что рост пятикомпонентных эпитаксиальных пленок был выполнен путем легирования тройных твердых растворов $Al_xGa_{1-x}As$ (с $x < 45$ ат.%) малыми концентрациями фосфора и кремния, можем записать зависимость ширины запрещенной зоны $Al_xGa_{1-x}As$ от концентрации в соответствии с [18]:

$$E_{g_{Al_xGa_{1-x}As}} = 1.43 + 1.707x - 1.437x^2 + 1.31x^3 \tag{2}$$

Для твердого раствора $Al_xGa_{1-x}P$ зависимость ширины запрещенной зоны от концентрации имеет вид:

$$E_{g_{Al_xGa_{1-x}P}} = 2.261 + 0.219x \tag{3}$$

Таким образом, для пятикомпонентной системы зависимость ширины запрещенной зоны от концентраций атомов может быть записано как:

$$\begin{aligned}
 E_{g(A_l_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z} &= ((2.261 + 0.219x)y + \\
 &+ (1.43 + 1.707x - 1.437x^2 + 1.31x^3) \times \\
 &\quad \times (1-y))(1-z) + 15.3z
 \end{aligned} \tag{4}$$

Величина ширины запрещенной зоны алмаза $E_{g_{diamond}}=15.3$ эВ была взята из [18].

Используя соотношение (4) для $(Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z$, можем определить энергии эмиссий $E_g(x, y, z)$ в спектрах фотолуминесценции, соответствующие ширинам запрещенных зон твер-

дых растворов. Расчет показывает, что с высокой степенью вероятности сдвинутая в высокоэнергетическую область низкоинтенсивная эмиссия в спектрах образцов EM2449 и EM2342 принадлежит к краевому излучению многокомпонентных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z$ этих гетероструктур.

В нашей предыдущей работе [13], посвященной исследованиям высоколегированных гетероструктур на основе четверных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}Si_y$, было показано, что при уровне легирования кремния $n_{Si} \sim 0.1$ ат.% в структуре твердых растворов могут возникать глубокие уровни — DX-центры, которые расположены ниже потолка зоны проводимости на величину порядка 500 мэВ. Также нам удалось показать, что в спектрах фотолуминесценции гетероструктур, легированных высокими концентрациями кремния, происходит гашение основных экситонных полос, что связано как с образованием глубоких уровней, оптические переходы с которых более выгодны, чем переход зона — зона (т. е. возникновение основной экситонной полосы фотолуминесценции), а также и с тем фактом, что тетрагональное сжатие в твердом растворе $Al_xGa_{1-x}As$ должно привести к изменению зонной структуры [19].

Исходя из полученных нами экспериментальных данных, в случае образования многокомпонентных твердых растворов с кремнием $(Al_xGa_{1-x}As)_{1-y}Si_y$ и $(Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z$, выращенных на подложках GaAs (100), мы не только наблюдаем образование DX-центров, но и имеем высокую степень дисторсии у эпитаксиальной пленки в направлении роста (тетрагональные искажения), что приводит к изменению характера зонной структуры и отсутствию разрешенных для

твердых растворов оптических переходов зона — зона. Энергия оптической активации глубоких уровней, возникающих в многокомпонентных твердых растворах $(Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z$, напрямую зависит от концентрации легирующей примеси — кремния и в соответствии с нашими расчетами лежит в пределах 350—400 мэВ.

ОБСУЖДЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Совместный анализ экспериментальных данных, полученных методами высокоразрешающей рентгеновской дифракции, элементного микроанализа, Холловских измерений, выполненных в предыдущей нашей работе [20], а также результатов Рамановского рассеяния, фотолюминесцентной спектроскопии и расчетов на основе экспериментальных данных, позволяет сделать некоторые выводы о влиянии легирования фосфором и кремнием на структуру и оптические свойства исследованных гетероструктур.

Так исследования, выполненные методами высокоразрешающей рентгеновской дифракции, показали, что полученные твердые растворы растут когерентно на монокристаллической подложке и имеют хорошее структурное качество, что прослеживается по форме симметричных и асимметричных рефлексов в обратном пространстве. Изменения параметров кристаллической решетки пятикомпонентных твердых растворов $(Al_xGa_{1-x}As_{1-y}P_y)_{1-z}Si_z$ от состава образца подчиняется введенному закону Вергарда для этой системы и хорошо прослеживается по положению основных разрешенных активных мод в Рамановских спектрах.

Введение фосфора и кремния в тройной твердый раствор $Al_xGa_{1-x}As$ в виде примеси с высокими концентрациями приводит к образованию пятикомпонентных твердых растворов. При этом кремний ведет себя и как амфотерная примесь, т. е. занимает регулярные узлы, как в металлической, так и неметаллической подрешетках. Помимо этого, введение кремния в твердые растворы с концентрацией ~0.01 ат.%. приводит к образованию в структуре глубоких уровней — DX центров, появление которых коренным образом сказывается на энергетических характеристиках полученных материалов. Так в спектрах фотолюминесценции происходит гашение основных эмиссионных полос вследствие того, что DX-центры образуют уровни в запрещенной зоне, оптические переходы с которых являются более выгодными.

Работа выполнена при поддержке грантов Российского фонда фундаментальных исследований № 12-02-33040 и № 12-02-31003.

Работа частично поддержана ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009—2013 годы.

This work was partially supported by Notre Dame University Integrated Imaging Facility.

We acknowledge the Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF, www.kit.edu/knmf) of the Forschungszentrum Karlsruhe for provision of access to instruments at their laboratories.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алферов Ж. И. // ФТП. 1998. Т. 32. № 1. С. 3—18.
2. Молекулярно-лучевая эпитаксия и гетероструктуры [Пер. с англ. под ред. Л. Ченга, К. Плога] // М: Мир, 1989. 584 с.
3. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E. et. al. // Semiconductors. 2011. V. 45. I. 11. P. 1433—1440.
4. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Appl. Surf. Sci. 2013. V. 267. P. 181—184/
5. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Semiconductors. 2012. V. 46. № 6. P. 719—729.
6. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Semiconductors. 2009. V. 43. № 12. P. 1610—1616.
7. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Semiconductors. 2010. V. 44. № 2. P. 184—188.
8. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Semiconductors. 2010. V. 44. № 8. P. 1106—1112.
9. Винокуров Д. А., Капитонов В. А., Лютецкий А. В. и др. // ФТП. 2012. Т. 46. № 10. С. 1344—1348.
10. Мармалюк А. А., Ладугин М. А., Яроцкая И. В. и др. // Квант. электрон. 2012. Вып. 41 (1). С. 15.
11. Борисов В. И., Сабликов В. А., Борисова и др. // ФТП. 1999. Т. 33. № 1. С. 68—74.
12. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P. et. al. // Phys. Rev. B: Condens. Matter. 2010. V. 405. № 12. P. С. 2694—2696.
13. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E. et. al. // Semiconductors. 2011. V. 45. № 4. P. 481—492.
14. Hayes W. and Loudon R.. Scattering of Light by Crystals. (John Wiley & Sons, New York, 1978).
15. Jusserand B. and Sapriel J. // Phys. Rev. B. 1981. V. 24. P. 7194.
16. Lockwood D. J. and Wasilewski Z. R. // Phys. Rev. B. 2004. V. 70. P. 155202.
17. Bour D. P., Shealy J. R., Ksendzov A. et. al. // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. P. 6456.
18. Yu. A. Goldberg. Handbook Series on Semiconductor Parameters / ed. by M. Levinshstein, S. Rumyantsev and M. Shur // World Scientific, London. 1999. V. 2. P. 1.
19. Laref S., Mec-abih S., Abbar B. et. al. // Physica B. 2007. V. 396. P. 169—176.
20. Середин П. В., Терновская В. Е., Глотов А. В. и др. // ФТТ. 2013. Т. 55. № 10. С. 2047—2050.

Середин Павел Владимирович — д. ф.-м. н., с. н. с. кафедры ФТТ и НС, Воронежский государственный университет; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Арсентьев Иван Никитич — д. т. н., профессор, ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, С-Петербург; e-mail: arsenyev@mail.ioffe.ru

Tatiana Prutskij — доктор наук, Университет Пуэбла, Мексика, e-mail: prutskiy@yahoo.com

Monika Rinke — доктор наук, Центр нано и микро-технологий Технологического университета г. Карлсруэ, Германия

Seredin Pavel V. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Solid State Physic and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Arsentyev Ivan N. — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Ioffe Physical and Technical Institute; e-mail: arsenyev@mail.ioffe.ru

Tatiana Prutskij — Dr. Sci., Instituto de Ciencias, Benemérita Universidad Autónoma de Puebla, Mexico, prutskiy@yahoo.com

Monika Rinke — Dr. Sci., Karlsruhe Nano Micro Facility H. — von-Helmholtz-Platz 1 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany