

03,13

Тонкопленочные гетероструктуры $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$, выращенные в поле температурного градиента

© М.Л. Лунина, Л.С. Лунин[✉], В.В. Калинин, А.Е. Казакова

Южный научный центр РАН,
Ростов-на-Дону, Россия

[✉] E-mail: lunin_ls@mail.ru

(Поступила в Редакцию 29 августа 2017 г.)

Обсуждаются результаты выращивания тонкопленочных гетероструктур $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ из жидкой фазы в поле температурного градиента. Исследованы кинетика роста, состав, структурное совершенство и люминесцентные свойства тонких пленок InAlGaAsSb выращенных на подложке GaSb .

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-19-01676.

DOI: 10.21883/FTT.2018.05.45782.252

1. Введение

Многокомпонентные гетероструктуры на основе соединений A^3B^5 все чаще применяются в качестве элементной базы оптоэлектроники [1–14]. Интерес к ним вызван возможностью повышать совершенство гетерограницы за счет одновременного согласования параметров решетки и коэффициентов термического расширения (КТР) сопрягаемых материалов. Это позволяет создавать бездефектные изопараметрические гетеропереходы для высокоэффективных приборов, работающих в широком спектральном диапазоне [15,16].

Целью данной работы является выращивание изопараметрических тонкопленочных гетероструктур $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ и исследование их свойств.

2. Теоретический анализ

Расчет параметров пятикомпонентных твердых растворов InAlGaAsSb таких составов, при которых слой твердого раствора согласован с подложкой GaSb по постоянной решетки (a) и КТР (α), т.е. изопараметрических гетероструктур $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$, проведен по уравнениям работ [17–19]. Для расчета фазовых равновесий в системе $\text{InAlGaAsSb}/\text{GaSb}$ использованы уравнения фазового равновесия „жидкое–твердое“ в приближении регулярных растворов [20–23] в интервале температур 793–1143 К. Результаты расчетов приведены на рис. 1. Как видно из рис. 1, *a*, с увеличением содержания индия (x) растет концентрация мышьяка (z) в пятикомпонентном твердом растворе изопериодического состава. Изопериодические линии хорошо описываются уравнением $z = A + By$ при фиксированном x . Значения коэффициентов A и B даны в табл. 1, где приведены интервалы изопериодических составов слоя, отличающегося по КТР от подложки на 5 и 20%. Видно (табл. 1 и рис. 1, *b*), что с увеличением концентрации индия согласование по постоянной решетки и КТР в гетероструктуре ухудшается.

Ширина запрещенной зоны (E_g) возрастает (при $x = \text{const}$) с увеличением концентрации алюминия (y). Расчетные значения E_g удовлетворительно согласуются с данными эксперимента (точки на рис. 1, *c*). Для твердого раствора InAlGaAsSb имеются прямые и не прямые переходы. Если $x = 0, 0.1$ и 0.2 , прямые переходы имеют место для составов, у которых (y) лежит в пределах до 0.22, 0.54 и 0.68 соответственно. При $x \geq 0.3$, прямые переходы должны реализовываться во всем интервале изменений y (рис. 1, *c*).

Твердый раствор InAlGaAsSb склонен к спинопальному распаду, области которого представлены на рис. 1, *d*. В табл. 2 приведены интервалы изопараметрических составов, подверженных спинопальному распаду при рассогласовании периодов решеток в гетероструктуре $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$.

Были рассчитаны составы жидкой фазы раствора InAlGaAsSb , находящегося в равновесии по методике, описанной ранее [24]. Для сравнения с экспериментом

Таблица 1. Интервал концентраций (y_{max}), в котором достигается изопериодичность слоя и подложки, а также параметры прямых $z = A + By$ для гетеросистемы $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ при фиксированном x ; $T = 293$ К (во всех случаях $y_{\text{min}} = 0$)

x	y_{max}			A	B
	$\delta\alpha = 0.05$	$\delta\alpha = 0.2$	$\delta\alpha$ неограничено		
0.0	0.27	0.73	1.0	0.0	0.083
0.1	0.20	0.65	0.9	0.087	0.076
0.2	0.16	0.58	0.8	0.174	0.068
0.3	0.10	0.51	0.7	0.260	0.058
0.4	0.05	0.42	0.6	0.347	0.045
0.5	0.00	0.35	0.5	0.433	0.026
0.6	0.00	0.25	0.4	0.526	0.020
0.7	0.00	0.15	0.3	0.622	0.020
0.8	0.00	0.05	0.2	0.718	0.020

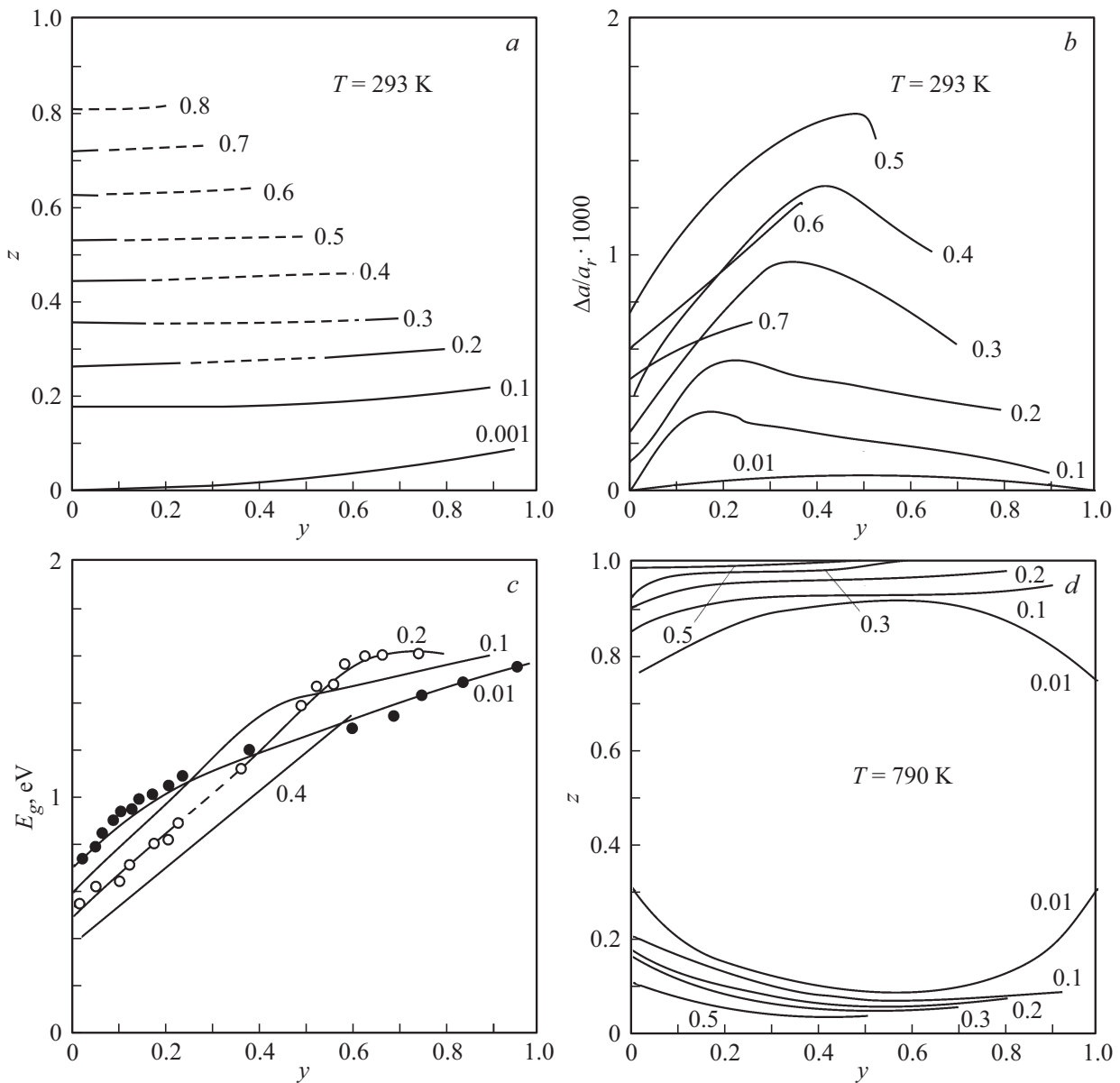


Рис. 1. Концентрационные зависимости изопериодических линий (а), рассогласования постоянных решеток (б), ширины запрещенной зоны (с) и областей спиноподобного распада (д) в гетеросистеме $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ (пунктир на а и с-области составов подверженных распаду; значения x указаны на кривых).

использовались переходы к исследованным пятерным и четверным системам ($x = 0$ или $y = 0$) (табл. 3, 4). В табл. 3 величины под чертой относятся к случаю $x = 0$, а величины над чертой соответственно к $x = 0.2$. Из табл. 3 и 4 следует удовлетворительное согласование экспериментальных и расчетных данных. Только для мышьяка выявлено некоторое отличие расчетных значений x_{As} от экспериментальных, что объясняется, по-видимому, трудностями точного определения концентрации мышьяка из-за его летучести. Удовлетворительно согласуются также расчетные данные с экспериментальными, приведенными в публикации [25] ($x = 0$, величины под чертой).

Таблица 2. Области спиноподобного распада пятикомпонентной гетеросистемы $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ при $\delta\alpha = 0.1\%$ и $T = 790\text{ K}$

x	y_{\min}	y_{\max}	z_{\min}	z_{\max}
0.20	0.27	0.50	0.185	0.21
0.30	0.15	0.57	0.26	0.29
0.40	0.10	0.57	0.35	0.37
0.50	0.075	0.50	0.435	0.45
0.60	0.05	0.40	0.52	0.54
0.70	0.05	0.30	0.623	0.63
0.80	0.05	0.20	0.72	0.73

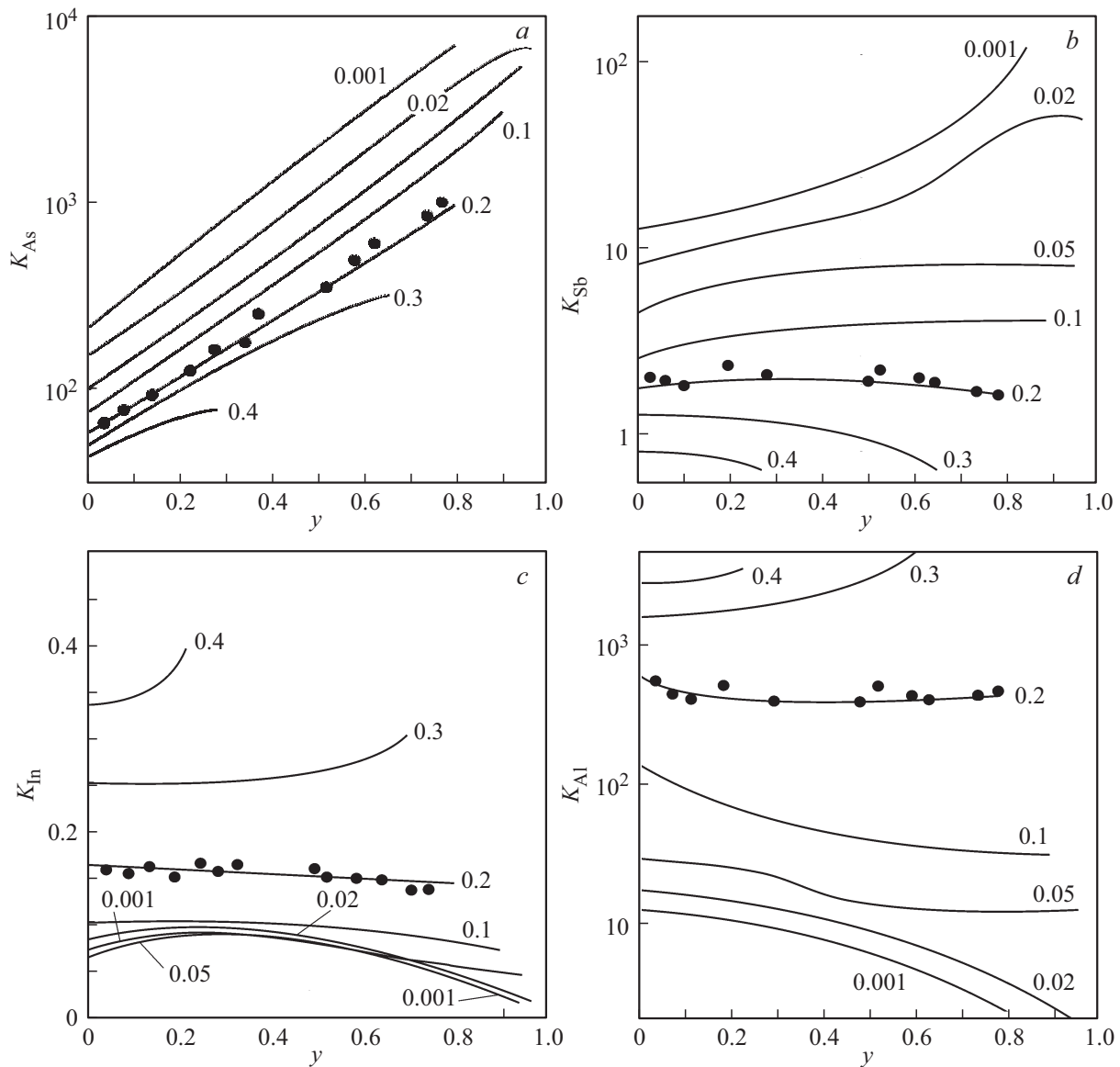


Рис. 2. Концентрационные зависимости коэффициентов распределения компонентов в системе $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}$. Кривые — расчет, точки — эксперимент. Значения x указаны на кривых.

На рис. 2 приведены расчетные значения коэффициентов распределения компонентов K . Как следует из рис. 2, a , величина K_{As} с ростом концентрации индия x значительно уменьшается, что облегчает получение изоуперических твердых растворов InAlGaAsSb на GaSb . Здесь важно отметить, что именно большие значения K_{As} не позволяют выращивать четырехкомпонентные твердые растворы AlGaAsSb на подложках GaSb . Следовательно, переход к пятикомпонентному составу путем небольших добавок In в AlGaAsSb облегчает выращивание из жидкой фазы слоев изопараметрических твердых растворов на подложках GaSb .

Отметим, что K_{Al} возрастает с увеличением индия (x), и при $x = 0.1$ его максимальное значение составляет ~ 60 . При дальнейшем увеличении x K_{Al} заметно растет и уже при $x = 0.2$ достигает ~ 500 .

Поэтому для выращивания InAlGaAsSb такого состава необходимо использовать подпитку жидкой фазы алюминием.

Коэффициент распределения сурьмы существенно уменьшается с ростом x , что является благоприятным фактором для воспроизводимого получения рассматриваемой гетероструктуры. Величина K_{Ga} в зависимости от состава твердого раствора меняется в пределах $0.5 \leq K_{\text{Ga}} \leq 3$. Теоретический анализ показывает, что посредством введения In в AlGaAsSb можно существенно упростить технологию получения гетероструктур $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$ не ухудшая согласование параметров решетки и обеспечивая дополнительное согласование по КТР. Рекомендуемые составы изопараметрических гетероструктур $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$: $0.01 \leq x \leq 0.2$; $0.01 \leq y \leq 0.3$.

3. Экспериментальная часть

Гетероструктуры получали методом зонной перекристаллизации градиентом температур (ЗПГТ), характерной особенностью которого является наличие температурного градиента, поле которого должно быть достаточно однородным [26]. Принципиальным отличием метода ЗПГТ от метода жидкофазной эпитаксии является механизм фазового перехода, заключающийся в „движении“ жидкой зоны — последовательной перекристаллизации исходной матрицы, диффузии компонентов в расплаве к подложке и их кристаллизации на ней. Следовательно, присутствуют две межфазные границы одновременно — растворение и кристаллизация. Процесс ЗПГТ проводили на базе промышленной установки „Радуга“ с помещенной в рабочей зоне графитовой касетой для двенадцати образцов. Рост всех двенадцати гетероструктур происходил в одинаковых технологических условиях. Таким образом, конструкция позволяет повысить экономичность расхода материалов в технологии получения гетероструктур и существенно ускорить исследование влияния различных факторов на процесс роста и свойства получаемых слоев. С целью предотвращения окисления и разложения пластин соединений A^3B^5 рабочую камеру, предварительно откачанную до 10^{-3} Па, заполняли водородом, очищенным пропусканьем через палладиевый фильтр под давлением порядка 0.5 Па. Температуру контролировали с помощью автоматизированного комплекса управления температурными режимами с применением ЭВМ. Аппаратура включает устройства, обеспечивающие возможность механического перемещения и вращения различных приспособлений внутри рабочей камеры [27]. Это необходимо для формирования жидких зон всевозможных конфигураций, а также для получения многослойных и переменных по составу (варизонных) гетероструктур.

Для выращивания твердых растворов $InAlGaAsSb$ на подложках $GaSb$ выбран интервал температур 773–873 К. Выбор был сделан в результате исследования температур ликвидуса для каждого отдельного состава с помощью установки визуально-термического анализа [27].

Исходя из предварительного анализа диаграмм фазовых равновесий системы $InAlGaAsSb/GaSb$ определяли состав жидкой фазы, необходимый для получения эпитаксиальных слоев твердых растворов заданного состава.

Эпитаксиальные слои твердых растворов $In_xAl_yGa_{1-x-y}As_zSb_{1-z}$ с тем же периодом решетки, что и $GaSb$, были получены в области составов: $0.01 \leq x \leq 0.2$, $0.01 \leq y \leq 0.3$ при температурах около 873 К и переохлаждении 8–17 К.

Процессу роста эпитаксиальных слоев предшествовало экспериментальное исследование поверхности ликвидуса системы $In-Al-Ga-As-Sb$ методом визуального термического анализа *in situ* по методике [22,23]. С целью проверки адекватности модели регулярных растворов, использованной при расчете фазовых рав-

новесий в системе $In-Al-Ga-As-Sb$, экспериментальные исследования проводили при оптимальной температуре роста ($T = 873$ К) изопериодных гетероструктур $InAlGaAsSb/GaSb$.

Топографию поверхности и состав гетероструктур $InAlGaAsSb/GaSb$ исследовали в атомно-силовом микроскопе Solver-HV и сканирующем растровом электронном микроскопе Quanta-200.

Измерения фотолюминесценции проводили в спектральном диапазоне от 950 до 1500 nm при комнатной температуре 300 К и в жидком азоте при 77 К в криостате с кварцевыми окнами. В качестве источника возбуждающего оптического излучения использовали инжекционный лазер с длиной волны 402 nm и мощностью излучения 8.5 mW, фотодетектором служил германиевый фотодиод ФПУ ФДГ с рабочим спектральным диапазоном длин волн от 0.5 до 2 μm . Возбуждение фотолюминесценции осуществлялось со стороны эпитаксиальных слоев.

Шероховатость измеряли в полуконтактном режиме в сканирующем зондовом микроскопе Solver HV. Для измерения использовали кантилевер с вольфрамовым зондом. Проводилось сканирование трех различных участков образца. Шероховатость поверхности характеризовали средним арифметическим отклонением профиля R_a и высотой неровностей R_z по десяти точкам.

Определение несоответствия параметров решеток подложки и слоя и оценку кристаллического совершенства гетероструктур осуществляли методом рентгеновской дифракции [28]. Съемку кривых дифракционного отражения (КДО) рентгеновского излучения проводили на высокоразрешающем рентгеновском дифрактометре ТРС-1 в двухкристальной геометрии с использованием линий излучения меди $CuK\alpha_{1,2}$. Помимо измерения Δa определяли и анализировали полуширины КДО эпитаксиального слоя и подложки. Учитывали также форму дифракционных кривых и наличие (отсутствие) интерференционных максимумов, несущих информацию о качестве поверхности слоя и планарности границы раздела слой/подложка.

Методом масс-спектрометрии вторичных нейтральных частиц получены концентрационные профили слоев $InAlGaAsSb$, выращенных на подложках $GaSb$.

Электронные оже-спектры получены на спектрометре ЭСО-3 с энергоанализатором типа „цилиндрическое зеркало“ [29]. Энергетическое разрешение, измеренное по пику упруго-отраженных электронов, составляло 0.25%. Измерения проводили при ускоряющем напряжении электронной пушки 3 кВ и токе пучка 3 μA , диаметр пучка составлял 5 μm . Давление остаточных газов в камере спектрометра при измерениях было $1.3 \cdot 10^{-6}$ Па.

4. Результаты и их обсуждение

В табл. 3 и 4 приведены составы растворов, определенные с использованием рентгеновского анализатора,

Таблица 3. Фазовое равновесие в системе $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}$ при $T = 803 \text{ K}$ и $x = 0.1$

y	z	Эксперимент, ат. %			Расчет, ат. %		
		x_{Al}	x_{As}	x_{Sb}	x_{Al}	x_{As}	x_{Sb}
0.41	0.012	1.8	0.548	2.5	3.31	0.0022	2.60
		1.6	0.6	2.9	2.8	0.004	3.0
0.35	0.017	1.6	0.0425	2.8	2.52	0.0035	2.95
		1.4	0.05	3.3	2.0	0.0055	3.5
0.20	0.019	0.8	0.040	3.7	1.12	0.0048	3.85
		0.7	0.05	4.2	1.0	0.0068	4.6
0.43	0.07	2.1	0.030	2.65	3.61	0.0013	2.49
		2.0	0.04	3.1	3.0	0.0035	3.5
0.41	0.015	1.8	0.0548	2.8	3.3	0.0027	2.59
		1.6	0.06	3.3	2.8	0.0048	3.7
0.20	0.02	0.8	0.04	3.7	1.12	0.0051	3.85
		0.7	0.05	4.2	1.0	0.007	4.6
0.43	0.013	2.1	0.04	2.7	3.61	0.0027	2.48
		2.0	0.05	3.2	3.0	0.0048	3.6
0.43	0.025	2.1	0.045	2.7	3.61	0.0041	2.45
		2.0	0.055	3.2	3.0	0.0062	3.6

Таблица 4. Фазовое равновесие в системе $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}$ при $T = 803 \text{ K}$ и $y = 0.2$

x	z	Эксперимент, ат. %			Расчет, ат. %		
		x_{Ga}	x_{As}	x_{Sb}	x_{Ga}	x_{As}	x_{Sb}
0.021	0.013	80.5	0.012	7.5	79.45	0.0117	7.42
0.026	0.015	71.5	0.019	9.5	75.56	0.0151	8.10
0.043	0.039	58.6	0.029	12.4	61.33	0.024	10.80
0.06	0.05	45.7	0.04	15.3	48.98	0.033	13.59
0.058	0.048	45.7	0.04	15.3	50.38	0.032	13.26
0.083	0.074	33.3	0.057	18.6	35.56	0.054	17.22
0.096	0.078	29.9	0.069	20.0	30.67	0.061	18.88
0.113	0.106	23.9	0.078	21.0	24.48	0.084	21.19
0.13	0.118	21.4	0.095	22.5	20.65	0.098	23.00
0.143	0.127	18.4	0.108	24.0	18.35	0.110	24.26
0.15	0.14	18.4	0.112	24.0	16.93	0.122	25.08
0.163	0.146	16.9	0.116	24.5	15.37	0.132	26.15
0.16	0.14	16.9	0.120	24.5	15.89	0.127	28.81
0.18	0.14	14.4	0.130	26.0	14.21	0.138	27.10
0.179	0.169	14.4	0.130	25.5	13.20	0.156	27.75
0.186	0.159	13.9	0.140	26.0	13.09	0.154	27.91
0.217	0.184	12.1	0.150	26.8	10.62	0.192	30.18

и составы растворов-расплавов, из которых они были получены. В таблицах также представлены концентрации компонентов в жидкой фазе, равновесной данному раствору и концентрации в объеме жидкой фазы. Равновесный состав жидкой фазы рассчитан по уравнениям

фазовой диаграммы с учетом упругих напряжений на гетерогранице, а концентрации компонентов в объеме жидкой фазы с использованием кинетической модели полного перемешивания с учетом пересыщения [30].

Учитывая, что жидкая фаза должна быть насыщенной при температуре выше текущей на величину заданного пересыщения, совместно с кинетическими уравнениями решали уравнения фазовой диаграммы.

Сопоставление рассчитанных и экспериментальных данных состава (табл. 3, 4), ширины запрещенной зоны (рис. 1, c) и коэффициентов распределения компонентов (рис. 2) твердого раствора InAlGaAsSb показало удовлетворительное совпадение, что говорит об адекватности использованных моделей.

Скорость роста эпитаксиальных слоев в процессе ЗПГТ зависит от температуры, состава и толщины жидкой зоны (l) [17,21]. Экспериментальные зависимости $v(l)$ определялись следующим образом. По описанной ранее методике формировались „сэндвичи“ с различной толщиной зоны, которые затем подвергались ЗПГТ при фиксированной температуре. По окончании процесса ЗПГТ формировались поперечные сколы „сэндвичей“ или гетероструктуры. Далее композиция подвергалась травлению раствором. Измерение толщины зоны и пройденного ею пути проводилось на электронном микроскопе „Самбах“. Скорость роста определялась как отношение пути, пройденного зоной, ко времени процесса ЗПГТ. Экспериментальные зависимости $v(l)$ исследовались в интервале от 20 до 200 μm . При толщине зоны менее 20 μm смачивание „сэндвичей“ затруднено, а если происходило смачивание, то движение зоны было нестабильным и на старте зоны разрывалось на части [26]. Экспериментально измеренные таким образом зависимости $v(l)$ приведены на рис. 3.

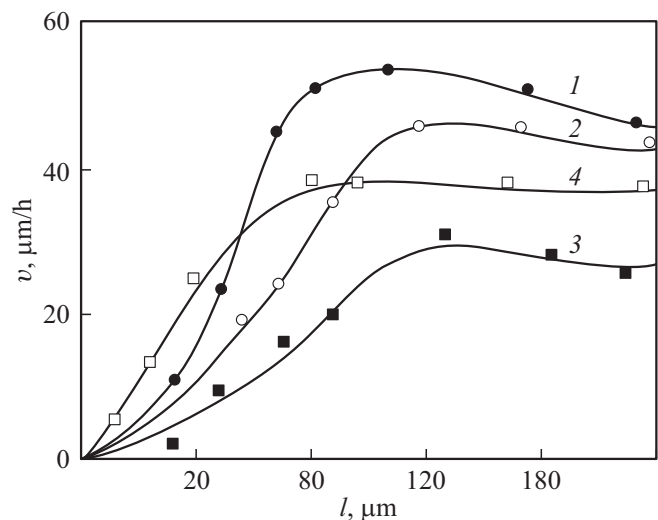


Рис. 3. Зависимости скорости роста v от толщины зоны l для выращивания слоев GaSb — 1, AlGaSb — 2, AlGaSbAs — 3, InAlGaSbAs — 4 на подложках GaSb (испарение летучих компонентов не проявлялось)

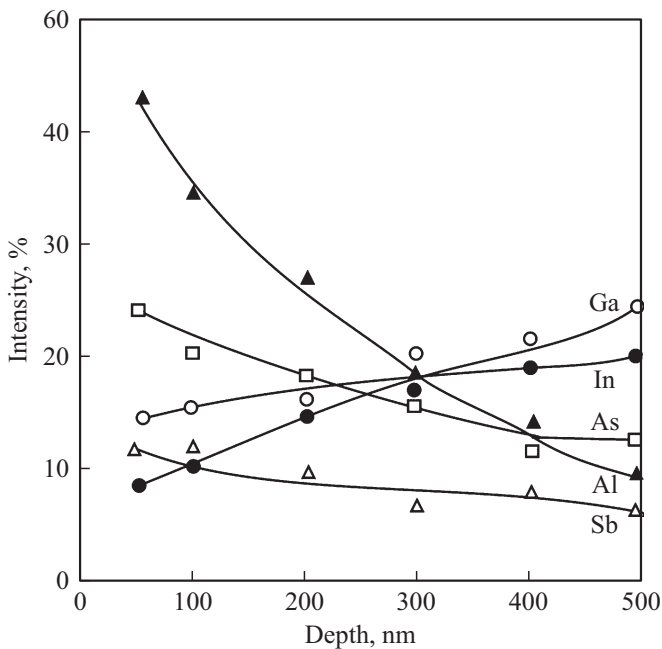


Рис. 4. Профиль распределения компонентов по глубине эпитаксиального слоя твердого раствора $InAlGaSbAs/GaSb$, полученный методом оже-спектроскопии.

Следует отметить, что эксперименты проводились таким образом, что испарение летучих компонентов при необходимости существенно ослаблялось графитовым кольцом, охватывающим жидкую зону между источником и подложкой. При наличии герметизирующего кольца скорость потерь ростового вещества на испарение снизилась более чем на порядок. Дополнительная жидкофазная герметизация окисью бора практически полностью устраняла влияние испарения на скорость роста. На рис. 3 такому случаю отвечают зависимости скорости роста при ЗПГТ слоев $InAlGaAsSb$ на подложках $GaSb$ (кривые 1–4). Вид кривых 1–4 имеет четко выраженную диффузионную и кинетическую области. На этих кривых можно проследить непосредственное влияние добавления в жидкую фазу нового компонента. Добавление алюминия уменьшает скорость роста эпитаксиального слоя при всех толщинах l . Это означает, что алюминий уменьшает как диффузионный параметр α , так и кинетический коэффициент μ [24]. Иными словами, добавление алюминия уменьшает коэффициент диффузии в многокомпонентной жидкой фазе D_k и замедляет скорость растворения и кристаллизации твердой фазы в расплаве.

Добавление в трехкомпонентный раствор $AlGaSb$ мышьяка и индия, т.е. переход к пятикомпонентной зоне $InAlGaAsSb$, приводит к небольшому уменьшению скорости движения зоны в диффузионном режиме и к резкому сдвигу переходной области в сторону тонких зон (кривая 4). Следовательно, имеет место некоторое уменьшение диффузионного параметра (α) и значительное увеличение кинетических коэффициентов (μ).

Тем самым переход к пятикомпонентным системам открывает возможность регулировать изменением состава жидкой зоны скорость роста эпитаксиального слоя $InAlGaAsSb$.

Результаты оже-анализа эпитаксиальных слоев $InAlGaAsSb$ представлены в виде концентрационных профилей по глубине (рис. 4). Видно, что содержание компонентов по толщине слоя изменяется. Характерной особенностью кристаллизации твердых растворов $InAlGaAsSb$ на подложке $GaSb$ является высокое значение коэффициента распределения мышьяка (рис. 2, *a*) и алюминия (рис. 2, *d*), что затрудняет выращивание однородного по составу слоя. Для этого необходима подпитка из твердой фазы сильно сегрегирующими компонентами As и Al [31].

Морфология поверхности и качество гетероструктуры $InAlGaAsSb$ весьма чувствительны к величине рассогласования периода решетки и КТР. На рис. 5 представлены результаты исследования распределения плотности дислокаций по толщине различных гетероструктур $AlGaSb/GaSb$ (1), $AlGaAsSb/GaSb$ (2) и $InAlGaAsSb/GaSb$ (3). Видно, что плотность дислокаций одинакова во всех точках однородного по составу слоя тройного твердого раствора (рис. 5, кривая 1), кроме участков вблизи гетерограницы. Плотность дислокаций в слое и подложке обычно не совпадают, причем в слое на границе с подложкой плотность дислокаций превышает

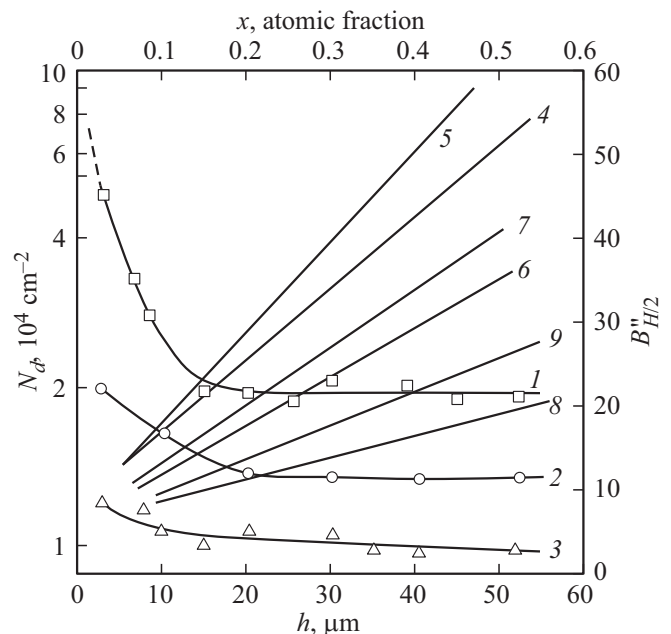


Рис. 5. Распределение плотности дислокаций по толщине слоев $In_xAl_yGa_{1-x-y}As_zSb_{1-z}/GaSb$ $T = 798$ K, $l = 370$ μm , $G = 30$ grad/cm, 1 — $x = 0$, $y = 0.3$, $z = 0.6$, 2 — $x = 0$, $y = 0.3$, $z = 0.025$, 3 — $x = 0.1$, $y = 0.3$, $z = 0.025$, 4–9 — зависимость ширины линий качания на половине высоты $B''_{H/2}$ для гетероструктуры $In_xAl_yGa_{1-x-y}As_zSb_{1-z}/GaSb$; 4, 5 — $AlGaSb$; 6, 7 — $AlGaAsSb$; 8–9 — $InAlGaAsSb$ (4, 6, 8 — отражение от слоев; 5, 7, 9 — отражение от подложки $GaSb$).

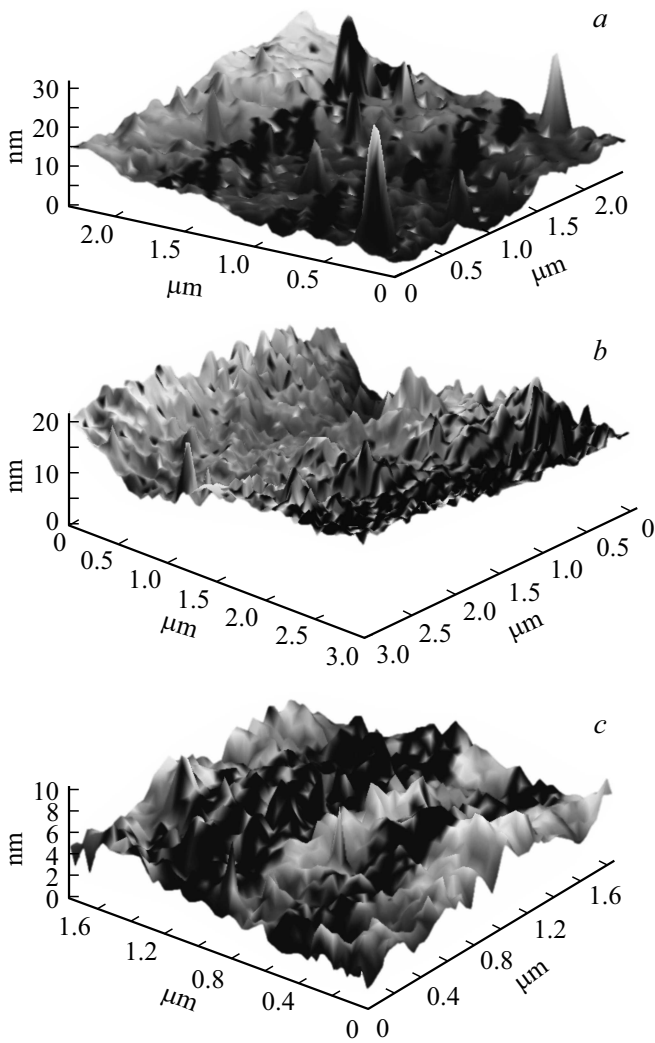


Рис. 6. Морфология поверхности эпитаксиальных слоев *a* — AlGaSb/GaSb, *b* — AlGaSbAs/GaSb, *c* — InAlGaSbAs/GaSb.

ет такую в слое и подложке. Эти факты указывают на отсутствие определяющей роли механизма прорастания дислокаций из подложки в слой. Оценка уровня упругих напряжений вблизи гетероперехода по расчетам с использованием соответствующих констант фотоупругости для $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Sb}/\text{GaSb}$ дает значение $\sim 2.2 \cdot 10^7$ Па. Понизить напряженное состояние гетероперехода можно уменьшением Δa за счет введения четвертого компонента As в $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{Sb}_{1-z}$. На рис. 5 кривая 2 приведены результаты измерений плотности дислокации по толщине слоев $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{As}_z\text{Sb}_{1-z}/\text{GaSb}$. Видно, что дефектная переходная область таким образом значительно уменьшается. Введение четвертого компонента As уменьшает уровень остаточных напряжений до $0.5 \cdot 10^7$ Па. Следовательно, введение четвертого компонента значительно уменьшает напряжение путем обеспечения решеточного согласования слоя и подложки при температуре эпитаксии. Однако дефектность гетерограницы даже для изопериодных составов твердых

растворов AlGaAsSb сохраняется довольно большой из-за различия КТП сопрягающихся слоя и подложки. При введении пятого компонента In в AlGaAsSb дефектность гетерограницы значительно уменьшается (рис. 5 кривая 3) и уровень напряженного состояния снижается до $1.2 \cdot 10^6$ Па. Рентгеноструктурный анализ подтвердил улучшение структурного совершенства указанной гетероструктуры (рис. 5, кривая 4–9). Исследования шероховатости поверхности для эпитаксиальных слоев AlGaSb/GaSb (рис. 6, *a*), AlGaAsSb/GaSb (рис. 6, *b*) и InAlGaAsSb/GaSb (рис. 6, *c*) показали уменьшение параметров шероховатости от 30 до 10 nm, при переходе от трехкомпонентных к пятикомпонентным гетероструктурам.

Спектры фотолюминесценции однородных гетероструктур AlGaSb/GaSb (1), AlGaAsSb/GaSb (2) и InAlGaAsSb/GaSb (3), полученные при 300 К, приведены на рис. 7, где показано что спектры фотолюминесценции имеют одинокий пик. Люминесценция при 300 К в основном обусловлена испусканием, связанным с краем

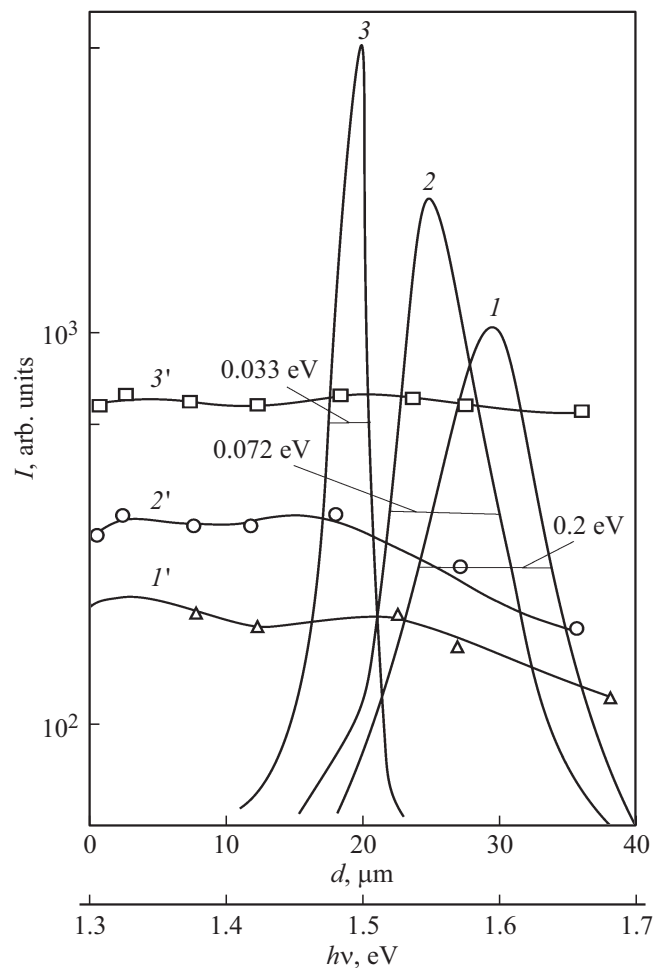


Рис. 7. Спектры фотолюминесценции гетероструктур: 1 — AlGaSb, 2 — AlGaSbAs, 3 — InAlGaSbAs при 300 К; 1', 2', 3' — распределение интенсивности излучения по толщине слоя соответственно (масштаб приведен внутри рамки).

зоны. Исследования показали, что добавление компонентов As в AlGaSb и In в AlGaAsSb приводит к увеличению интенсивности и уменьшению ширины полосы излучения на половине высоты пиков. Интенсивность и ширина полосы излучения определяются, в основном, кристаллическим совершенством слоя. В случае трехкомпонентных слоев дефектность гетероструктуры AlGaSb определяется химическим составом или величиной ширины запрещенной зоны E_g , поскольку чем сильнее состав слоя отличается от состава подложки, тем больше разность параметров решетки на гетерогранице. В четверных гетероструктурах AlGaAsSb/GaSb наличие дополнительной химической степени свободы позволяет согласовывать параметры решетки на гетерогранице. Ширина спектральной полосы фотолюминесценции определяется, прежде всего, рассогласованием параметров решетки, причем, чем больше разность E_g слоя и подложки, тем сильнее такое рассогласование и шире полоса излучения. В пятикомпонентной гетероструктуре InAlGaAsSb/GaSb устраняется также рассогласование по КТР. Следовательно, улучшается кристаллическое совершенство гетероструктуры и улучшаются его люминесцентные свойства, как видно из рис. 7 (кривые 3 и 3').

5. Заключение

Тонкопленочные гетероструктуры InAlGaAsSb/GaSb, контролируемые по толщине, составу и структурному совершенству могут быть выращены в поле температурного градиента из жидкой фазы.

Ширина запрещенной зоны эпитаксиальной пленки InAlGaAsSb возрастает при постоянной концентрации индия (x) с увеличением содержания алюминия (y) и уменьшается с ростом концентрации In при $y = \text{const}$. Для тонкопленочных гетероструктур $In_xAl_yGa_{1-x-y}As_zSb_{1-z}/GaSb$ имеются прямые и непрямые переходы. При $0.0 \leq x \leq 0.2$ прямые переходы имеют место для составов $0.22 \leq y \leq 0.68$. При $x \geq 0.3$ прямые переходы должны реализовываться во всем интервале изменений y .

Твердый раствор InAlGaAsSb склонен к спинодальному распаду. Однако в пределах $0 \leq x \leq 0.2$, $0 \leq y \leq 0.3$ можно получать изопараметрические гетероструктуры $In_xAl_yGa_{1-x-y}As_zSb_{1-z}/GaSb$ не подверженные распаду.

Скорость роста эпитаксиальных слоев InAlGaAsSb на подложках GaSb можно регулировать изменением состава, толщины зоны и температуры процесса ЗПГТ. Тонкопленочные гетероструктуры InAlGaAsSb/GaSb имеют более широкий спектральный диапазон, высокое кристаллическое совершенство, лучшие люминесцентные характеристики в сравнении с AlGaSb и AlGaAsSb и поэтому более предпочтительны для высокоэффективных приборов основанных на излучательной рекомбинации.

Список литературы

- [1] P.V. Seregin, A.V. Glotov, A.S. Lenshin, I.N. Arsentyev, D.A. Vinokurov, T. Prutskij, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors* **48**, 21 (2014).
- [2] H.Z. Song, M. Hadi, Y. Zheng, B. Shen, L. Zhang, Z. Ren, R. Gao, Z.M. Wang. *Nanoscale Res. Lett.* **12**, 128 1 (2017).
- [3] S.E. Gulebaglan, E.K. Dogan, M. Aycibin, M. N. Secuk, B. Erdinc, H. Akkus. *Cent. Eur. J. Phys.* **11**, 1680 (2013).
- [4] A.G. Gladyshev, I.I. Novikov, L.Ya. Karachinsky, D.V. Denisov, S.A. Blokhin, A.A. Blokhin, A.M. Nadochiy, A.S. Kurochkin, A.Yu. Egorov. *Semiconductors* **50**, 1186 (2016).
- [5] D.A. Vinokurov, V.A. Kapitonov, A.V. Lyutetskiy, D.N. Nikolaev, N.A. Pikhtin, S.O. Slipchenko, A.L. Stankevich, V.V. Shamakhov, L.S. Vavilova, I.S. Tarasov. *Semiconductors* **46**, 1321 (2012).
- [6] V.V. Shamakhov, D.N. Nikolaev, A.V. Lyutetskiy, K.V. Bakhvalov, M.G. Rastegaeva, S.O. Slipchenko, N.A. Pikhtin, I.S. Tarasov. *Semiconductors* **48**, 373 (2014).
- [7] F.Schättiger, D. Bauer, J. Densar, T. Dekorsy, J. Kleinbauer, D.H. Sutter, J. Puustinen, M. Guina. *Appl. Phys. B* **106**, 605 (2012).
- [8] V.D. Rumyantsev, A.V. Chekalin, D.A. Malevskiy, A.N. Panchak, N.A. Sadchikov, V.M. Andreev, N.Y. Davidyuk, A.L. Luque. *IEEE J. Photovoltaics* **5**, 1715 (2015).
- [9] A. Luque, I. Ramiro, P. Garcia-Linares, E. Antolin, A. Marti, A. Panchak, A. Vlasov, V. Andreev, A. Mellor. *IEEE J. Photovoltaics* **5**, 1074 (2015).
- [10] M.A. Mintairov, N.A. Kalyuzhnyy, V.V. Evstropov, V.M. Lantratov, S.A. Mintairov, M.Z. Shvarts, V.M. Andreev, A. Luque. *IEEE J. Photovoltaics* **5**, 1229 (2015).
- [11] R.V. Levin, A.E. Marichev, M.Z. Shvarts, E.P. Marukhina, V.P. Khvostikov, B.V. Pushnyi, V.M. Andreev, M.N. Mizerov. *Semiconductors* **49**, 700 (2015).
- [12] M.A. Минтаиров, В.В. Евструпов, С.А. Минтаиров, Н.Х. Тимошина, М.З. Шварц, Н.А. Калужный. *ФТП* **49**, 682 (2015).
- [13] V. Khvostikov, N. Kalyuzhnyy, S. Mintairov, N. Potapovich, M. Shvarts, S. Sorokina, A. Luque, V. Andreev. *AIP Conf. Proc.* **1616**, 21 (2014).
- [14] N.A. Kalyuzhnyy, V.V. Evstropov, V.M. Lantratov, S.A. Mintairov, M.A. Mintairov, A.S. Gudovskikh, A. Luque, V.M. Andreev. *Int. J. Photoenergy* **2014**, 836284 1 (2014).
- [15] В.В. Кузнецов, Л.С. Лунин, В.И. Ратушный. Гетероструктуры на основе четверных и пятерных твердых растворов соединений $A^{III}B^V$. СКНЦВШ, Р/н/Д (2003). 375 с.
- [16] Л.С. Лунин, А.В. Благин, Д.Л. Алфимова. Физика градиентной эпитаксии многокомпонентных полупроводниковых гетероструктур. СКНЦВШ, Р/н/Д (2008). 212 с.
- [17] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, Т.А. Аскарян. *Изв. вузов. Сер. физ.* **7**, 41 (1989).
- [18] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, Т.А. Аскарян. *Изв. вузов. Сер. физ.* **7**, 59 (1989).
- [19] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, Т.А. Аскарян. *Неорган. материалы* **25**, 540 (1989).
- [20] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, Т.А. Аскарян. *Неорган. материалы* **25**, 1778 (1989).
- [21] В.В. Кузнецов, П.П. Москвин, В.С. Сорокин. Неравновесные явления при жидкостной гетероэпитаксии полупроводниковых твердых растворов. *Металлургия, М.* (1991). 176 с.

- [22] В.В. Кузнецов, Е.А. Когновицкая, М.Л. Лунина, Э.Р. Рубцов. Журн. физ. химии **85**, 2210 (2011).
- [23] Б.М. Синельников, М.Л. Лунина. Неорган. материалы **48**, 995 (2012).
- [24] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин. Пятикомпонентные твердые растворы соединений (новые материалы оптоэлектроники). СКНЦ ВШ, Р/н/Д (1992). 193 с.
- [25] Я. Аарик, Я. Бергманн, Л. Долгинов, Н. Лыук, М. Мильвидский, Я. Фриденгал, К. Хансен, Т. Югова. Изв. АН ЭССР. Физ.-мат. **33**, 1 (1984).
- [26] В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, В.П. Попов. Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов. Металлургия, М. (1987). 232 с.
- [27] Л.С. Лунин, И.А. Сысоев. Техника градиентной эпитаксии полупроводниковых гетероструктур электронной техники. СКНЦ ВШ, Р/н/Д (2008). 160 с.
- [28] Д.Л. Алфимова, Л.С. Лунин, М.Л. Лунина. Поверхность **6**, 103 (2014).
- [29] А.В. Благин, Д.П. Валюхов, Л.С. Лунин. Неорган. материалы **44**, 903 (2008).
- [30] Л.С. Лунин, В.В. Благин, А.А. Бараник. Неорган. материалы **38**, 1423 (2002).
- [31] В.И. Буддо, В.Н. Лозовский, Л.С. Лунин, И.Е. Марончук. Микроэлектроника АН СССР **7**, 70 (1978).