

На правах рукописи

Казакова

Казакова Алёна Евгеньевна

**Исследование твердых растворов AlInGaPAs , выращенных на подложках
арсенида галлия и фосфида индия в поле температурного градиента**

01.04.07 Физика конденсированного состояния

Автореферат диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Новочеркасск – 2018

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова»

Научный руководитель: Лунин Леонид Сергеевич,
доктор физико-математических наук,
профессор, Заслуженный деятель науки РФ

Официальные оппоненты: Каргин Николай Иванович,
доктор технических наук, профессор,
Заслуженный деятель науки РФ,
Национальный исследовательский ядерный
университет «МИФИ», г. Москва,
директор института нанотехнологий в
электронике, спинтронике и фотонике

Рембеза Станислав Иванович,
доктор физико-математических наук,
профессор, Заслуженный деятель науки РФ,
Воронежский государственный технический
университет, г. Воронеж,
заведующий кафедрой полупроводниковой
электроники и наноэлектроники

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Физико-технический
институт имени А.Ф. Иоффе Российской
академии наук

Защита состоится 28.06.2018 г. в 14 часов 00 минут на заседании диссертационного совета Д 212.101.07, созданного на базе Кубанского государственного университета по адресу: 350040, Краснодар, ул. Ставропольская, 149.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Кубанского государственного университета и на сайте www.kubsu.ru

Автореферат разослан 2018 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.101.07
доктор физико-математических наук



Зарецкая М.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

В настоящее время для создания приборов, основанных на излучательной рекомбинации, используют гетероструктуры на основе твердых растворов соединений $A^{III}B^V$ [1-4]. Преимущество четырехкомпонентных твердых растворов (ЧТР) перед соответствующими трехкомпонентными состоит в возможности сохранения периода кристаллической решетки a при изменении ширины запрещенной зоны E_g [5]. Однако ЧТР имеют существенный недостаток, заключающийся в рассогласовании коэффициентов термического расширения α (КТР) подложки и кристаллизуемого слоя. Для получения гетероструктуры, согласованной по периоду кристаллической решетки и КТР, необходим переход к пятикомпонентным твердым растворам (ПТР).

При выращивании многокомпонентных твердых растворов из жидкой фазы наиболее существенный вклад в дефектообразование вносят следующие факторы: различие периодов решеток Δa и КТР $\Delta\alpha$, сопрягающихся на границе материалов, неоднородность состава вдоль толщины эпитаксиальных слоев dC/dx . Значительную роль в дефектообразовании пятикомпонентных гетероструктур играет наследование дефектов подложки.

Использование ПТР $AlInGaPAs$, выращенных на подложках арсенида галлия и фосфида индия, позволяет независимо регулировать ширину запрещенной зоны E_g , период решетки a , а также КТР α , что особенно важно для приборов, основанных на излучательной рекомбинации.

В связи с этим исследование твердых растворов $AlInGaPAs$, выращенных на подложках арсенида галлия и фосфида индия, является весьма актуальным.

Цель диссертационной работы заключается в установлении основных физических закономерностей и технологических особенностей выращивания твердых растворов $AlInGaPAs$ на подложках фосфида индия и арсенида галлия и исследование их свойств.

Задачи диссертационной работы:

1. Теоретический анализ фазовых равновесий в системах $AlInGaPAs-GaAs$ и $AlInGaPAs-InP$.
2. Расчет основных параметров твердых растворов $AlInGaPAs$ изопараметрических к подложкам InP и $GaAs$.
3. Выращивание твердых растворов $AlInGaPAs$ на подложках InP и $GaAs$ методом зонной перекристаллизации в поле температурного градиента.
4. Исследование кинетики роста твердых растворов $AlInGaPAs$ на подложках фосфида индия и арсенида галлия.

5. Исследование влияния состава на структурное совершенство гетероструктур AlInGaPAs/GaAs и AlInGaPAs/InP.

6. Исследование фотолюминесценции гетероструктур AlInGaPAs/GaAs и AlInGaPAs/InP.

7. Исследование возможности применения гетероструктур AlInGaPAs/InP в качестве высокоэффективных фотоэлектрических преобразователей.

Положения, выносимые на защиту:

1. В поле температурного градиента из жидкой фазы воспроизводимо кристаллизуются изопериодические твердые растворы $Al_xIn_yGa_{1-x-y}P_zAs_{1-z}$ на подложках GaAs с $0 \leq x \leq 0,47$, $0 \leq y \leq 0,52$, $0 \leq z \leq 1,0$ и $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}$ -InP с $0 \leq x \leq 0,48$, $0 \leq y \leq 1,0$, $0 \leq z \leq 1,0$.

2. Введение In в твердый раствор AlGaPAs сужает границы существования, увеличивает пределы варьирования ширины запрещенной зоны и области составов изопериодных гетероструктур AlInGaPAs/GaAs(InP), уменьшает относительное рассогласование слоя и подложки.

3. Скорость кристаллизации твердого раствора AlInGaPAs на подложках GaAs и InP уменьшается при увеличении концентрации алюминия при всех толщинах зон, за счет уменьшения коэффициента диффузии в многокомпонентной жидкой фазе.

4. С увеличением концентрации индия в твердом растворе AlInGaPAs уменьшаются коэффициенты распределения P и As, а для Al и In увеличиваются, полуширины КДО и спектров фотолюминесценции (ФЛ) уменьшаются, а интенсивность ФЛ увеличивается.

5. Основными параметрами, определяющими качество поверхности, кристаллическое совершенство и люминесцентные свойства гетероструктур, являются толщина и состав жидкой зоны, температура и градиент температуры процесса ЗПГТ.

6. Использование гетероструктур AlInGaPAs/InP в качестве высокоэффективных фотоэлектрических преобразователей позволяет повысить эффективность преобразования до 46%.

Научная новизна диссертационной работы заключается в достижении следующих результатов:

1. Впервые найдены термодинамические границы кристаллизации твердых растворов AlInGaPAs из жидкой фазы в поле температурного градиента на подложках фосфида индия и арсенида галлия, определяемые с одной стороны ограничениями по плавкости, а с другой – областью спинодального распада твердых растворов.

2. Впервые обнаружено влияние концентрации компонентов в твердом растворе AlInGaPAs на область их существования, ширину запрещенной зоны и пределы составов изопараметрических гетероструктур на их основе.

3. Впервые исследованы закономерности роста твердых растворов AlInGaPAs на подложках InP и GaAs, позволяющие управлять характеристиками гетероструктур на их основе.

4. Выявлены основные параметры, определяющие качество поверхности, кристаллическое совершенство и люминесцентные свойства гетероструктур AlInGaPAs/GaAs(InP), позволяющие повысить характеристики фотоэлектрических преобразователей по сравнению с существующими InGaAs/GaAs(InP).

5. Впервые выполнены исследования влияния алюминия на внешний квантовый выход гетероструктур AlInGaPAs/InP.

Практическая значимость:

1. Разработана методика выращивания изопараметрических твердых растворов AlInGaPAs на подложках InP и GaAs толщиной от 5 до 100 мкм, пригодных для создания устройств твердотельной оптоэлектроники, работающих в широком спектральном диапазоне (от 0,59 до 1,74 мкм).

2. Предложена конструкция фотопреобразователя на основе гетероструктуры AlInGaPAs/GaAs(InP) с КПД $\approx 46\%$.

Личный вклад автора

Автором совместно с научным руководителем были определены цели и сформулированы задачи диссертационного исследования. Автором самостоятельно получены и исследованы твердые растворы AlInGaPAs на подложках GaAs и InP. Исследования морфологии поверхности твердых растворов AlInGaPAs проводились в ЦКП «Нанотехнологии» ЮРГПУ(НПИ) совместно с Яценко А.Н, к. т. н., лаборантом-исследователем ЦКП.

Степень достоверности

Достоверность результатов, полученных в рамках диссертационного исследования, подтверждается тем, что экспериментальные исследования твердых растворов AlInGaPAs, выращенных на подложках InP и GaAs, проводились с помощью современного высокоточного оборудования, а также согласованием экспериментальных и теоретических результатов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственного задания на проведение НИР, №16.4757.2017/8.9.

Апробация работы

Основные результаты диссертационного исследования опубликованы в 6 научных работах и докладывались на Всероссийских и Международных научных конференциях и семинарах: XXII и XXIII Международные конференции «Оптика и спектроскопия конденсированных сред» (18-24 сентября 2016, 17-23 сентября 2017, Краснодар), 4th International School and Conference «Saint-Petersburg OPEN 2017» (April 3-6, 2017, Saint-Petersburg, Russia), III Международная научно-техническая конференция «Пром-Инжиниринг» (16-19 мая 2017, Челябинск), Международная научно-практическая конференция по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники «Мокеровские чтения» (24 мая 2017, Москва), International Summer School on Crystal Growth and Advanced Materials for Energy Conversion (10-15 July 2017, Bucharest).

Публикации

Результаты диссертационного исследования отражены в 15 печатных работах, из них 4 в журналах, индексируемых в Scopus и Web of Science, 4 входят в список изданий, рекомендованных ВАК, 6 докладов опубликованы в сборниках трудов международных конференций, одна глава – в коллективной монографии.

Объем и структура диссертации

Диссертационная работа включает в себя введение, 4 главы, основные результаты и выводы, а также перечень используемой литературы из 103 наименований. Объем диссертационной работы – 122 страницы, включая 13 таблиц и 28 рисунков.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В **первой главе** представлен литературный обзор по многокомпонентным твердым растворам на основе соединений $A^{III}B^V$. Рассматриваются трех-, четырех- и пятикомпонентные твердые растворы соединений $A^{III}B^V$, а также приборы на их основе.

Авторами работ [5-8] теоретически и экспериментально подтверждено, что использование ПТР позволяет не только независимо регулировать ширину запрещенной зоны E_g и период кристаллической решетки, как в ЧТР, но и согласовывать КТР слоя и подложки. Это дает возможность сделать вывод о том, что на основе твердых растворов $AlInGaPAs$, выращенных на подложках арсенида галлия и фосфида индия, возможно создание оптоэлектронных устройств, работающих в широком спектральном диапазоне.

Литературный анализ выявил, что различие периодов решеток a и КТР α

слоя и бинарной подложки оценивается величиной $\delta a = a_0 - a_n/\bar{a}$ и $\delta\alpha = \alpha_0 - \alpha_n/\bar{\alpha}$, где $\bar{a} = a_0 - a_n/2$, $\bar{\alpha} = \alpha_0 - \alpha_n/2$. При рассогласовании параметров кристаллической решетки подложки и слоя $\delta a \leq 0,001$ дислокации несоответствия не возникают, а рассогласование по коэффициенту термического расширения при охлаждении структуры до комнатной температуры T_k не превышает $\delta\alpha = 0,2$. В таблице 1 приведены значения ширины запрещенной зоны E_g ПТР при рассогласовании подложки и слоя по КТР $\delta\alpha \leq 0,05$. Для подложек InP и GaAs существуют ПТР, которые одновременно согласованы по a и α при широких пределах изменения E_g .

Таблица 1. Диапазоны варьирования состава и ширины запрещенной зоны E_g твердого раствора AlInGaPAs ($\delta\alpha \leq 0,05$)

Гетеросистема	Границы варьирования состава	Ширина запрещенной зоны E_g , эВ (λ , мкм)
$Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}/InP$	$0 \leq x \leq 0,52$ $0 \leq y \leq 0,47$ $0 \leq z \leq 1,0$	0,5-1,35 (0,92-2,48)
$Al_xIn_yGa_{1-x-y}P_zAs_{1-z}/GaAs$	$0 \leq x \leq 1,0$ $0 \leq y \leq 0,48$ $0 \leq z \leq 1,0$	1,43-2,15 (0,58-0,86)

Вторая глава посвящена расчету физико-химических равновесий и различных параметров ПТР таких составов, при которых слой твердого раствора согласован с подложкой по постоянной решетке и КТР.

В ПТР AlInGaPAs есть вероятность возникновения нестабильных компонентных фаз, приводящих к распаду твердого раствора на две фазы различного состава. Экспериментальное исследование этого процесса предполагает использование прецизионных методов фазового анализа и является довольно трудоемкой задачей. Однако для получения эпитаксиальных слоев заданного состава чрезвычайно важно иметь информацию о разрывах растворимости компонентов, так как несмешиваемость и нестабильность ПТР может оказаться серьезным препятствием при их выращивании.

При выращивании ПТР методом ЗПГТ необходимо учитывать химические равновесия между твердой и жидкой фазами. Ключевую роль при этом играют теоретические исследования фазовых равновесий, поскольку их построение на основе экспериментальных данных является сложной задачей. Расчет фазовых равновесий в исследуемых структурах проводили в приближении регулярных растворов в интервале температур $823 \leq T \leq 1023$ К для AlInGaPAs-InP и $923 \leq T \leq 1073$ К для AlInGaPAs-GaAs.

Расчет параметров многокомпонентных твердых растворов проводился с помощью интерполяционных методов. При этом увеличение числа компонентов приводит к уменьшению надежности таких расчетов, в связи с чем становится необходимым введение в уравнения $E_g(x, y, z)$ и $a(x, y, z)$ дополнительных параметров, описывающих каждую конкретную систему. Для системы AlInGaPAs-GaAs искомая формула для расчета ширины запрещенной зоны имеет вид:

$$E(x, y, z) = E_{AlP}xz + E_{AlAs}x(1 - z) + E_{InP}yz + E_{InAs}y(1 - z) + E_{GaP}(1 - x - y)z + E_{GaAs}(1 - x - y) + xy(z\varepsilon_{AlInP} + (1 - z)\varepsilon_{AlInAs}) + x(1 - x - y)(z\varepsilon_{AlGaP} + (1 - z)\varepsilon_{AlGaAs}) + y(1 - x - y)(z\varepsilon_{InGaP} + (1 - z)\varepsilon_{InGaAs}) + z(1 - z)(x\varepsilon_{AlPAs} + y\varepsilon_{InPAs} + z\varepsilon_{GaPAs}), \quad (1)$$

где, например, ε_{AlInP} - параметр нелинейности, вводимый для тройной системы AlInP, входящей в состав искомого ПТР. Значения, рассчитанные без использования этих параметров, существенно отличались от полученных экспериментальных данных, что, по-видимому, связано с изменением длины связей между атомами кристаллической решетки. По формуле (1) с учетом значений ε были рассчитаны зависимости значения E_g от состава. На рисунке 1, а, видно, что увеличение y для заданного x приводит к росту E_g [7].

Ширина запрещенной зоны пятикомпонентной системы AlInGaPAs всегда больше таковой для бинарных подложек GaAs и InP, причем заданному значению E_g соответствует множество изопериодных составов.

Постоянная кристаллической решетки твердого раствора при температуре эпитаксии может быть оценена по формуле

$$a(T) = a_{AlP}(1 + \alpha_{AlP}\Delta T)X_{AlP} + a_{AlAs}(1 + \alpha_{AlAs}\Delta T)X_{AlAs} + a_{InP}(1 + \alpha_{InP}\Delta T)X_{InP} + a_{InAs}(1 + \alpha_{InAs}\Delta T)X_{InAs} + a_{GaP}(1 + \alpha_{GaP}\Delta T)X_{GaP} + a_{GaAs}(1 + \alpha_{GaAs}\Delta T)X_{GaAs}, \quad (2)$$

где, например, α_{GaP} и a_{GaP} — КТР и постоянная решетки фосфида галлия, а $\Delta T = T_{\text{эпит}} - T_{\text{к}}$.

С помощью данной формулы, можно подобрать такие составы, для которых разность КТР слоя и подложки не будет вызывать интенсивное дефектообразование в процессе эпитаксии. Для гетероструктур $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ и $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ такие составы приведены в таблицах 2 и 3.

В гетероструктурах $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ и $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ даже при незначительном увеличении концентрации In(y) и Al(x), соответственно, изопериодические линии резко смещаются в область больших концентраций P для $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ и As для $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ (рисунок 1). Это весьма важно, так как в гетероструктуре AlGaPAs/GaAs количество P,

требующееся для согласования параметров кристаллической решетки подложки и слоя, мало (линия, соответствующая $y = 10^{-5}$) (рисунок 1, а), коэффициент распределения R велик, следовательно, выращивание методом ЗПГТ без подпитки сопровождается значительными трудностями. Для варьирования состава эпитаксиальных слоев необходимо использовать дополнительную подпитку жидкой фазы сильно сегрегирующими компонентами, например, P и Al .

Таблица 2. Интервалы изопериодичности (y_{max}) при различных $\delta\alpha$ и параметры прямых $z = A + B \cdot x$ при фиксированных значениях y для гетероструктуры $Al_xIn_yGa_{1-x-y}P_zAs_{1-z}/GaAs$ во всех случаях $x_{min} = 0$

y	x_{max}		A	B
	$\delta\alpha = 0,05$	$\delta\alpha = 0,2$		
0	0,16	0,80	0	0,0422
0,02	0,16	0,80	0,0398	0,0413
0,04	0,16	0,80	0,0797	0,0394
0,05	0,10	0,72	0,0996	0,0387
0,1	0,0	0,65	0,1994	0,0339
0,2	0,0	0,47	0,3994	0,0231
0,3	0,0	0,26	0,5999	0,0098
0,4	0,0	0,05	0,8118	0,0063

Таблица 3. Интервалы изопериодичности (y_{max}) при различных $\delta\alpha$ и параметры прямых $z = A + B \cdot y$ при фиксированных значениях x для гетероструктуры $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}/InP$ во всех случаях $y_{min} = 0$

x	y_{max}		A	B
	$\delta\alpha = 0,05$	$\delta\alpha = 0,2$		
0	0,46	1,0	0,0	2,15
0,10	0,37	0,86	0,2241	2,10
0,15	0,32	0,80	0,3337	2,085
0,20	0,27	0,74	0,4433	2,025
x	y_{min}		A	B
	$\delta\alpha = 0,05$	$\delta\alpha = 0,2$		
0,25	0,23	0,68	0,5529	1,995
0,30	0,18	0,60	0,6615	1,935
0,35	0,13	0,56	0,7607	1,835
0,45	0,06	0,48	0,8549	1,815

Для рассматриваемых гетероструктур изопериодические линии описываются зависимостью типа $z = A + B \cdot y$ и $z = A + B \cdot x$. Для $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ в пределах значения x от 0 до x_{max} величина x_{max} уменьшается с увеличением концентрации компонента y . По мере ужесточения требований к степени согласования коэффициентов термического расширения слоя и подложки диапазон изопериодических составов по x также сужается. В гетероструктурах $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ при фиксированном x ширина запрещенной зоны раствора изопараметрического состава монотонно уменьшается, а при росте x и при $z = const$ возрастает (рисунок 1, б). Существует множество изопараметрических составов, имеющих одинаковую ширину запрещенной зоны E_g . Для всех изопараметрических составов твердого раствора имеют место прямые переходы.

Расчеты показали, что обычно КТР ПТР меньше такового для арсенида галлия и фосфида индия, причем по мере удаления состава твердого раствора от бинарного разность в КТР увеличивается. Если $\delta\alpha = 0,2$, то при охлаждении гетероструктур с $T_{эпит} \approx 1100$ К до комнатной температуры T_k разность параметров решеток слоя и подложки не превышает 0,1%. С увеличением x все более узкий интервал составов удовлетворяет требованию согласования слоя с подложкой по КТР. Выбор составов твердых растворов следует делать в пользу тех, которые согласуются с подложкой по параметрам решетки при комнатной температуре.

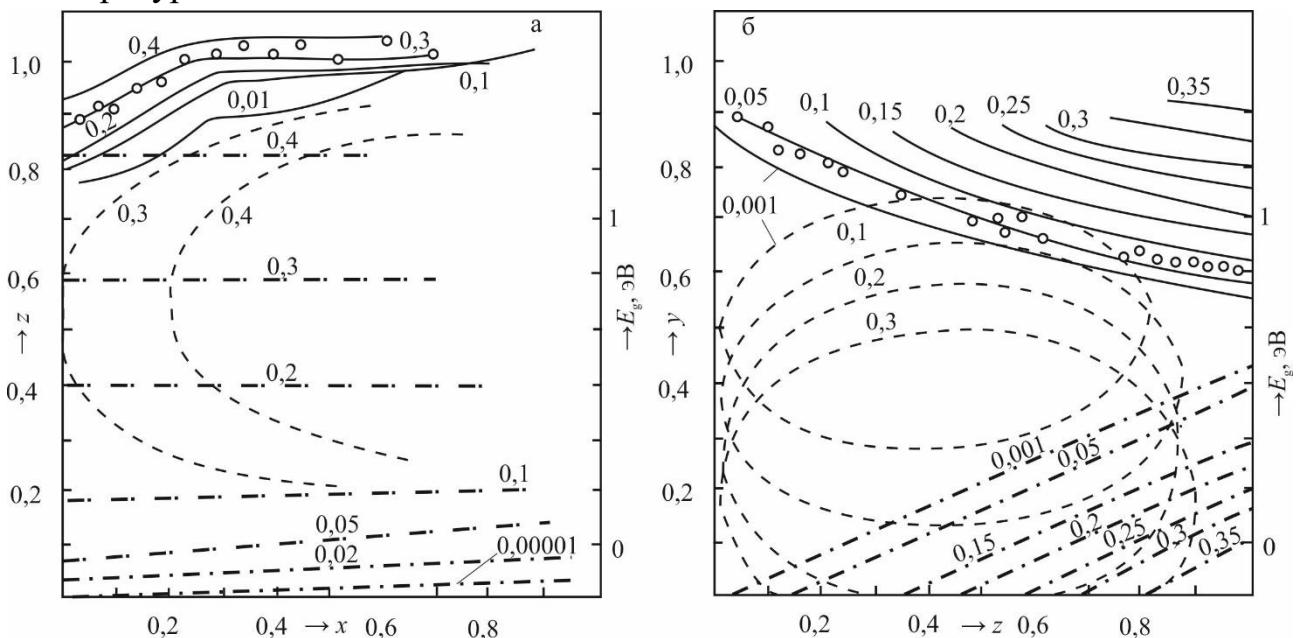


Рисунок 1. Концентрационные зависимости: а) $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$; б) $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$: изопериодических линий (пунктир с точкой), ширины запрещенной зоны (сплошные) и областей спиноподобного распада (пунктир), значение параметра y (а) и x (б) указаны на кривых, точками обозначены экспериментальные данные

Поскольку основу гетероструктуры $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ составляет четырехкомпонентный раствор AlGaPAs , не склонный к синодальному распаду [8], то только при увеличении концентрации индия до 0,3 возникает область распада (пунктирные кривые на рисунке 1, а). Как показывают расчеты и результаты эксперимента, упругие напряжения на гетерогранице возникающие при $\delta\alpha > 0,01$ предотвращают распад. Таким образом, для гетеросистемы $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}\text{-InP}$ (рисунок 1, б) область синодального распада с ростом x смещается в сторону уменьшения значений y , и размеры ее увеличиваются. Расчеты показывают, однако, что упругие напряжения на гетерогранице, возникающие при $\delta\alpha > 0,1\%$, могут предотвращать распад.

Расчеты показали, а эксперименты подтвердили (рисунок 2), что K_{As} зависит от z и x в пределах от 3 до 10. Величины K_{Al} и K_{Ga} с ростом z монотонно убывают. Однако если K_{Ga} имеет сравнительно малые значения ($K_{Ga} = 20 - 10$), то K_{Al} при всех составах больше 1000. Увеличение x приводит к уменьшению K_{Al} . Величина K_P возрастает с увеличением x и z , достигая значений ≈ 200 . Столь большие величины K_P и K_{Al} должны создавать затруднения при выращивании твердых растворов AlInGaPAs на подложках InP . Использование традиционных методов эпитаксии (без подпитки) вряд ли даст желаемые результаты.

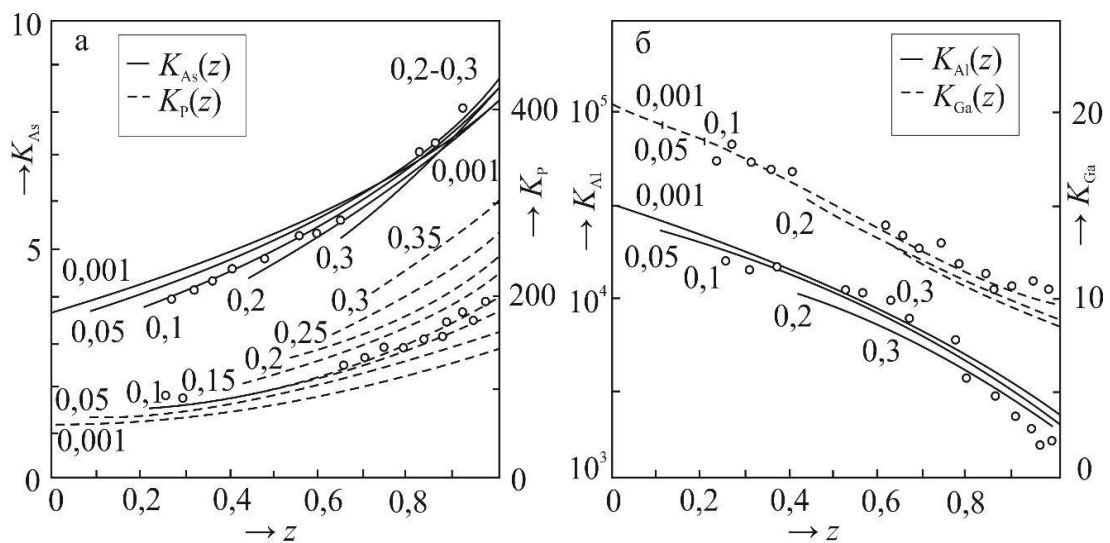


Рисунок 2. Концентрационные зависимости коэффициентов распределения компонентов в системе $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}\text{-InP}$;
точки – экспериментальные данные

Увеличение температуры эпитаксии приводит к значительному уменьшению K_P и K_{Al} (при увеличении T на 373 К K_P и K_{Al} уменьшаются на порядок), и ограничено испарением фосфора из подложки InP , поэтому предпочтительны умеренные температуры и методы жидкофазной эпитаксии с подпиткой. Подобные зависимости наблюдаются и для систем на основе GaAs .

В третьей главе рассмотрены технологические аспекты процесса ЗПГТ и кинетика роста твердых растворов AlInGaPAs. Отличительной особенностью используемого метода является наличие градиента температуры, в связи с чем возникает проблема контроля направления и величины температурного градиента [9].

Изменение градиента температуры позволяет задавать скорость процесса и влиять на стабильность движения зоны, сохранение ее формы, качество формируемых структур, в то время как температура зоны влияет на наклон линии ликвидуса фазовой диаграммы в рабочей точке и на коэффициент диффузии атомов в жидкой зоне.

Для ослабления испарения летучих компонентов жидкая зона охватывалась графитовым кольцом, устанавливаемым между подложкой и перекристаллизуемым источником. Кроме того, использовалась дополнительная жидкофазная герметизация оксидом бора, позволившая практически полностью устранить испарение ростового вещества [7, 8]. На рисунке 3, а представлены зависимости скорости роста от технологических параметров процесса ЗПГТ слоев GaAs, AlGaAs и AlInGaPAs на подложках арсенида галлия (кривые 1', 2', 3' соответственно). Кривые 1', 2' и 3' имеют ярко выраженные диффузионную (большие l) и кинетическую (малые l) области. Кроме того, на данных кривых прослеживается непосредственное влияние увеличения числа компонентов на скорости роста. Введение алюминия в арсенид галлия снижает скорости роста эпитаксиальных слоев при всех толщинах l . Это означает, что алюминий снижает и кинетический коэффициент μ , и диффузионный параметр α [7].

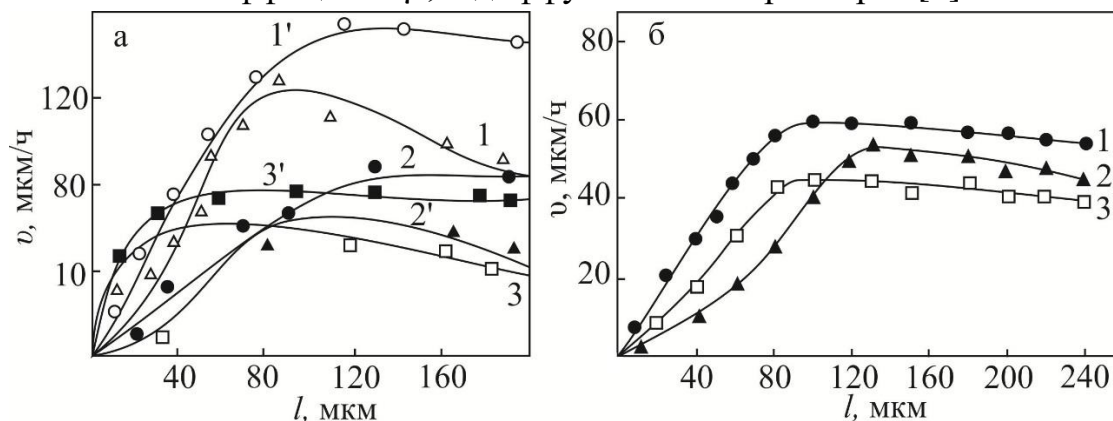


Рисунок 3. Влияние толщины зоны l на скорость роста v :

- а) эпитаксиальных слоев 1 и 1' – GaAs, 2 и 2' – AlGaAs, 3 и 3' – AlInGaPAs
(1 – 3 без испарения мышьяка, 1' – 3' с испарением)
выращенных на подложках GaAs, $923 \leq T \leq 1073$ К;
- б) эпитаксиальных слоев 1-GaInAs, 2- GaInAsP, 3- AlInGaPAs
выращенных на подложках InP, $823 \leq T \leq 1023$ К

При добавлении в трехкомпонентный раствор AlGaAs фосфора и индия, т.е. переход к пятикомпонентной зоне AlInGaPAs происходит снижение скорости движения жидкой зоны в диффузионном режиме, а переходная область резко сдвигается в сторону тонких зон (кривая 3'). Таким образом, имеет место значительное увеличение кинетических коэффициентов (μ) и некоторое снижение диффузионного параметра (α) [8].

Аналогичные влияния добавления четвертого и пятого компонентов в первоначально трехкомпонентную зону экспериментально наблюдаются и для системы на основе InP (рисунок 3, б).

В четвертой главе представлены результаты исследований свойств твердых растворов AlInGaPAs, выращенных на подложках InP и GaAs.

Результаты оже-анализа тонких пленок AlInGaPAs, полученных без подпитки, показали, что на поверхности гетероструктур AlInGaPAs/GaAs присутствуют все компоненты (рисунок 4, 5).

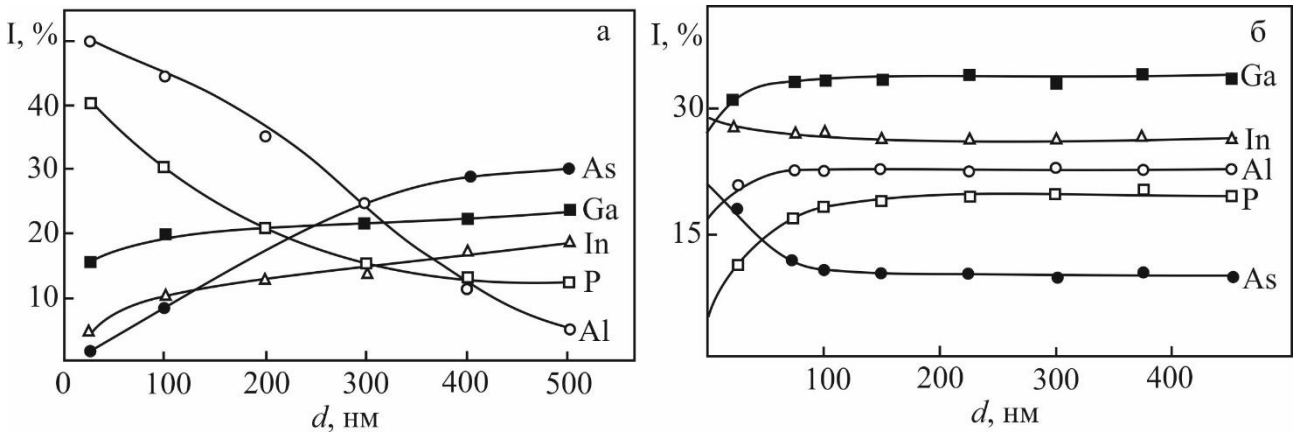


Рисунок 4. Профили распределения элементов по глубине гетероструктуры AlInGaPAs/GaAs: а) без подпитки, б) с подпиткой из твердой фазы InAlPAs

До глубины 400 нм наблюдается быстрое убывание концентрации алюминия и фосфора по всему объему. Концентрации остальных компонентов In, Ga и As постепенно увеличиваются. Следовательно, без подпитки из твердой фазы получают варизонные гетероструктуры (рисунок 4, а). Использование поликристалла AlInPAs в качестве подпитки позволяет получать однородные по составу слои, за исключением области вблизи старта зоны (рисунок 4, б) [8]. В дальнейшем состав эпитаксиальной пленки повторяет состав источника. Переходную область можно свести на нет подбором начальной добавки компонента в жидкую фазу.

Результаты оже-анализа по толщине гетероструктур AlInGaPAs/InP (рисунок 5) показали, что до глубины 500 нм интенсивность пиков In и P не изменялась, т.к. идет подпитка из источника InP по этим компонентам, в то же время наблюдается достаточно быстрое возрастание галлия. Концентрация

мышьяка и алюминия в объеме гетероструктуры убывает и на глубине более 700 нм находится ниже предела чувствительности метода. Такое поведение Al и As связано с большими коэффициентами распределения этих компонентов, вследствие чего они быстро расходуется из раствора-расплава.

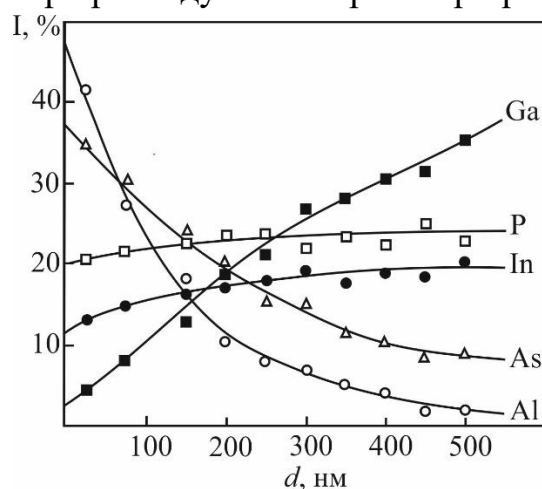


Рисунок 5. Профили распределения элементов по глубине гетероструктуры AlInGaPAs/InP, Ga, As, Al – без подпитки; P, In – с подпиткой из твердой фазы InP

Исследование структурного совершенства (рисунок 6, а) показало, что влияние на совершенство тонкопленочных гетероструктур AlInGaPAs/InP в процессе ЗПГТ оказывают толщина зоны (l), температура (T) и ее градиент (G). Зависимости ширины кривых качания на половине высоты $B_{H/2}$ от толщины зоны l (рисунок 6, а, кривая 1) показали, что для тонких зон ($l < 60$ мкм) наблюдается значительное ухудшение качества эпитаксиальных пленок AlInGaPAs, особенно это проявляется для нанослоев (< 30 нм). Это связано с тем, что в тонких зонах не происходит полного растворения микрочастиц при перекристаллизации источника, в результате в эпитаксиальных пленках наблюдаются нановключения, нарушаются планарность гетерограницы и однородность состава. Для $l > 60$ мкм по мере увеличения толщины зоны улучшается качество пленок, выражаемое в уменьшении $B_{H/2}$. Однако дальнейшее увеличение толщины зоны $l > 200$ мкм приводит к увеличению градиента температуры. При этом возникает различие скоростей растворения и кристаллизации, и как следствие происходит отклонение состава от стехиометрического [10-12]. Этим и объясняется ухудшение качества гетероструктур AlInGaPAs/InP, выраженное в уширении $B_{H/2}$, которое достигает $> 80''$ при $l \geq 200$ мкм.

Результаты измерений полуширины $B_{H/2}$ КДО для изопараметрических гетероструктур AlInGaPAs/InP, выращенных при различных температурах и градиентах температуры, показали (рисунок 6, а, кривые 2 и 3), что совершенство

гетероструктур ухудшается при их увеличении и достигает значительных величин $\geq 60''$. Это обусловлено нарушением теплового и диффузионного равновесия, вследствие чего нарушается стабильность фронта кристаллизации, появляются микровключения на гетерогранице структуры AlInGaPAs-InP.

Результаты исследований зависимости $B_{H/2}$ от толщины жидкой зоны l (рисунок 6, б, кривые 1, 2) показали, что для тонких зон $l < 60$ мкм наблюдается значительное ухудшение качества эпитаксиальных слоев AlInGaPAs, особенно это проявляется в случае подпитки из поликристалла-источника (рисунок 6, б, кривая 1). Для толщин зон $80 < l < 240$ мкм наблюдается наименьшее значение $B_{H/2}$. Дальнейшее увеличение толщины зоны (рисунок 6, б, кривая 1) приводит к нарушению стабильности фронта кристаллизации. Кривая 2 на рисунке 6, б показывает зависимость $B_{H/2}(l)$ для варизонных структур. Характер зависимости практически такой же. Однако заметим, что для варизонных пленок AlInGaPAs полуширина кривых качания выше, чем для гетероструктур однородного состава.

На рисунке 6, б представлены результаты измерений полуширины КДО гетероструктур AlInGaPAs/GaAs, выращенных при различных температурах (кривая 3) и градиентах температуры (кривая 4). Видно, что при увеличении температуры и градиента температуры совершенство ухудшается и достигает значительных величин $\sim 60''$ при $T > 1123$ К и $G > 80$ К/см [7].

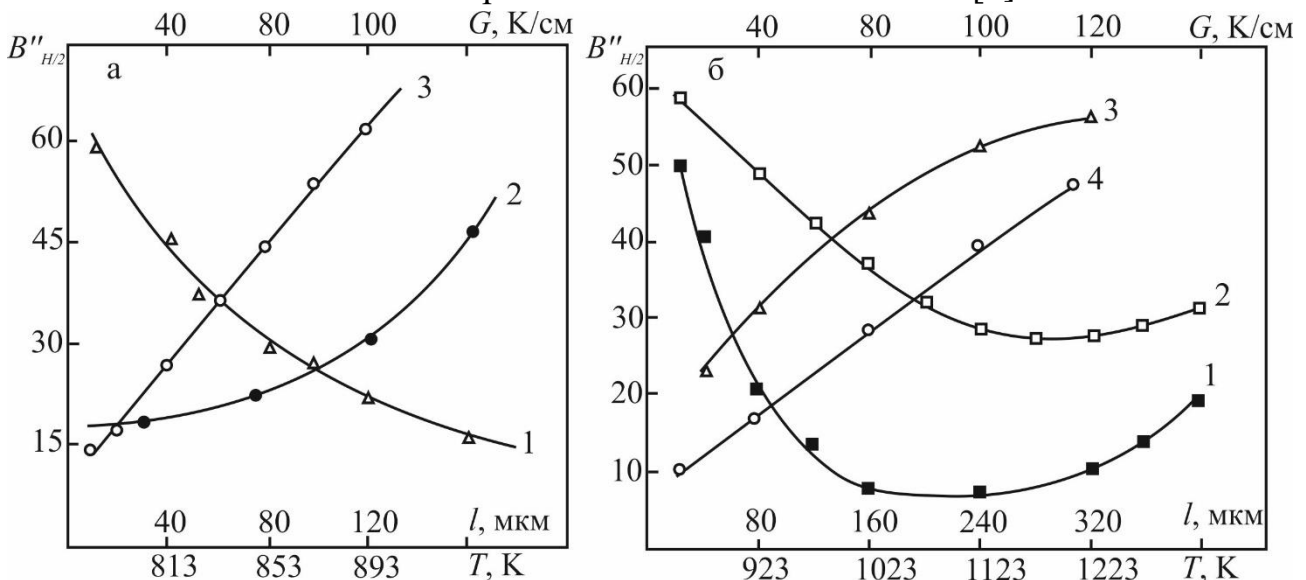


Рисунок 6. Зависимости $B_{H/2}$: а) от толщины жидкой зоны l (кривая 1), температуры кристаллизации T (кривая 2) и ее градиента G (кривая 3) для гетероструктур $Al_xGa_yIn_{1-x-y}As_zP_{1-z}/InP$; б) от толщины жидкой зоны l (кривая 1) - однородного слоя, (кривая 2) - варизонного слоя, температуры T (кривая 3) и ее градиента G (кривая 4) для гетероструктуры $Al_xIn_yGa_{1-x-yz}P_zAs_{1-z}/GaAs$

Исследования показали, что дефектность пленок многокомпонентных твердых растворов уменьшалась по мере увеличения числа компонентов. Трехкомпонентные твердые растворы $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}$ выращенные на InP имеют один состав, изопериодический с InP (при $x = 0,47$, $\Delta a/a \approx 10^{-4}$, $T = 293$ К) [7]. Измерения, проведенные на косых шлифах однородных пленок $\text{Ga}_{0,47}\text{In}_{0,53}\text{As}$, показали, что ширина линий качания на половине высоты $B_{H/2}$ одинакова во всех точках слоя, кроме участков вблизи гетерограницы (рисунок 7). Гетеропереход вызывает заметное уширение кривых качания до $65''$ для $\text{Ga}_{0,47}\text{In}_{0,53}\text{As}/\text{InP}$, постепенно уменьшаясь по мере удаления от гетерограницы, и на расстоянии более 1 мкм достигает $B_{H/2} \sim 45''$.

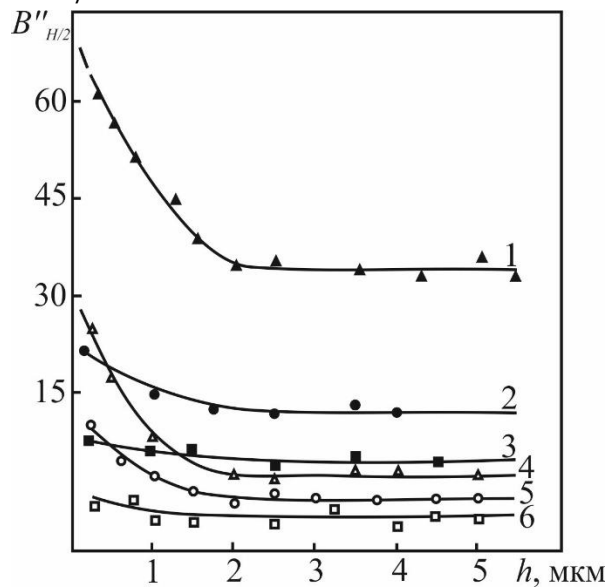


Рисунок 7. Распределение $B_{H/2}$ по толщине слоев твердых растворов:

$\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ – 1, 2, 3; $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ – 4, 5, 6;

1 – $x = 0$, $y = 0,47$, $z = 1$; 2 – $x = 0$, $y = 0,28$, $z = 0,6$;

3 – $x = 0,08$, $y = 0,28$, $z = 0,6$; 4 – $x = 0,35$, $y = 0$, $z = 0$; 5 – $x = 0,35$, $y = 0$, $z = 0,05$;

6 – $x = 0,35$, $y = 0,08$, $z = 0,05$, при $T = 913$ К, $l = 400$ мкм, $G = 40$ град/см

Для увеличения количества составов изопериодных с GaAs и InP и для полного согласования периода кристаллической решетки пленки с подложкой, и, следовательно, снижения дефектности в твердый раствор вводится четвертый компонент – As и P , соответственно. Морфология поверхности и качество гетероструктур на основе GaAs и InP весьма чувствительны к величине рассогласования периода решетки и КТР. На рисунке 7 представлены результаты исследования КДО по толщине различных гетероструктур $\text{Ga}_{0,47}\text{In}_{0,53}\text{As}/\text{InP}$ (1), $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}/\text{InP}$ (2), $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$ (3). Видно, что $B_{H/2}$ одинаково во всех точках однородных по составу многокомпонентных пленок, кроме участков вблизи гетерограницы. Сравнение кривых 1 и 2 (рисунок 7) показало, что введение фосфора в GaInAs уменьшает дефектность гетерограницы за счет

увеличения решеточного согласования пленки и подложки. Однако количество дефектов на гетерогранице даже для изопериодных составов твердых растворов GaInAsP сохраняется довольно значительным из-за различия КТР сопрягающихся слоя и подложки. При введении пятого компонента Al в GaInAsP дефектность гетерограницы значительно уменьшается (рисунок 7, кривая 3). Аналогичные зависимости наблюдаются для гетероструктуры $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$.

Исследование морфологии поверхности эпитаксиальных пленок GaInAs (рисунок 8, а), GaInAsP (рисунок 8, б) и AlInGaPAs (рисунок 8, в), выращенных на подложках InP, показало уменьшение параметров шероховатости от 30 до 6 нм при переходе от трехкомпонентных к пятикомпонентным гетероструктурам.

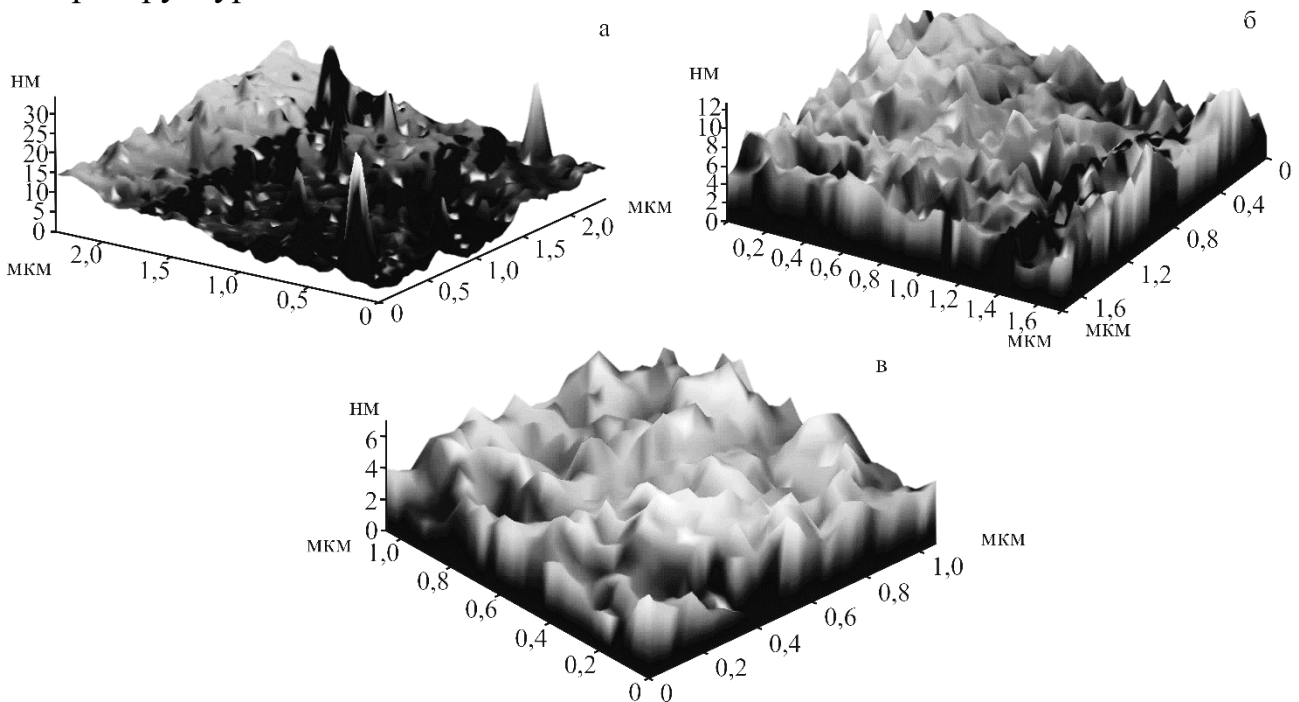


Рисунок 8. Морфология поверхности эпитаксиальных слоев твердых растворов выращенных на подложках InP: а) GaInAs, б) GaInAsP, в) AlInGaPAs полученных при $T = 913$ К, $l = 400$ мкм, $G = 40$ К/см

Проведенные в полуконтактном режиме АСМ-измерения шероховатости гетероструктур AlInGaPAs/GaAs показали, что шероховатость зависела от параметров процесса выращивания. При температурах $T > 1123$ К, градиентах $G > 80$ К/см и толщинах $l > 140$ мкм шероховатость неравномерна и достигает 40 нм (рисунок 9, а). Это обусловлено нарушением стабильности и планарности движения зоны и, как следствие, стабильности фронта кристаллизации [7]. Для толщин зон $l < 140$ мкм, $T < 1123$ К и $G < 80$ К/см наблюдается наименьшая шероховатость не более 10 нм (рисунок 9, б), что связано со стабильностью фронтов кристаллизации и растворения. При этом планарная граница раздела получается бездефектной (рисунок 10).

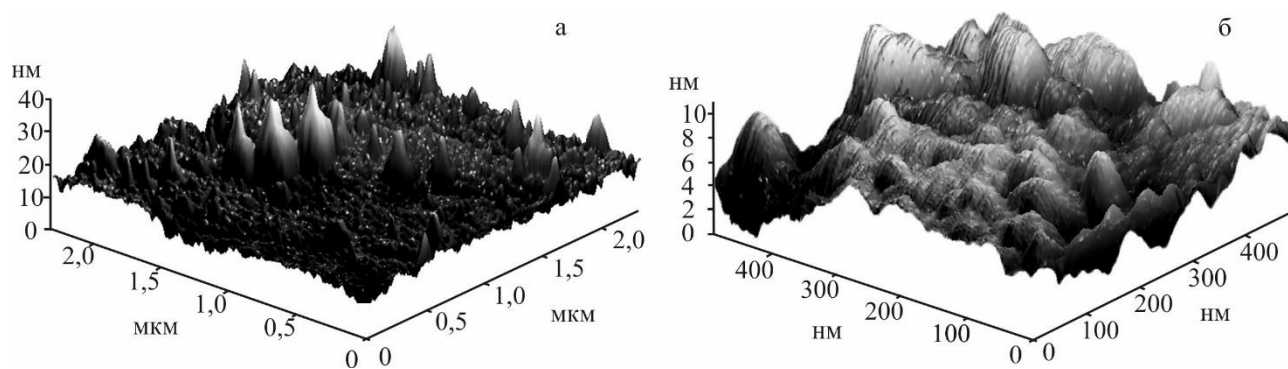


Рисунок 9. Результаты исследований АСМ слоев AlInGaPAs, выращенных на подложках GaAs, полученных при: а) $T = 1223$ К, $l = 160$ мкм, $G = 100$ К/см, б) $T = 973$ К, $l = 100$ мкм, $G = 20$ К/см

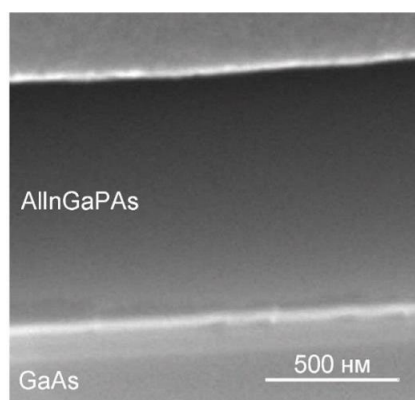


Рисунок 10. Сэм-изображения скола изопериодной гетероструктуры AlInGaPAs/GaAs

Исследования спектров фотолюминесценции пятикомпонентных гетероструктур показали высокую интенсивность краевого излучения, а его полуширина менялась в пределах от 20 до 50 мэВ для различных составов, что свидетельствует о высоком кристаллическом совершенстве эпитаксиальных слоев. Для иллюстрации (рисунок 11) представлены типичные спектры фотолюминесценции гетероструктур со слоями многокомпонентных твердых растворов постоянного состава.

Спектры фотолюминесценции однородных по составу твердых растворов AlGaAs (1), AlGaPAs (2), AlInGaPAs (3), выращенных на подложках GaAs (рисунок 11, а) и GaInAs (1), GaInAsP (2) и AlInGaPAs (3), выращенных на подложках InP (рисунок 11, б), полученные при 300 К, приведены на рисунке 11. Люминесценция при 300 К в основном обусловлена испусканием, связанным с краем зоны. Исследования показали, что переход к ПТР приводит к увеличению интенсивности и уменьшению ширины полосы излучения на половине высоты пиков. Интенсивность и ширина полосы излучения определяются в основном кристаллическим совершенством пленок [7].

Ширина спектра ФЛ, как правило, зависит от степени рассогласования параметров кристаллической решетки, причем с увеличением разности E_g пленки и подложки, растет такое рассогласование и, соответственно, ширина полосы излучения.

В пятикомпонентных гетероструктурах устраняется также рассогласование слоев по КТР, что приводит к улучшению кристаллического совершенства и люминесцентных свойств [7].

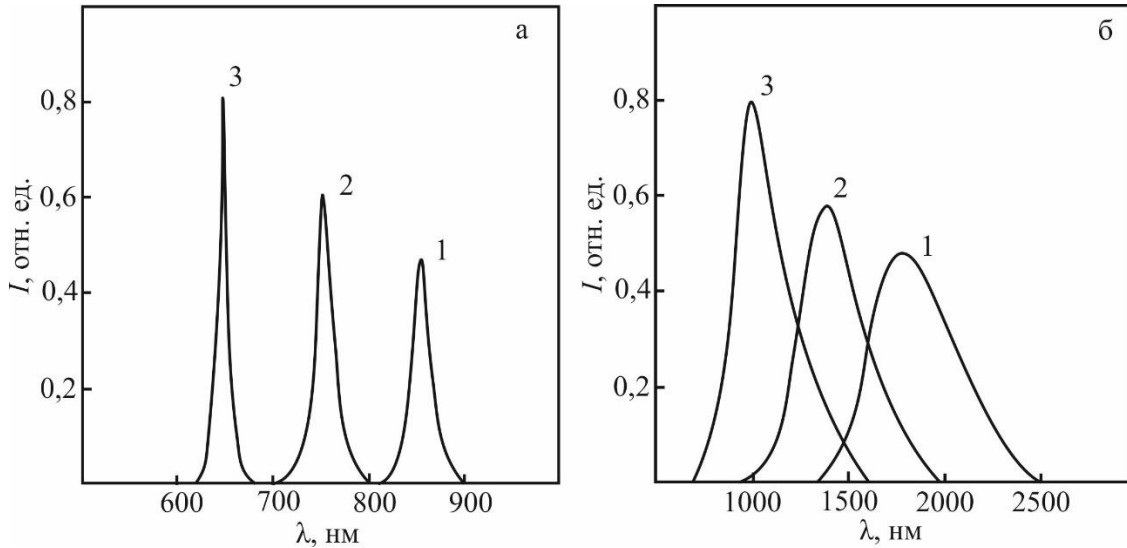


Рисунок 11. Спектры фотолюминесценции гетероструктур:

а) 1-AlGaAs/GaAs, 2-AlGaPAs/GaAs, 3-AlInGaPAs/GaAs;

б) 1-GaInAs/InP, 2- GaInAsP/InP, 3- AlInGaPAs/InP

Исследовано влияние добавки алюминия в твердый раствор GaInPAs на эффективность преобразования солнечной энергии (рисунок 12).

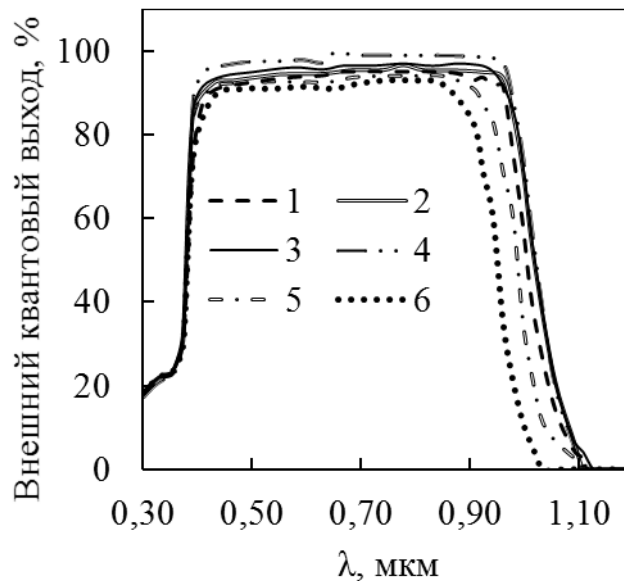


Рисунок 12. Влияние концентрации Al на внешний квантовый выход гетероструктур: $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{InP}$, 1- $x=0$, 2- $x=0,001$, 3- $x=0,005$, 4- $x=0,01$, 5- $x=0,05$, 6- $x=0,1$

Установлено, что введение небольшого количества алюминия ($x=0,01$) приводит к увеличению внешнего квантового выхода, и как следствие, к росту КПД, достигая 46% для гетероструктуры $\text{Al}_{0,01}\text{Ga}_{0,15}\text{In}_{0,84}\text{As}_{0,35}\text{P}_{0,65}/\text{InP}$.

Основные результаты и выводы

1. На основе расчетов гетерофазных равновесий в пятикомпонентных системах, основанных на парной аппроксимации квазихимического приближения регулярных растворов, были определены области термодинамической устойчивости твердых растворов $\text{AlInGaAsP}(\text{GaAs}, \text{InP})$, пределы составов и температуры доступных для выращивания изопереодических гетероструктур $\text{AlInGaPAs}/\text{GaAs}$, $\text{AlInGaPAs}/\text{InP}$.

2. Установлено, что метод ЗПГТ позволяет выращивать изопереодические однородные и варизонные твердые растворы $\text{Al}_x\text{In}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}$ на подложках GaAs с $0 \leq x \leq 0,47$, $0 \leq y \leq 0,52$, $0 \leq z \leq 1,0$ и $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}(\text{InP})$ с $0 \leq x \leq 0,48$, $0 \leq y \leq 1,0$, $0 \leq z \leq 1,0$.

3. Исследование кинетики роста твердых растворов AlInGaPAs на подложках GaAs и InP показали, что скорость роста зависит от толщины зоны, состава, температуры и ее градиента. Обнаружено что скорость роста твердых растворов AlInGaPAs на подложках GaAs и InP уменьшается с ростом концентрации алюминия для всех толщин жидкой зоны за счет уменьшения коэффициента диффузии в жидкой фазе.

4. Теоретически и экспериментально изучено распределение компонентов в твердых растворах $\text{AlInGaAsP}(\text{GaAs}, \text{InP})$. Обнаружено, что с увеличением концентрации индия в твердом растворе AlInGaPAs уменьшаются коэффициенты распределения фосфора и мышьяка и увеличиваются для индия и алюминия.

5. Изучены кристаллическое совершенство и качество поверхности твердых растворов AlInGaPAs , выращенных на подложках GaAs и InP. Получены и объяснены зависимости кристаллического совершенства и шероховатости поверхности твердых растворов AlInGaPAs от технологических параметров ЗПГТ: толщины и состава жидкой зоны, температуры и ее градиента.

6. Исследования люминесцентных свойств твердых растворов AlInGaPAs (GaAs, InP) показали, что переход к ПТР приводит к увеличению интенсивности и уменьшению ширины полосы излучения на половине высоты пиков, что говорит об их более высоком кристаллическом совершенстве.

7. Проведено моделирование влияния концентрации Al на внешний квантовый выход гетероструктуры $\text{AlInGaAsP}/\text{InP}$.

СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ АВТОРОМ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых журналах из перечня ВАК и Scopus

1. Алфимова, Д.Л. Исследование структурного совершенства тонкопленочных гетероструктур InAlGaPAs/GaAs / Д.Л. Алфимова, Л.С. Лунин, М.Л. Лунина, А.С. Пащенко, С.Н. Чеботарев, **А.Е. Казакова**, Д.А. Арустамян // Поверхность. Рентгеновские синхротронные и нейтронные исследования. 2018. № 5. С. 1-7.

2. Лунина, М.Л. 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** // Физика твердого тела. 2018. Т. 60, № 5. С. 3-13.

3. Alfimova, D.L. Synthesis and Properties of $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ Heterostructures /D.L. Alfimova, L.S. Lunin, M.L. Lunina, **А.Е. Kazakova**, A.S. Pashchenko, S.N. Chebotarev // Inorganic Materials. 2017. Vol. 53, No. 12. P. 1217–1227.

4. Alfimova, D.L. Growing and properties of isoparametrical InAlGaPAs/GaAs heterostructures/ D.L. Alfimova, L.S. Lunin, M.L. Lunina, D.A. Arustamyan, **А.Е. Kazakova**, S.N. Chebotarev // Semiconductors. 2017. Vol. 51, No. 10. P. 1427-1434.

5. Арустамян, Д.А. Моделирование функциональных характеристик фотоэлектрических преобразователей на основе многокомпонентного твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, полученного жидкофазной эпитаксией / Д.А. Арустамян, С.Н. Чеботарев, Л.С. Лунин, М.Л. Лунина, **А.Е. Казакова**, А.С. Пащенко // Экологический вестник научных центров Черноморского экономического сотрудничества. 2016. № 4. С. 5-12.

6. Арустамян, Д.А. Зависимость характеристик солнечных элементов на основе AlGaAs от толщины и уровня легирования базы / Д.А. Арустамян, С.Н. Чеботарев, М.Л. Лунина, И.А. Сысоев, А.С. Пащенко, **А.Е. Казакова**, А.Н. Яценко // Вестник Северо-Кавказского федерального университета. 2016. Т. 55, № 4. С. 7-12.

7. Lunina, M.L. Study of properties of multicomponent heterostructures based on $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ compounds/ M.L. Lunina, **А.Е. Kazakova**, D.A. Arustamyan // Source of the Document Solid State Phenomena, 2017. 265 SSP. P. 728-733.

8. Arustamyan, D.A. Quinary InAlGaPAs/GaAs solid solutions grown by temperature gradient zone melting / D.A. Arustamyan, M.L. Lunina, L.S. Lunin, **А.Е. Kazakova** // Journal of Physics: Conference Series. 2017. Vol. 917. 032016

Доклады, опубликованные в сборниках трудов научных конференций

9. Лунина, М.Л. Исследование свойств многокомпонентных гетероструктур на основе соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ / М.Л. Лунина, **А.Е. Казакова**, Д.А.

Арустамян // Пром-Инжиниринг: труды III международной научно-технической конференции, 16-19 мая, 2017 / Челябинск. С. 157-161.

10. Lunin, L.S. Growth and investigation of thin-layer GaInSbAsPBi/GaSb heterostructures/ L.S. Lunin, D.L. Alfimova, M.L. Lunina, D.A. Arustamyan, **А.Е. Казакова** // 9th international conference on advanced materials: ROCAM 2017, 11-14 July, 2017 / Bucharest, Romania. P. 83.

11. Arustamyan, D.A., Quinary InAlGaPAs/GaAs solid solutions grown by temperature gradient zone melting / D.A. Arustamyan, M.L. Lunina, L.S. Lunin, **А.Е. Казакова** // 4th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 3-6 april, 2017 / St. Petersburg, Russia. P. 87-88.

12. Лунина, М.Л. Исследования совершенства и свойств изопараметрических гетероструктур InAlGaPAs/GaAs / М.Л. Лунина, Д.Л. Алфимова, **А.Е. Казакова** // Мокеровские чтения. 8-я Международная научно-практическая конференция по физике и технологии наногетероструктурной СВЧ-электроники, 24 мая, 2017 / Москва. С. 112-113.

13. **Казакова, А.Е.** Выращивание и исследование гетероструктур InAlGaPAs/GaAs / **А.Е. Казакова**, М.Л. Лунина // Оптика и спектроскопия конденсированных сред. Материалы XXIII Международной научной конференции, 17-23 сентября, 2017 / Краснодар. С. 180-184.

14. Лунина, М.Л. Кристаллизация гетероструктур GaInSbAsPBi/GaSb из жидкой фазы и их свойства / М.Л. Лунина, **А.Е. Казакова** // Оптика и спектроскопия конденсированных сред. Материалы XXII Международной научной конференции, 18-24 сентября, 2016 / Краснодар. С. 19-23.

Прочие издания

15. Лунина, М.Л. Анализ фазовых равновесий эпитаксиальных твердых растворов $Ga_xIn_{1-x}Bi_yAs_zSb_{1-y-z}/InSb$ и $InBi_yAs_zSb_{1-y-z}/InSb$ / М.Л. Лунина, **А.Е. Казакова** // Современные проблемы физики, биофизики и инфокоммуникационных технологий. Коллективная монография. Краснодар, 2016. С. 134-144.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чеботарев, С.Н. Наноструктуры $A^{IV}B^{IV}$ и $A^{III}B^V$ для устройств оптоэлектроники / С.Н. Чеботарев, М.Л. Лунина, Д.Л. Алфимова. – Ростов н/Д.: Изд-во ЮНЦ РАН, 2014. – 275 с.

2. Samanta, L.K. On the material parameters of some useful quaternary compounds relevant to optoelectronic device design / P.P. Chandra, L.K. Samanta // Indian J. Phys. 2010. Vol. 84, No 7. P. 803-816.

3. Alferov, Zh.I. III-V heterostructures in photovoltaics in Concentrator Photovoltaics / Zh.I. Alferov, V.M. Andreev, V.D. Rumyantsev // Springer Series in

Optical Sciences. 2007. Vol. 130. P. 25–50.

4. Seredin, P.V. Structural and spectral features of MOCVD $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}_z\text{P}_{1-z}/\text{GaAs}$ (100) alloys / P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, A.S. Lenshin, M.S. Smirnov, I. N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov // Semiconductors. 2012. Vol. 46, No. 6. P. 719–729.

5. Кузнецов, В.В. Гетероструктуры на основе четверных и пятерных твердых растворов соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ / В.В. Кузнецов, Л.С. Лунин, В.И. Ратушный – Ростов н/Д.: Изд.-во СКНЦ ВШ, 2003. – 376 с.

6. Chebotarev, S.N. Zone thermal recrystallization of thin layers from a discrete source /S.N. Chebotarev, A.N. Yatsenko, V.N. Lozovskii, A.A.A. Mohamed, G.A. Erimeev // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. 2017. No. 12. P. 1453-1457.

7. Alfimova, D.L. Growing and properties of isoparametrical $\text{InAlGaPAs}/\text{GaAs}$ heterostructures/ D.L. Alfimova, L.S. Lunin, M.L. Lunina, D.A. Arustamyan, A.E. Kazakova, S.N. Chebotarev // Semiconductors. 2017. Vol. 51, No. 10. P. 1427-1434.

8. Alfimova, D.L. Synthesis and Properties of $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{P}_z\text{As}_{1-z}/\text{GaAs}$ Heterostructures /D.L. Alfimova, L.S. Lunin, M.L. Lunina, A.E. Kazakova, A.S. Pashchenko, S.N. Chebotarev // Inorganic Materials. 2017. Vol. 53, No. 12. P. 1217–1227

9. Лунин, Л.С. Техника градиентной эпитаксии полупроводниковых гетероструктур электронной техники / Л.С. Лунин, И.А. Сысоев. - Ростов н/Д.: Изд.-во СКНЦ ВШ, 2008. -160 с.

10. Алфимова, Д.Л. Влияние условий выращивания на качество поверхности и структурное совершенство многокомпонентных гетероструктур соединений A^3B^5 / Д.Л. Алфимова, Л.С. Лунин, М.Л. Лунина // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2014. № 6. С. 103–112.

11. Лунин, Л.С. Физика градиентной эпитаксии многокомпонентных полупроводниковых гетероструктур / Л.С. Лунин, А.В. Благин, Д.Л. Алфимова. – Ростов н/Д.: Изд.-во СКНЦ ВШ, 2008.- 212 с.

12. Благин, А.В. Физика кристаллизации и дефектов твердотельных структур на микро- и наноровнях / А.В. Благин, В.В. Калинин, В.И. Лебедев, Л.С. Лунин. - Ростов н/Д.: Изд.-во ЮНЦ РАН, 2009. -288 с.

Подписано в печать 16.04.2018 г. Формат 60x90/16

Тип бумаги – офисная. Печать цифровая.

Тираж 100 экз. Заказ № 50.

Южно-Российский государственный
политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова
346428, Ростовская обл., г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132
Отпечатано в типографии ЮРГПУ(НПИ) имени М.И. Платова