

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской  
академии наук

На правах рукописи

Маричев Артем Евгеньевич

**Исследование твердых растворов InGaAsP для фотоэлектрических  
преобразователей лазерного излучения**

1.3.11 – Физика полупроводников

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:

кандидат физико-математических наук

Пушный Борис Васильевич

Санкт-Петербург – 2023

**Оглавление:**

<b>Введение</b> .....	3
Глава 1. Краткий обзор литературы. ....	14
1.1. Фотоприемники на длину волны 1.06 мкм. ....	14
1.2. Выбор материала для фотоприемника. ....	15
1.3. Концепция фотопреобразователя мощного лазерного излучения(ФЭПМЛИ).....	16
Глава 2. Обоснование использования метода изготовления гетероструктуры ФЭП. ....	20
2.1. Эпитаксиальные методы изготовления твердых растворов.....	20
2.2. Устройство установки МОСГФЭ AIXTRON AIX 200 .....	22
Глава 3. Теоретический анализ существования зоны стабильных твердых растворов. ....	24
3.1. Термодинамический анализ существования зоны стабильных твердых растворов с шириной запрещенной зоны 1.0-1.2 эВ на доступных подложках соединений АЗБ5. ....	24
3.2. Роль толщины слоя .....	29
3.3. Рост твёрдых растворов в области несмешиваемости.....	31
Глава 4.    Технология изготовления твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ. ....	33
4.1. Рост InP.....	33
4.1.1. Выращивание нелегированных слоев InP.....	33
4.1.2. Выращивание легированных слоев InP.....	40
4.2. Рост четверных твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ. ....	44
4.2.1. Выращивание нелегированных твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ. ....	44
4.2.2. Легирование твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.05$ эВ.....	52
4.3. Исследования спинодального распада в твердых растворах InGaAsP с $E_g \sim 1.05$ . ....	57
Глава 5.    Технология изготовления ФЭПМЛИ. ....	67
Глава 6.    Каскадные фотоприемники. ....	74
6.1. Технология изготовления коммутационных элементов каскадов p-n переходов.....	74
6.2. Технология изготовления контактов.....	88
6.3. Изготовление оптического просветляющего покрытия. ....	94
6.3.1. Исследование оптических характеристик просветляющего покрытия. ....	97
6.4. Каскадный ФЭП. ....	101
Выводы:.....	105
Список сокращений и условных обозначений:.....	106
Литература. ....	107

## Введение

Появление лазеров способствовало становлению и интенсивному развитию новых научных направлений и областей. Одним из таких направлений становится передача энергии без проводов.

Технология передачи энергии с помощью лазера, в основном, может использоваться при разработке новых систем энергоснабжения в космосе и для разных потребителей на Земле. Для этих целей особый интерес представляет излучение с длиной волны 1.064 мкм, поскольку, попадает в локальный минимум поглощения земной атмосферы (рис.1), и доступны твердотельные лазеры Nd:YAG с  $\lambda \sim 1.064$  мкм, обладающие мощностью более 10 кВт[1].

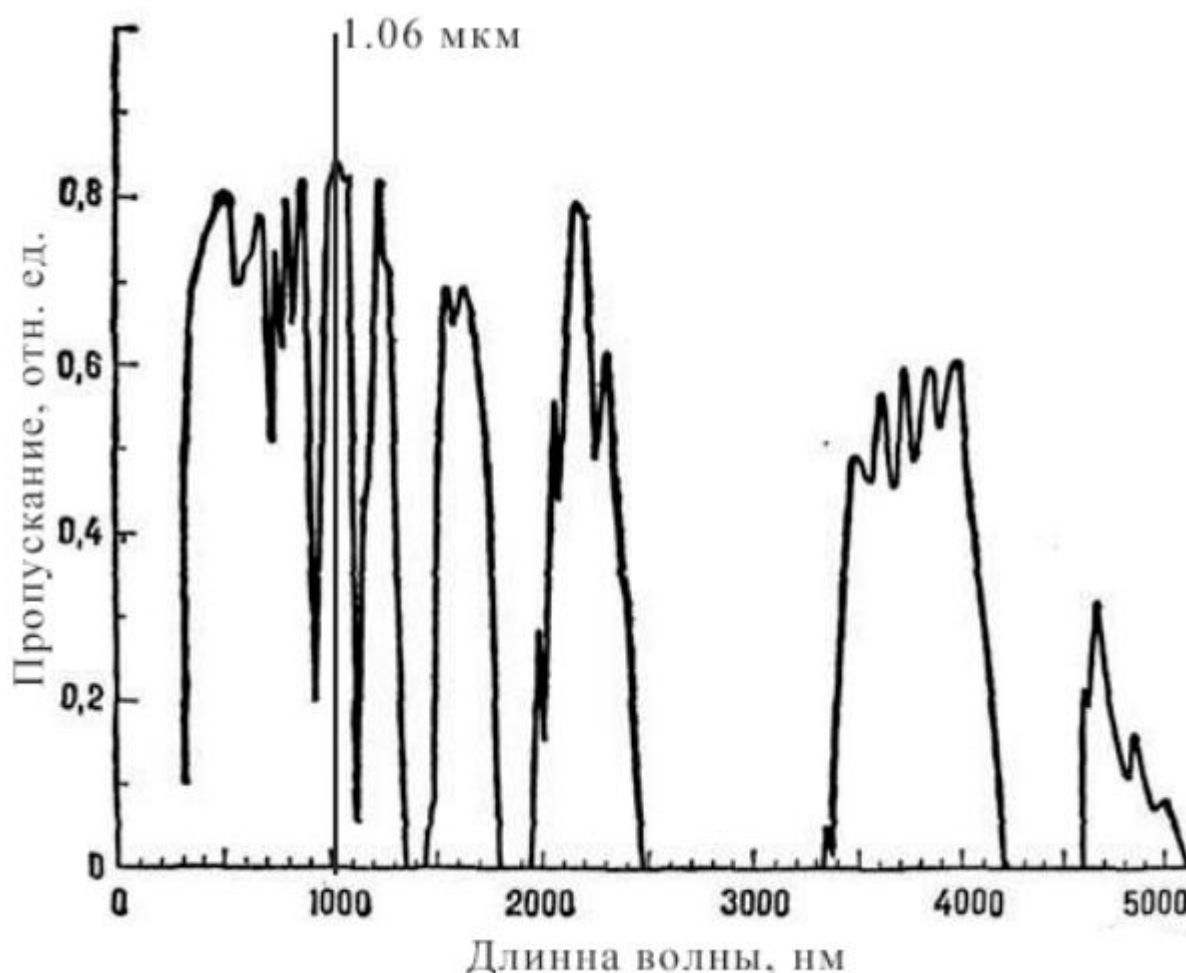


Рис. 1 Спектр пропускания земной атмосферы [2]

Передача энергии при помощи лазера обладает рядом преимуществ:

- 1- малые размеры и вес устройства [3];
- 2- отсутствие электромагнитных помех [4];
- 3- отсутствие затрат на изготовление и монтаж систем проводной передачи энергии, особенно в местах сложного рельефа или водных пространств [4];
- 4- отсутствие электрических потерь энергии на сопротивление проводов [5];

У данного метода есть и ряд недостатков:

- 1- необходимость прямой видимости между передатчиком и приёмником [6];
- 2- рассеивание на атмосферных явлениях [6, 7];
- 3- расхождение лазерного пучка [7]. С ростом расстояния плотность светового потока падает, как показано в таблице №1;

Однако все эти недостатки полностью перекрываются вышеописанными преимуществами.

В таблице 1. Представлены результаты расчетов дальности передачи лазерного излучения и площади освещаемой поверхности от угла расхождения пучка лазера.

К моменту начала данной работы отсутствовали фотоприемники для приема лазерного излучения большой мощности.

В отличие от традиционных солнечных элементов, фотоэлектрический преобразователь мощного лазерного излучения (ФЭПМЛИ) должен принимать монохромное излучение большой мощности (менее  $10 \text{ Вт/см}^2$ ). Это налагает определённые требования к их конструкции: учет эффекта «насыщения» [8] и низкое электрическое сопротивление структуры.

**Таблица1.**

Угол расхождения пучка [мрад]	Мощность излучения лазера P[Вт]	Расстояние 100 м		Расстояние 1000 м		Расстояние 2000 м		Расстояние 4000 м	
		Площадь пучка S[См <sup>2</sup> ]	Освещенность [Вт/См <sup>2</sup> ]	Площадь пучка S[См <sup>2</sup> ]	Освещенность [Вт/См <sup>2</sup> ]	Площадь пучка S[См <sup>2</sup> ]	Освещенность [Вт/См <sup>2</sup> ]	Площадь пучка S[См <sup>2</sup> ]	Освещенность [Вт/См <sup>2</sup> ]
0,1	10000	0,785	12738,85	78,5	127,3885	314	31,84713	1256	7,563694
0,5	10000	19,625	509,5541	1962,5	5,095541	7850	1,273885	31400	0,302548
2	10000	314	31,84713	31400	0,318471	125600	0,079618	502400	0,018909
4	10000	1256	7,961783	125600	0,079618	502400	0,019904	2009600	0,004727
6,5	10000	3316,625	3,015113	331662,5	0,030151	1326650	0,007538	5306600	0,00179
9	10000	6358	1,57	635850	0,0157	2543400	0,0039	10173600	0,000934
10	10000	7850	1,27	785000	0,012	3140000	0,003	12560000	0,000756

С учетом сказанного выше, энергетическая схема лазерного приемника напоминает схему полупроводникового лазера на основе двойной гетероструктуры (ДГС), где материал области поглощения излучения имеет ширину запрещенной зоны ( $E_g$ ), соответствующее энергии квантов преобразуемого излучения и прямую структуру зон, для исключения потерь энергии при изменении импульса электронов. Эмиттеры изготовлены из материала ширина запрещенной зоны, которых должна быть больше, чем в области поглощения на величину не менее  $3kT$  ( $0.1$  эВ), для исключения поглощения лазерного излучения.

С учетом вышеизложенного, наиболее подходящим для преобразования излучения с длиной волны  $\lambda = 1.06$  мкм является структура на основе твердых растворов с  $E_g = 1.0 - 1.2$  эВ с прозрачной подложкой.

Однако подходящие твердые растворы, а именно InGaAsP  $E_g = 1.0-1.2$  эВ находятся вблизи границы области спинодального распада (области несмешиваемости). В связи с этим актуальна проблема изготовления необходимых стабильных твердых растворов InGaAsP для ФЭМПЛИ.

На момент начала выполнения настоящей работы (2012 г.) в мире изготавливали [9-11] фотоприемники на длину волны 1.06 мкм преимущественно на основе кремния [10] для датчиков, а не для преобразования мощного излучения. КПД преобразования таких ФЭП был не более 16% [12].

Теоретические же оценки показывают, что ФЭП с оптимальными параметрами могут обеспечить преобразование лазерного излучения с КПД 50–65%.

Учитывая вышеизложенное понятно, что разработка технологии ФЭП для мощного лазерного излучения, является очень перспективным направлением.

### **Цель работы:**

- 1) Разработать технологию изготовления методом МОСГФЭ твердых растворов InGaAsP ( $E_g 1.05 - 1.2$  эВ) на подложках InP;
- 2) Исследовать свойства твердых растворов InGaAsP;

- 3) Разработать технологию изготовления ФЭПМЛИ на основе гетероструктур InGaAsP/InP;
- 4) Исследовать возможность создания каскадных ФЭПМЛИ для исключения ограничений связанных с эффектом «насыщения», высокими электрическим сопротивлением и электрической емкостью;

**В соответствии с поставленной целью сформулированы основные задачи диссертации:**

- Разработать технологию изготовления твердых растворов  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  ( $0.18 < x < 0.25$ ,  $0.37 < y < 0.53$ )  $E_g = 1.05 - 1.2$  эВ на подложках n-InP методом МОСГФЭ;
- Исследовать свойства твердых растворов InGaAsP с  $E_g \approx 1.05 - 1.15$  эВ;
- Разработать технологию изготовления электрических контактов к p-InP;
- Разработать конструкцию и технологию изготовления ФЭПМЛИ на 1.06 мкм на основе твердых растворов  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ ;
- Разработать технологию изготовления и исследование новых соединительных элементов на основе микрокристаллов для замены туннельного p-n перехода в каскадных ФП;

**Научная новизна полученных результатов:**

- 1) Показано, что релаксация напряжений путем образования рельефа на поверхности позволяет избежать спинодального распада твердого раствора;
- 2) Показано, что снятие напряжений путем образования рельефа в слоях толщиной 150-200 нм приводит к уменьшению ширины спектров фотолюминесценции на полувысоте и росту интенсивности. Увеличение толщины области поглощения свыше 200 нм усиливает рельеф и неоднородность состава твердого раствора, усиливает падение интенсивности и увеличивает ширину спектра фотолюминесценции на полувысоте;

- 3) Показано, что последовательное выращивание слоев твердых растворов InGaAsP толщиной 150 -200 нм и InP толщиной 20 нм обеспечивает релаксацию напряжений и позволяет обеспечить толщину области поглощения более 1 мкм без ухудшения качества.
- 4) Разработана технология изготовления фотоприемников мощного лазерного излучения на длину волны 1.06 мкм. По результатам измерений был достигнут КПД 34.5% при мощности засветки 10 Вт/см<sup>2</sup>.
- 5) Предложен подконтактный слой InGaAs с  $E_g=0.51$  эВ к InP:Zn p-типа, это приводит к уменьшению сопротивления в сравнении с традиционными контактами.
- 6) Показана возможность изготовления каскадного фотоприемника лазерного излучения, без туннельных p-n переходов, с использованием соединительных элементов на основе микрокристаллитов GaP.

#### **Достоверность полученных результатов.**

Достоверность результатов, приведенных в работе, подтверждается большим количеством проведенных экспериментальных исследований с использованием современного высокоточного оборудования и аттестованных методик, воспроизводимостью полученных экспериментальных данных, сопоставлением результатов исследований с данными, опубликованными другими авторами, работающими в данной области, а также использованием методов статистического анализа полученных данных.

#### **Практическая значимость результатов заключается в следующем**

- разработана технология изготовления твердых растворов InGaAsP на подложках InP с  $E_g = 1.0 - 1.2$  эВ методом ГФЭМОС;
- разработана технология изготовления фотопреобразователей на основе твердых растворов InGaAsP с  $E_g = 1.0$  эВ на подложках InP;



- разработана технология изготовления новых соединительных элементов на основе микрокристаллитов GaP для каскадных фотопреобразователей для замены туннельных переходов на основе InP;
- разработана технологии изготовления электрических контактов к p-InP;
- предложена перспективная конструкция каскадного фотоприемника мощного лазерного излучения;

#### **Положения выносимые на защиту:**

1) Релаксация напряжений в слоях InGaAsP ( $E_g$ -1.05 -1.15 эВ) путем образования рельефа на поверхности позволяет избежать спинодального распада твёрдого раствора;

2) Снятие напряжений путем образования рельефа в слоях толщиной 150-200 нм приводит к уменьшению ширины спектров фотолюминесценции на полувывсоте и росту ее интенсивности. Увеличение толщины области поглощения свыше 200 нм усиливает рельеф и неоднородность состава твердого раствора, что сопровождается падением интенсивности и увеличением ширины спектра фотолюминесценции на полувывсоте;

3) Последовательное выращивание слоев твердых растворов InGaAsP толщиной 150 -200 нм и InP толщиной 20 нм обеспечивает релаксацию напряжений и позволяет обеспечить толщину области поглощения более 1 мкм без ухудшения качества.

#### **Апробация работы.**

Результаты, вошедшие в диссертационную работу, докладывались на 21 всероссийских и международных конференциях. Публикации. По результатам исследований, составляющих содержание диссертации, опубликовано 18 печатных работ в рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК, 4 патента РФ.

#### **Публикации:**

- 1) Левин РВ; **Маричев АЕ**; Шварц МЗ; Марухина ЕП; Хвостиков ВП; Пушный БВ; Мизеров МН; Андреев ВМ, Фотоэлектрические преобразователи

концентрированного солнечного излучения на основе InGaAsP(1.0 эВ)/InP-гетероструктур, ФТП, т.49, 5, 2015, с. 715 - 718

- 2) **Marichev AE**; Pushnyi BV; Levin RV Investigation of spinodal decomposition of InGaAsP solid solutions grown by the MOCVD technique J. Phys.: Conf. Ser. 17th Russian Youth Conference on Physics of Semiconductors and Nanostructures, Opto- and Nanoelectronics (RYCPS 2015), 23&#8211;27 November 2015, St. Petersburg, Russia
- 3) **Marichev AE**; Levin RV; Gagis GS; Gordeeva AB, Obtaining solid solutions of InGaAsP solid solutions in the spinoidal decomposition region, J. Phys.: Conf. Ser. 3rd International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures (Saint Petersburg OPEN 2016), 28&#8211;30 March 2016, St Petersburg, Russia
- 4) **Marichev AE**; Pushnyi BV; Levin RV; Lebedeva NM; Prasolov ND; Kontrosh, EV New connecting elements for cascade photoelectric converters based on InP J. Phys.: Conf. Ser. 19th Russian Youth Conference on Physics of Semiconductors and Nanostructures, Opto- and Nanoelectronics; St.Petersburg, Russian Federation; 27 November to 1 December 2017
- 5) **Marichev AE**; Levin RV; Prasolov ND; Kontrosh EV; Pushnyi BV Development of the technology of manufacturing connecting elements in cascade photodetectors J. Phys.: Conf. Ser. International Conference PhysicA.SPb 2017; St. Petersburg, Russian Federation; 24-26 October 2017
- 6) **Marichev AE**; Levin RV; Pushnyi BV; Gagis GS; Vasil`ev VI; Scheglov MP; Kazantsev DY; Ber BY; Popova TB; Marukhina EP Effect of growth conditions at MOCVD on thickness uniformity of GaInAsP epilayers obtained on InP J. Phys.: Conf. Ser. International Conference PhysicA.SPb 2018; St. Petersburg, Russian Federation; 23-25 October 2018
- 7) Epoletov VS; **Marichev AE**; Levin RV; Pushniy BV; Talnishnikh NA Antireflection coating for photovoltaic converters based on InP native oxide J. Phys.: Conf. Ser. International Conference PhysicA.SPb/2019; St.Petersburg, Russian Federation; 22&#8211;24 October 2019

- 8) Epoletov VS; **Marichev AE**; Popova TB; Pushnyi BV; Levin RV Subcontact layers of p-InGaAs with minimal resistance for photodetectors of high-power laser radiation J. Phys.: Conf. Ser. 21st Russian Youth Conference on Physics of Semiconductors and Nanostructures, Opto- and Nanoelectronics, RYCPS 2019; St. Petersburg, Russian Federation; 25-29 November 2019
- 9) **Маричев АЕ**; Левин РВ; Гордеева АБ; Гагис ГС; Кучинский ВИ; Прасолов НД; Шмидт НМ, Особенности технологии InGaAsP/InP наногетероструктур для преобразователей лазерного излучения с длиной волны 1064 нм Нанотехнологии: разработка, применение - XXI век т.8, 3, 2016, с. 27 - 31
- 10) **Маричев АЕ**; Левин РВ; Гордеева АБ; Гагис ГС; Кучинский ВИ; Пушный БВ; Прасолов НД; Шмидт НМ Релаксация напряжений в InGaAsP/InP-гетероструктурах для преобразователей лазерного излучения с длиной волны 1064 nm Письма ЖТФ т.43, 2, 2017, с. 3 - 9
- 11) Васильев ВИ; Гагис ГС; Левин РВ; **Маричев АЕ**; Пушный БВ; Щеглов МП; Кучинский ВИ; Бер БЯ; Казанцев ДЮ; Горохов АН; Попова ТБ Исследование градиента состава слоев GaInAsP, полученных на InP методом газофазной эпитаксии Письма ЖТФ т.44, 24, 2018, с. 17 - 24
- 12) Левин РВ; **Маричев АЕ**; Контрош ЕВ; Прасолов НД; Калиновский ВС; Пушный БВ, Изготовление и исследование коммутирующих р-п-переходов для каскадных фотопреобразователей Письма ЖТФ т.44, 24, 2018, с. 25 - 31
- 13) Хвостиков ВП; Сорокина СВ; Потапович НС; Левин РВ; **Маричев АЕ**; Тимошина НХ; Пушный БВ, Фотоэлектрические преобразователи лазерного излучения ( $\lambda=1064$  нм) на основе GaInAsP/InP ФТП т.52, 13, 2018, с. 1641 - 1646
- 14) Гагис ГС; Власов АС; Левин РВ; **Маричев АЕ**; Щеглов МП; Попова ТБ; Бер БЯ; Казанцев ДЮ; Чистяков ДВ; Кучинский ВИ; Васильев ВИ Люминесцентные свойства выращенных на InP слоев GaInAsP с градиентом состава по толщине Письма ЖТФ т.45, 20, 2019, с. 22 - 25

- 15) Гагис ГС; Левин РВ; **Маричев АЕ**; Пушный БВ; Щеглов МП; Бер БЯ; Казанцев ДЮ; Кудрявцев ЮА; Власов АС; Попова ТБ; Чистяков ДВ; Кучинский ВИ; Васильев ВИ Исследование однородности состава по толщине слоев GaInAsP, полученных на подложках InP методом газофазной эпитаксии ФТП т.53, 11, 2019, с. 1512 - 1518
- 16) Гагис ГС; Васильев ВИ; Левин РВ; **Маричев АЕ**; Пушный БВ; Кучинский ВИ; Казанцев ДЮ; Бер БЯ Исследование влияния легирования на переходные слои анизотипных гетероструктур на основе GaInAsP и InP, полученных методом МОС-гидридной эпитаксии Письма ЖТФ т.46, 19, 2020, с. 22 - 24
- 17) Эполетов ВС; **Маричев АЕ**; Пушный БВ; Салий РА Электрические контакты к структурам на основе InP с подконтактным слоем к р-InP, легированным Zn Письма ЖТФ т.46, 23, 2020, с. 13 - 14
- 18) **Маричев АЕ**; Эполетов ВС; Власов АС; Пушный БВ; Лихачев АИ; Нащекин АВ Замена туннельных переходов в InP на каналы проводимости с кристаллитами GaP Письма ЖТФ т.47, 22, 2021, с. 52 - 54

#### Патенты:

- 1) Название: Фотоэлектрический преобразователь на основе InP  
Патент РФ: #205312 от 8 июля 2021 г. Тип: Полезная модель  
Авторы: Эполетов В.С., **Маричев А.Е.**, Пушный Б.В., Салий Р.А.,
- 2) Название: Способ изготовления гетероструктуры InGaAsP/InP фотопреобразователя  
Патент РФ: #2660415 от 6 июля 2018 г. Тип: Изобретение  
Авторы: Андреев В.М., Левин РВ, Пушный Б.В., **Маричев А.Е.**
- 3) Название: Полупроводниковая гетероструктура для фотопреобразователей  
Патент РФ: RU 178900 U1 от 2017.12.15  
Авторы: Мизеров М.Н., Левин Р.В., **Маричев А.Е.**, Пушный Б.В.
- 4) Название: Способ изготовления полупроводниковой структуры многопереходного фотопреобразователя  
Патент РФ: #2781507 от 12 октября 2022 г.

Авторы: **Маричев А.Е.**, Эполетов В.С., Власов А.С., Пушный Б.В., Устинов В.М..

**Личный вклад автора.**

Все результаты работы, нашедшие отражение в научных положениях и заключении диссертации, получены автором лично. В исследованиях диссертанту принадлежит разработка технологических режимов и проведение экспериментов по МОС-гидридном эпитаксиальном выращиванию материала и приборных структур, обработка и анализ полученных данных, подготовка и написание статей.

**Структура и объем диссертационной работы.** Диссертация состоит из введения, 6 глав, заключения и списка литературы из наименований. Общий объем работы составляет 110 страниц, включая 69 рисунка и 4 таблицы.

## Глава 1. Краткий обзор литературы.

Первая глава содержит краткий обзор литературы по теме диссертационной работы, на начальный период работы. В литературном обзоре приводится обоснование выбора длин волн для фотоприемника мощного лазерного излучения, обоснование выбора материала для ФЭПМЛИ и обоснование выбора конструкции ФЭПМЛИ.

### 1.1. Фотоприемники на длину волны 1.06 мкм.

На момент начала работы (2012 г.) объем литературных данных в области технологии фотоэлектрических преобразователей лазерного излучения на длину волны 1.06 мкм крайне ограничен и в большей степени посвящен маломощным фотоприемникам:

- Известна работа в которой [13] лабораторные фотоэлектрические преобразователи энергии были изготовлены на основе четверных твердых растворов InGaAsP мощностью преобразуемого излучения 4.85 мВт, что не подходит для преобразования излучения на длину волны 1.06 мкм больших мощностей.
- Работа [14], посвященная изготовлению лабораторных фотоприёмников на 1064нм на основе InGaAsP на подложке InP, преобразующих мощность 6 мВт на расстоянии менее 5 см от источника света с КПД менее 5 %.
- В [15] сообщается о разработке ФЭП на основе GaInAsP с  $E_g=(1.0 - 1.2 \text{ эВ})$ . Максимальное значение КПД, составившее 7 %, получено для преобразователя с  $E_g=1.0 \text{ эВ}(\lambda \sim 1,2 \text{ мкм})$  с интенсивностью  $0.5 \text{ Вт/см}^2$ .
- Английскими учеными был опубликован ряд работ, в которых фотопреобразователь с поглощающим слоем на основе InGaAsP[16] с эффективностью 7% при интенсивности  $0,5 \text{ Вт/см}^2$  на длине волны 1.06 мкм. Данные характеристики получены за счет оптимизированного состава и структуры.

Вышеописанные фотоприемники не могут быть использованы для преобразования больших мощностей.

## 1.2. Выбор материала для фотоприемника.

При выборе материала для структуры возможно использование разных полупроводников: Ge, Si,  $A_3B_5$ .

Максимально достижимый КПД для фотоприемников на основе Si и Ge теоретически может достигать 16% [12], в следствии непрямой структуры зон, что неприемлемо для фотоприемников мощного лазерного излучения.

Соединения типа  $A_3B_5$  [17] имеют наибольшее практическое значение.

Рассмотрим возможные твердые растворы  $A_3B_5$  (рис. 2)[18]:

1. Твердые растворы типа AlGaInAs имеют ширину запрещенной зоны не менее 1.2 эВ на подложках InP и GaAs. Для получения материалов с шириной запрещенной зоны 1.2 эВ на подложках GaAs необходимо иметь переходные метаморфные слои для компенсации разницы в постоянной решетке, что исключает прием излучения со стороны подложки. Метаморфный материал обладает большим поглощением света, т.к. является микрокристаллическим. Излучение можно принимать только со стороны тонких слоев, и следовательно, необходима частая контактная сетка сбора носителей.

2. Твердые растворы типа GaAsSb на подложках GaSb и твердые растворы на подложках InAs, типа InPSb и GaPSb, попадают в центр области спинодального распада (не смешиваемости) и в настоящее время, их изготовить сложно [19] [20]. Кроме того, эти твердые растворы на подложках GaSb исключают прием излучения со стороны подложки.

3. На подложках InP возможно выращивание твердых растворов InGaAsP с шириной запрещенной зоны 0,68 - 1.2 эВ (1,065 мкм соответствует 1.16 эВ и 1.55 мкм что соответствует 0.68 эВ) и эти материалы имеют прямую структуру зон. Кроме того, подложка прозрачна в области лазерного излучения и следовательно, возможно облучать фотоприемник через подложку [21], при этом уменьшается сопротивление растекания токов.

На основании вышеизложенного для изготовления фотоприемников на 1.06 мкм наиболее оптимальными являются четверные твердые растворы InGaAsP изопериодные к InP с шириной запрещенной зоны 1.0 -1.2 эВ(300К).

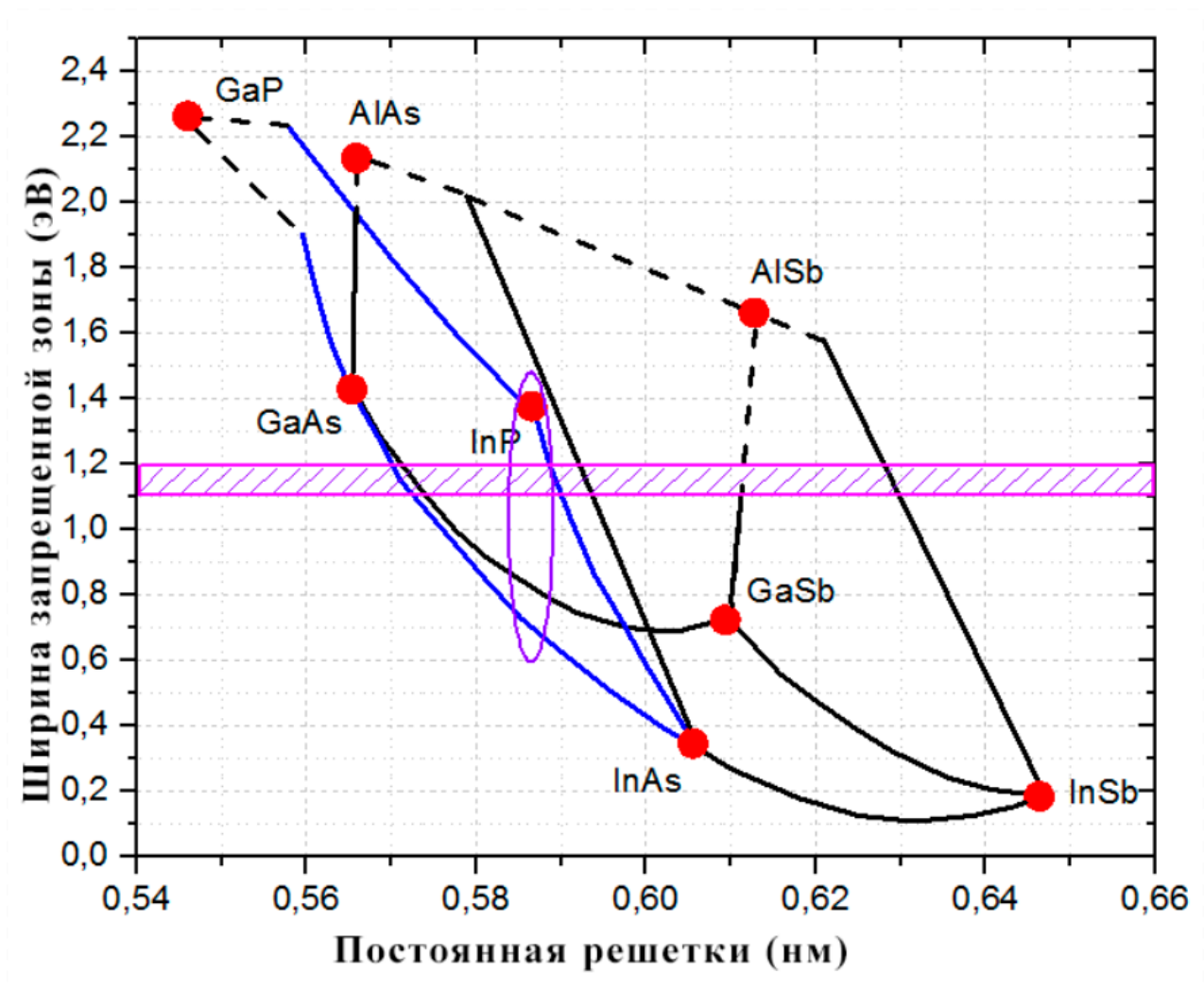


Рис.2 Диаграмма зависимости ширины запрещённой зоны от постоянной решётки для полупроводников  $A_3B_5$  [21]

### 1.3. Концепция фотопреобразователя мощного лазерного излучения(ФЭПМЛИ)

Мощное лазерное излучение характеризуется следующими параметрами:

- Монохроматичность излучения.
- Мощность излучения не менее 100 Вт/см<sup>2</sup>.



С учетом сказанного выше, рассмотрим энергетическую схему лазерного приемника.

Энергетическая схема предложенная Крохиным О.Н.[8] напоминает схему полупроводникового лазера на основе двойной гетероструктуры, где материал активной области(область поглощения излучения) должен иметь достаточно большую диффузионную длину, ширину запрещенной зоны близкую к краю поглощения квантов излучения и прямую структуру зон, для исключения потерь энергии при изменении импульса электронов. Активная зона располагается между слоями с электронной и дырочной проводимостями, а ширина запрещенной зоны этих материалов должна быть больше, чем в активной области на величину не менее  $3kT(0.1 \text{ эВ})$ , для исключения поглощения лазерного излучения.

Желательно вводить излучение со стороны подложки для уменьшения электрического сопротивления структуры, т.к. сопротивление растекания тока меньше. На рис.3 представлены спектры пропускания InP при различных уровнях легирования [22] из которых видно что, InP прозрачен на длину волны 1.06 мкм.

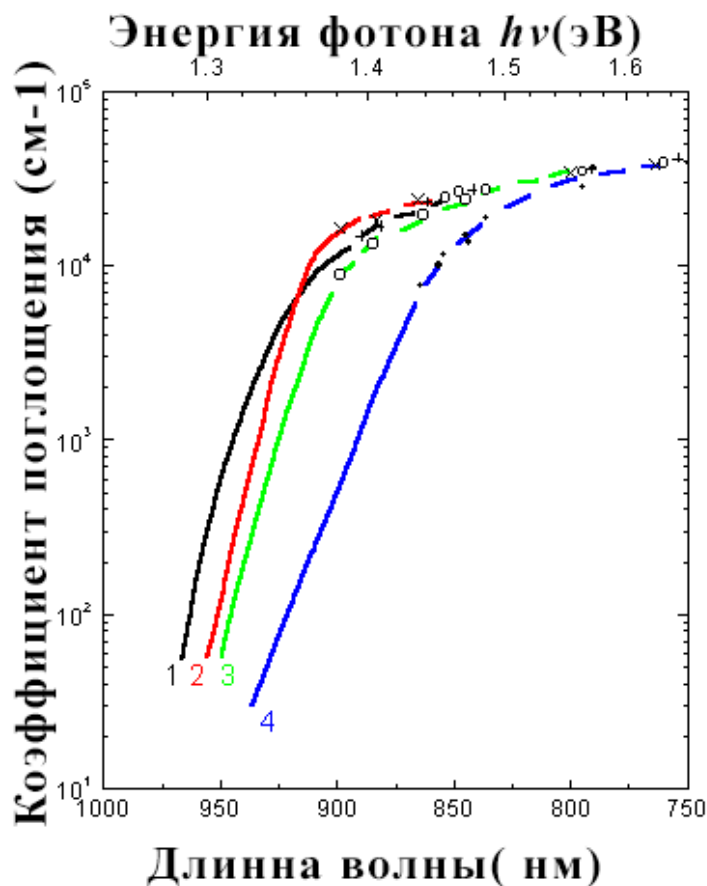


Рис.3. Край собственного поглощения InP при разных уровнях легирования

1. InP p-типа,  $p = 1,1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$
2. InP n-типа,  $n = 7,4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$
3. InP n-типа,  $n = 1,9 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$
4. InP n-типа,  $n = 7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$

[22]

Рассмотрим параметры каждого слоя структуры.

Область поглощения.

1. Ширина запрещенной зоны материала должна быть в диапазоне 1.05 – 1.15 эВ (300К) т.е. край поглощения должен соответствовать длине волны излучения лазера -1.06 мкм, n и p - слоев.

2. Толщина этой области(слоя) определяется по формуле Бугера-Ламберта, [23] и при коэффициенте межзонного поглощения  $(2-5) \cdot 10^4$  [24], для поглощения 99%, составит 3,5 мкм.

$$I = I_0 \cdot e^{-k\lambda h} \quad (1.1)$$

$$\ln \left( \frac{I_0}{I} \right) \cdot \frac{1}{k\lambda} = h \quad (1.2)$$

где  $k$ - коэффициент поглощения,  $I$  – свет прошедший через пластину,  $I_0$  – интенсивность входящего пучка,  $h$  – толщина области поглощения.

### Электрические контакты.

1. Удельное контактное электрическое сопротивление должно быть возможно минимальным.

2. Площадь контактной сетки со стороны засветки (со стороны подложки) должна быть не более 10% приемной площади.

3. Контакт со стороны теплоотвода, на поверхности структуры, сплошной. Толщина и состав контакта должен позволять монтаж на теплоотводе.

### Просветление.

1. Просветляющее покрытие сплошное и только со стороны засветки.

С учетом вышеизложенных желаемых характеристик выбрана следующая гетероструктура фотоприемника:

Двойная гетероструктура (ДГС), область поглощения на основе твердого раствора GaInPAs ( $E_g - 1.0 - 1.2$  эВ) изопериодного к InP, толщиной около 3.5 мкм. Подложка InP (100)  $n=(2-5) \cdot 10^{18}$  см.куб. толщиной 250-300 мкм, полированная с обеих сторон.

## **Глава 2. Обоснование использования метода изготовления гетероструктуры ФЭП.**

Во второй главе приведено обоснование использования МОСГФЭ для изготовления приборных структур. Приведено описание установки роста газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений AIXTRON AIX-200 и исходные реагенты.

### **2.1. Эпитаксиальные методы изготовления твердых растворов.**

#### *Жидкофазная эпитаксия (ЖФЭ).*

Жидкофазная эпитаксия применяется с 1960 года для изготовления полупроводников  $A_3B_5$ . Метод позволяет изготавливать эпитаксиальные слои толщиной от долей до сотен микрометров, легировать эпитаксиальные слои, изготавливать многослойные эпитаксиальные гетероструктуры.

Сущность метода жидкофазной эпитаксии состоит в приведении в контакт подложки с пересыщенным раствором полупроводника в легкоплавком растворителе (расплав).

К технологическим преимуществам метода жидкофазной эпитаксии следует отнести простоту аппаратного оформления, отсутствие токсичных реагентов, небольшое отклонения состава эпитаксиального слоя от стехиометрического.

К недостаткам метода жидкофазной эпитаксии следует отнести сложность в получении резких профилей легирования и составов твердых растворов вблизи области спинодального распада, что не годится для изготовления ФЭМПЛИ. Кроме того, малая площадь подложек, не более  $5 \text{ см}^2$ .

#### *Молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ).*

Молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ) или молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) — эпитаксиальный рост в условиях сверхвысокого вакуума. Позволяет выращивать гетероструктуры заданной толщины с моноатомно резкими гетерограницами и с заданным профилем легирования.

При молекулярно-пучковой эпитаксии кристаллизация происходит на поверхности нагретой подложки в результате взаимодействия между пучками атомов и атомов источников полупроводниковых элементов. Метод МПЭ позволяет очень точно контролировать толщину эпитаксиальных слоев, получать структуры с нужным профилем легирования на подложках большой площади (диаметром больше 8 см).

К преимуществам метода МПЭ можно отнести меньшие температуры роста, чем в других технологиях и возможность создания сверхтонких (40-200 Å) качественных слоев.

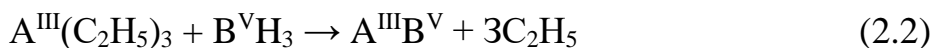
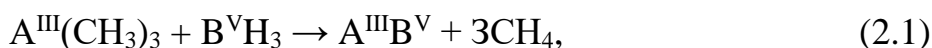
К недостаткам относится: сложность получения толстых слоев от 1мкм толщиной и, в следствии низкой скорости роста, сложность оборудования(необходимо постоянное поддержание сверхвысокого вакуума).

### ***Газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (МОСГФЭ).***

Метод газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений заключается в осаждении материалов из газовой фазы на подложку. В качестве источников элементов III группы используются металлоорганические соединения, а в качестве источников элементов V — гидриды.

- В реакторе при атмосферном или несколько пониженном давлении все компоненты смешиваются. Кристаллизация на подложке осуществляется в результате термического разложения и взаимодействия компонентов в газовой фазе. Подложка размещается на нагреваемом держателе. Параметрами газовой смеси можно управлять с помощью электронной системы, контролирующей скорость, концентрацию и величину потока от каждого из источников.

- Осаждение соединений основано на реакциях:



( $A^{III}(CH_3)_3$  – триметил,  $A^{III}(C_2H_5)_3$  - триэтил,  $B^V H_3$  – гидрид)

В качестве газа-носителя в большинстве случаев используют обычно высокочистый водород.

• Установки для МОСГФЭ сегодня — это в высокой степени автоматизированные аппараты, позволяющие в одном процессе проводить осаждение на подложках суммарной площадью до  $0,25 \text{ м}^2$ , а управляемые компьютером системы подачи в реактор газовых реагентов обеспечивают точность регулирования количества реагентов и времени эпитаксиального роста. Основные проблемы МОС ГФЭ:

- 1) Загрязнение эпитаксиального слоя углеродом;
- 2) высокая токсичность гидридов элементов V группы;
- 3) высокая пожара опасность МОС.

Основные преимущества МОСГФЭ это:

- 1) Простота контроля подачи реагентов;
- 2) Высокая производительность;
- 3) Независимая подача реагентов при изготовлении твердых растворов;
- 4) Высокая однородность свойств полученных материалов;
- 5) Широкое использование в промышленном производстве гетероструктур для лазеров и фотоприемников.

## 2.2. Устройство установки МОСГФЭ *AIXTRON AIX 200*

Все эксперименты по выращиванию структур выполнялись на установке газо-фазовой эпитаксии из металлоорганических соединений *AIX 200*.

*AIX 200* – установка для эпитаксиального роста однородных слоев полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$  производства Германии. Она может использоваться как для научно-исследовательских целей. Разработанная технология может быть легко передана в промышленность. Горизонтальный реактор *AIX 200* позволяет выращивать структуры на двухдюймовых подложках. Геометрия реактора такова, что создаются условия образования ламинарного газового потока. Это способствует более тщательному управлению составом слоев и получению резких интерфейсных границ. Равномерное вращение

подложкодержателя (для улучшения однородности выращиваемых слоев) реализовано применением технологии *Gas-Foil-Rotation*<sup>®</sup>. На рис 4 представлена принципиальная схема установки.

Установка оснащена термостатами для металлоорганических соединений. (TMIn, TEGa, DEZn, DETe). Источники гидридов находятся в газообразном состоянии и находятся в отдельных газовых шкафах(не представлены на схеме)(AsH<sub>3</sub>, PH<sub>3</sub>, SiH<sub>4</sub>).

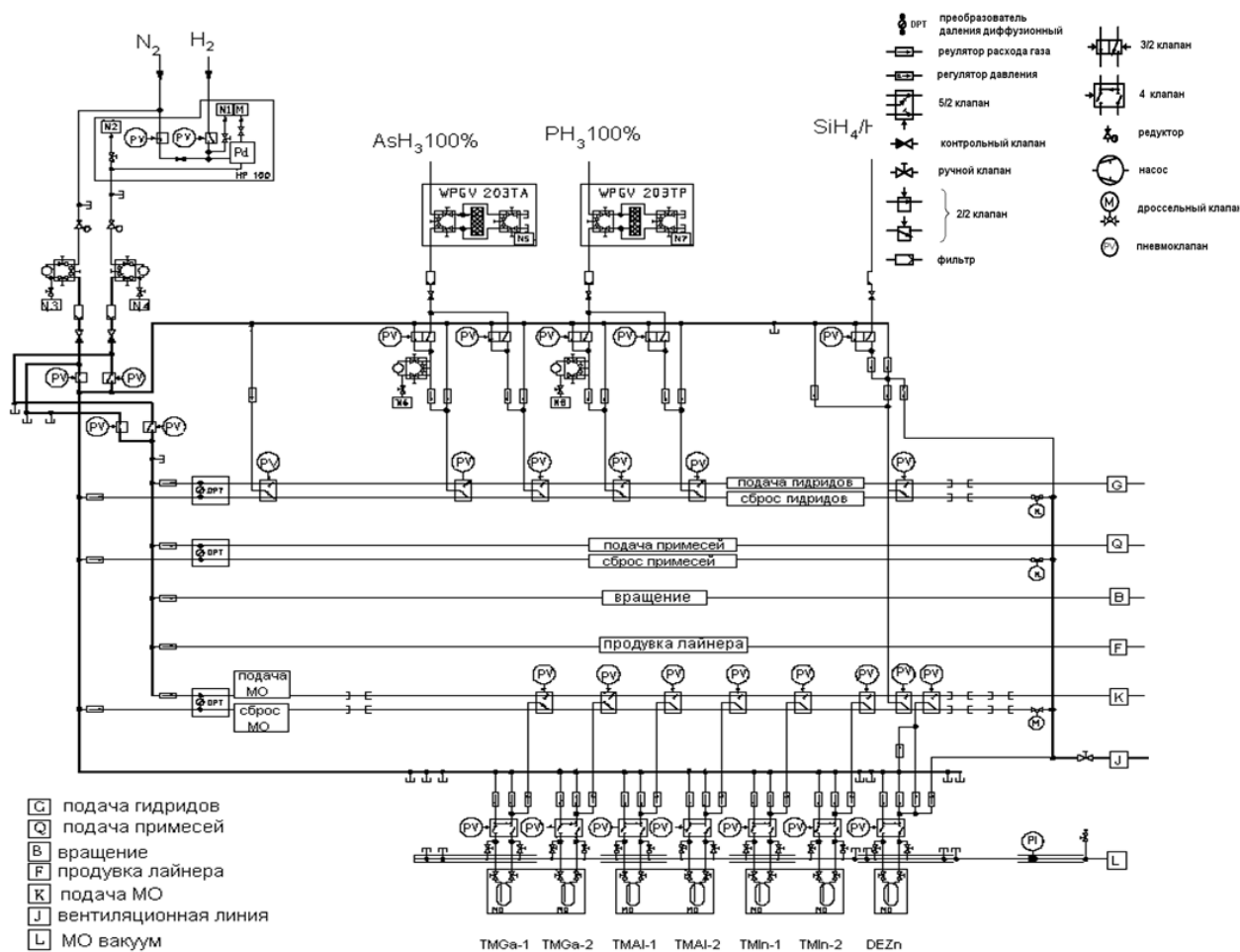


Рис.4. Схема газовой системы установки AIX200

### **Глава 3. Теоретический анализ существования зоны стабильных твердых растворов.**

В третьей главе проведен теоретический анализ существования зоны стабильных твердых растворов с шириной запрещенной зоны 1.0-1.2 эВ на доступных подложках из InP.

#### **3.1. Термодинамический анализ существования зоны стабильных твердых растворов с шириной запрещенной зоны 1.0-1.2 эВ на доступных подложках соединений АЗВ5.**

Твёрдые растворы на основе соединений  $A^{III}B^V$  имеют области несмешиваемости. На рис. 5 показана область несмешиваемости для бинарной системы из двух компонентов А и В. Подобные области несмешиваемости будут иметь тройные твёрдые растворы вида  $A^{III}B^V_{1-x}C^V_x$  (тогда А – это соединение  $A^{III}B^V$ , В – соединение  $A^{III}C^V$ ) или  $A^{III}_{1-x}B^{III}_xC^V$  (тогда А – это соединение  $A^{III}C^V$ , В – соединение  $B^{III}C^V$ ).[25]

Это означает что при некой температуре в равновесном состоянии система, состав которой попадает в область спинодального распада, существует в виде нескольких отдельных фаз. В самом общем случае фазы и их число могут быть различны. Но если говорить о металлах или растворах полупроводниковых соединений АЗВ5, то, согласно термодинамическим моделям, применяемым к таким растворам – мы имеем две фазы, каждая из которых твёрдый раствор определённого состава. На рис. 5 это два состава при заданной температуре  $T_1$  с двух сторон на бинодальной кривой.

Если, каким-либо образом можно получить раствор с составом в области несмешиваемости – это будет неравновесное состояние. Изготовить такой раствор можно при быстром охлаждении и за счёт того, что диффузия не мгновенна, такой состав некоторое время будет существовать.



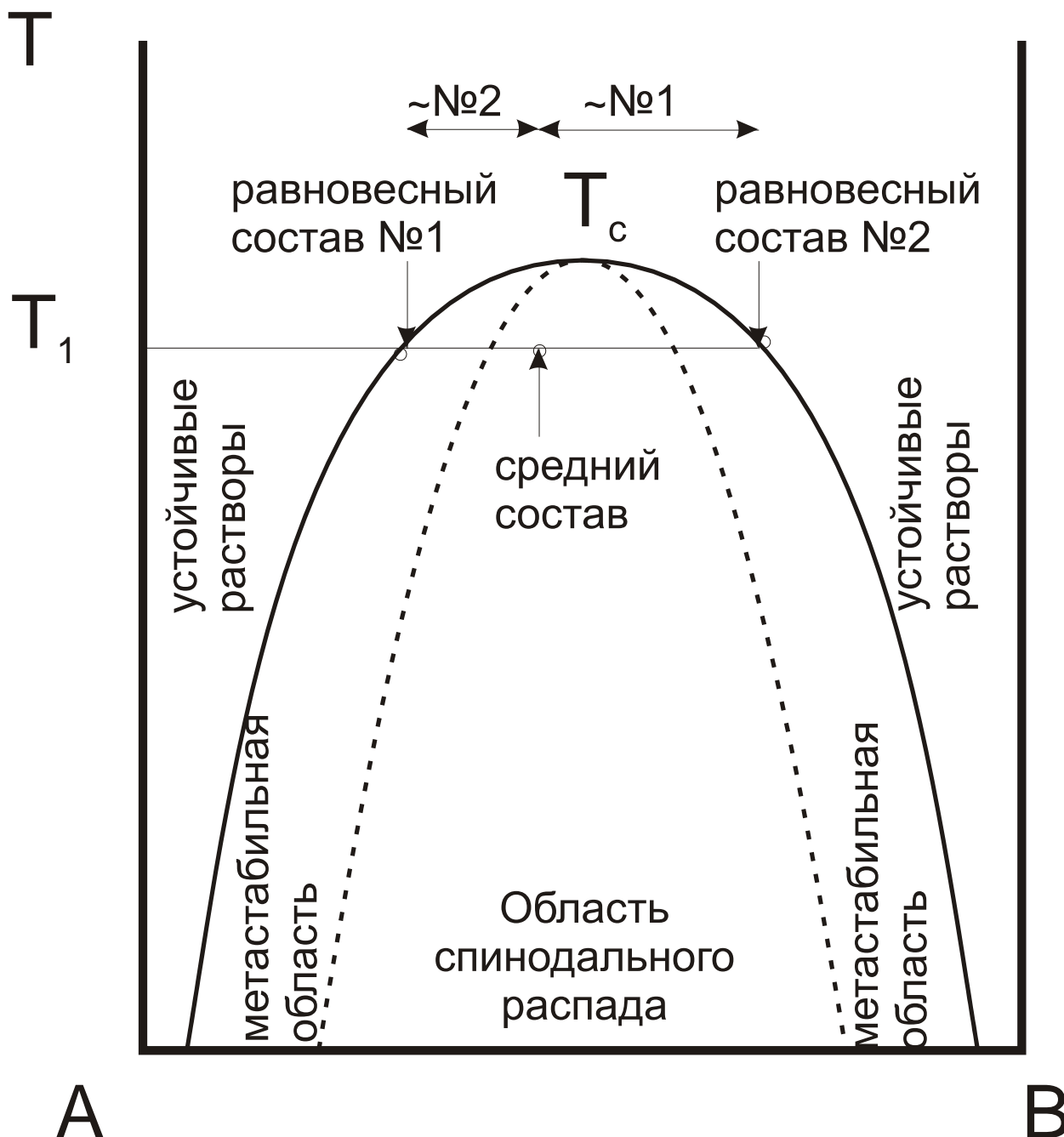


Рис.5. Область несмешиваемости для бинарной системы  $A-B$ .

Сплошная линия – бинодальная кривая (бинодаль), пунктирная – спинодаль.

При некой температуре  $T_c$  – критической температуре, бинодаль и спинодаль смыкаются, а выше  $T_c$  область несмешиваемости перестаёт существовать.

Спинодальный распад – это релаксация (переход) раствора с составом в области несмешиваемости в равновесное состояние.

Процесс спинодального распада описывается [26] через уравнения диффузии. Когда речь идёт о полупроводниковых твёрдых растворах при комнатной температуре – диффузию рассматривать смысла нет, потому что она заморожена и практически не происходит.

Если твёрдый раствор, согласно своему составу, является абсолютно устойчивым, и не попадает в область несмешиваемости, тогда флуктуации по составу не приводят к распаду.

Для абсолютно неустойчивых твёрдых растворов малейшее отклонение от однородного распределения компонентов инициирует процессы диффузия и дальнейший фазовый распад.

Для твёрдых растворов  $A_3B_5$  – процесс диффузии при 300 К (комнатная) должен протекать достаточно медленно и вряд ли полноценный распад произойдёт за месяц. Надо ожидать, что времена диффузии для  $A_3B_5$  сравнимы с таковыми для металлов, или превосходят их, поскольку в  $A_3B_5$  связь ковалентная, жёсткая связь. При 600 °С у  $GaInAsP$  уже существует область несмешиваемости. При эпитаксии формируются твёрдые фазы, равновесные для этой температуры, либо просто одна фаза вне области несмешиваемости, либо сразу две равновесные при этой температуре фазы, которые могут отличаться по параметру решётки, могут не отличаться.

Для твёрдых растворов  $GaInAsP$  области несмешиваемости строятся в концентрационном квадрате для фиксированных температур (рис.6). Для четверных твёрдых растворов  $GaInAsP$  термодинамика даёт две равновесные фазы [26], каждая из которых – твёрдый раствор  $GaInAsP$  своего состава, но именно твёрдый раствор, а не бинарные соединения.

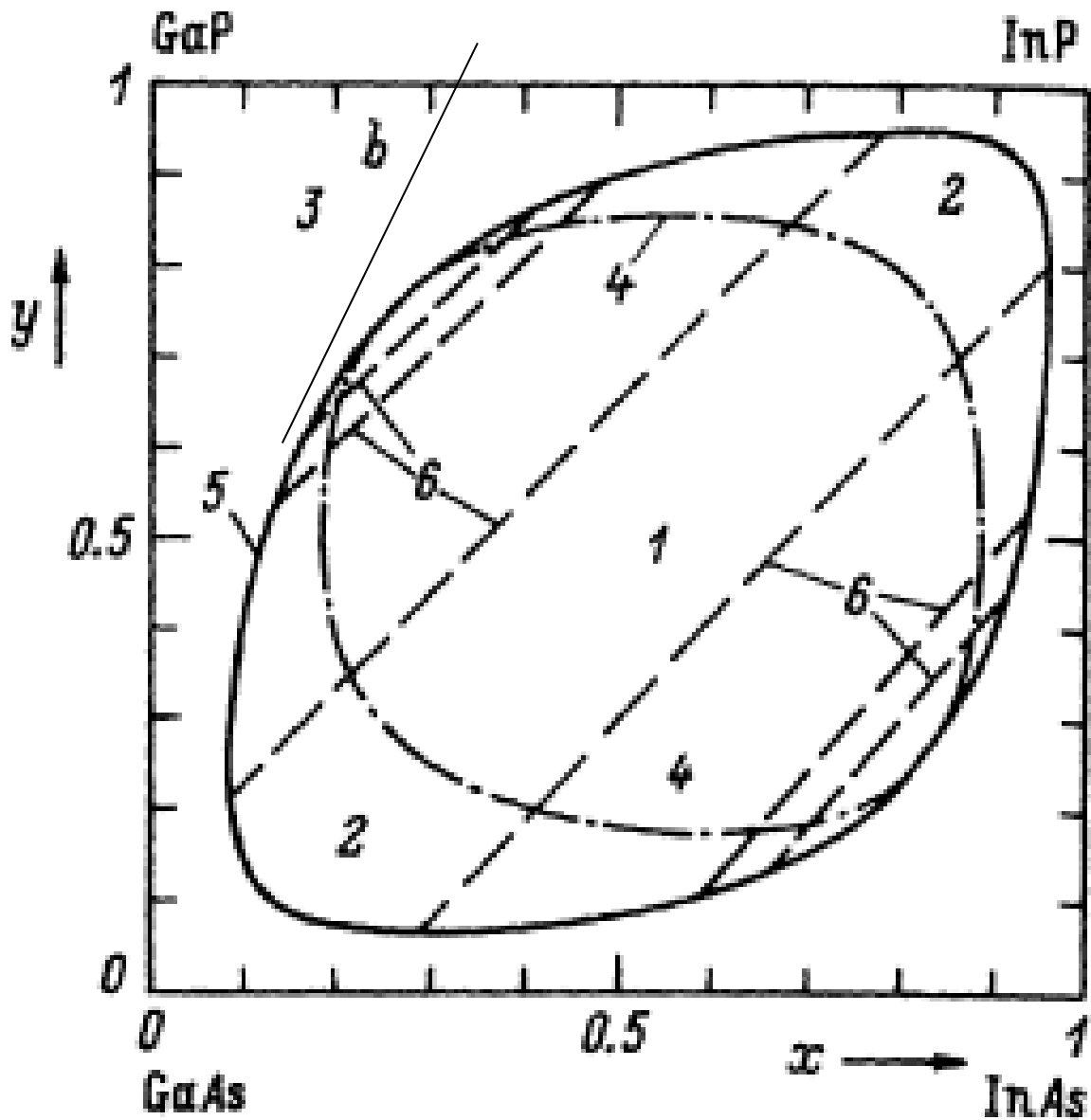


Рис.6. Диаграмма фазового распада для GaInAsP, 1 – область абсолютно неустойчивых твёрдых растворов (лабильная область, область спиновального распада), 2 – область метастабильных твёрдых растворов, 3 – область абсолютно устойчивых твёрдых растворов, 4 – спиновальная изотерма, 5 – кривая растворимости (бинодальная изотерма), 6 – линии, связывающие равновесные фазы [26]

На рис.6 диаграмма фазового распада для GaInAsP, 1 – область абсолютно неустойчивых твёрдых растворов (лабильная область, область спинодального распада), 2 – область метастабильных твёрдых растворов, 3 – область абсолютно устойчивых твёрдых растворов, 4 – спинодальная изотерма, 5 – кривая растворимости (бинодальная изотерма), 6 – линии, связывающие равновесные фазы [26] 6 связывающие линии показывают, какие твёрдые растворы будут находиться в равновесии. Соотношения количества каждой из двух таких фаз, и сами эти фазы определяются средним составом двухфазной системы.

При охлаждении с 600 °С до комнатной температуры расширяется область несмешиваемости, так что, если мы получили твёрдый раствор вне области несмешиваемости, он при комнатной температуре может в неё попасть и оказаться неравновесной твёрдой фазой, а диффузия будет идти очень медленно, расслоения на отдельные фазы фактически не произойдёт.

Согласно [27, 28] различие в постоянных решётки у бинарных компонентов, образующих твёрдый раствор, приводит к увеличению внутренней энергии деформации, и она способствует распаду. В результате формируются концентрационные волны с большим периодом, разным параметром решётки, и создают когерентную энергию деформации, которая уже действует обратным образом - вызывает напряжения (stress - сжатие), и уменьшает температуру спинодального распада. Но это работает, когда области сопрягаются между собой за счёт химических связей.

О стабилизирующем влиянии подложки говорилось в работах Кана [29], а так же, данный подход рассматривается в работе [30] для согласованных слоёв. Подложка, если сопряжена со слоем бездефектно, способствует уменьшению области спинодального распада слоя.

В [31] были проведены расчёты областей спинодального распада с учётом упругой потенциальной энергии деформации для GaInAsP изопериодичных с InP (рис.7а) и GaAs (рис.7б).

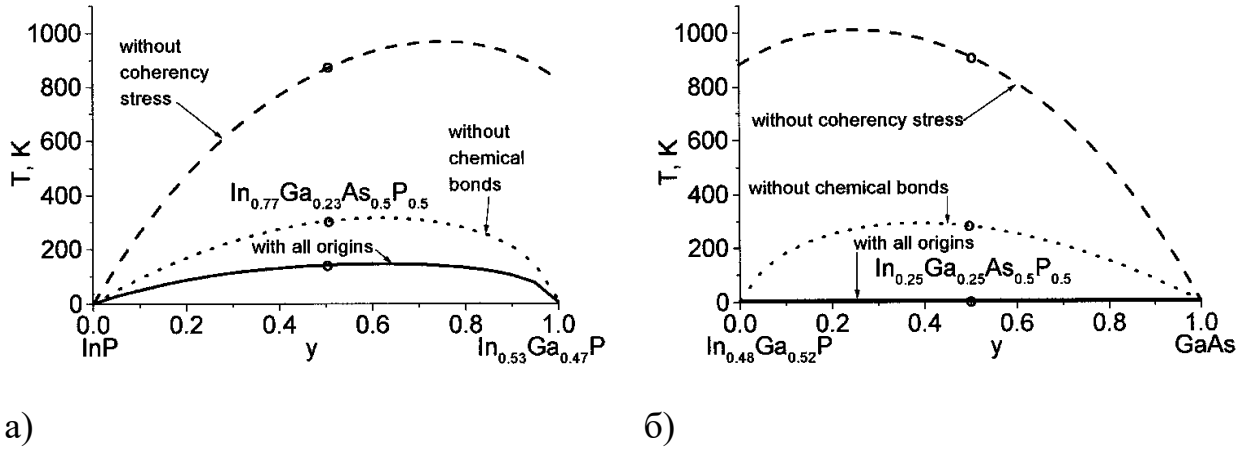


Рис.7. Результаты расчёта области спинопального распада для  $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  изопериодичных с InP (а) и GaAs (б)[**Ошибка! Источник ссылки не найден.**][31].

Without coherency stress - без учёта когерентной деформации;

Without chemical bonds - без учёта влияния химсвязей;

With all origins - с учётом всего вместе.

### 3.2. Роль толщины слоя

В работе [25] рассматривается устойчивость рассогласованных тройных твёрдых растворов на подложках. Для рассогласованных слоёв существует критическая толщина. При толщинах меньше критической этот слой деформирован упруго (то есть, в нём не появляется дислокаций несоответствия).

Критическая толщина может быть рассчитана при помощи трансцендентного выражения, которое, согласно [25], для ориентации (100) имеет вид:

$$h_c = \frac{a \cdot \sqrt{2}}{\left| \frac{a - a_{sub}}{a_{sub}} \right|} \cdot \frac{1}{8 \cdot \pi \cdot (1 + \sigma)} \cdot \ln \left( 4 \cdot \frac{h_c}{a \cdot \sqrt{2}} + 1 \right) \quad (3.1)$$

где  $a$  - параметр решётки слоя,  $a_{sub}$  - параметр решётки подложки,  $\sigma$  - коэффициент Пуассона, для (100)  $\text{A}^3\text{B}^5$  равен 0.3 - 0.36 [32].

Как видно, в формулу фактически входит параметр решётки и величина рассогласования с подложкой. Возьмём  $a = a_{\text{InP}} + \Delta a$ , и будем строить график зависимости от абсолютной величины НПР  $|f| = |\Delta a / a_{\text{InP}}|$ . В качестве коэффициента Пуассона возьмём величину  $\sigma = 0.35$ , типичную для  $\text{A}^3\text{B}^5$  с кристаллической решёткой типа сфалерита. Если варьировать  $\sigma$  в пределах 0.3 - 0.35, результаты меняются в пределах  $\sim 10\%$ . И построим теперь зависимость критической толщины от рассогласования рис.8.

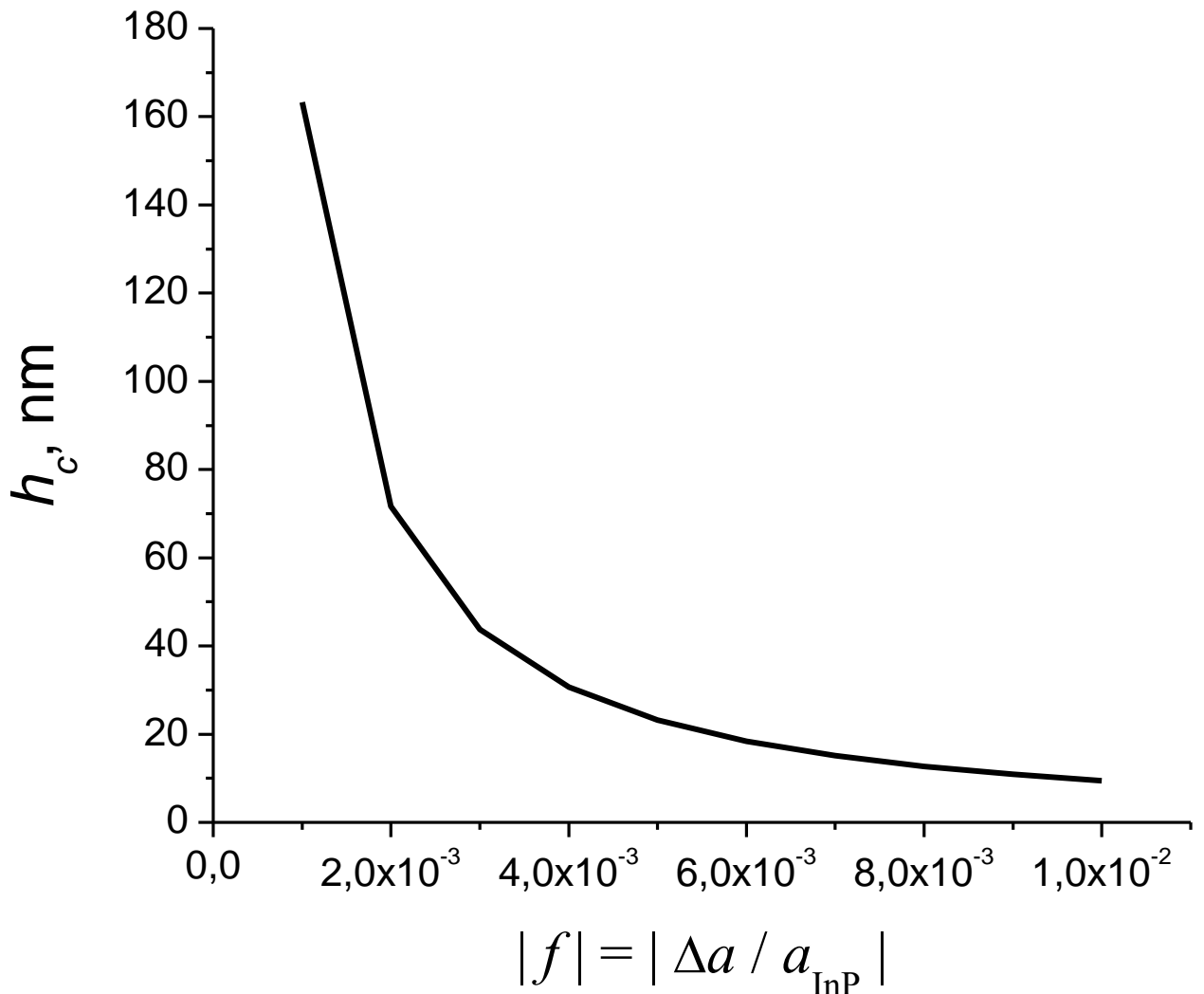


Рис.8. Расчёт зависимости критической толщины  $h_c$  слоя твёрдого раствора GaInAsP от абсолютной величины НПР с InP для ориентации (100)

Согласно этим расчётам и исследованиям, толщины рассогласованных слоёв не могут быть большими, так что за счёт создания упругих напряжений можно выращивать только сверхрешётки с тонкими слоями.

Критическая толщина слоя - это та, при которой не должны образовываться дислокации несоответствия. Если слой полностью согласован, то тогда такая толщина может быть сколь угодно большой.

В литературе встречаются значения толщин экспериментально полученных напряжённых слоёв порядка 10 - 20 нм (квантовые ямы), и абсолютная величина НПР достигает  $2 \cdot 10^{-3}$ . Это тройные напряжённые твёрдые растворы, а также (редко) четверные в области несмешиваемости GaInAsSb. Упоминаются в литературе структуры, тонкие слои которых зажаты между ненапряжёнными толстыми слоями, либо чередуются с другими напряжёнными слоями, рассогласование которых имеет другой знак.

Следует иметь в виду, что напряжённые слои деформируют те слои, с которыми они сопрягаются.

В работе Ипатовой [26] говорится о том, что модель дельта-параметра решётки (ДПР), в отличие от модели регулярных растворов, даёт абсолютную устойчивость четверных твёрдых растворов к спинодальному распаду. Модель регулярных растворов включает эмпирические термодинамические параметры и даёт наличие области несмешиваемости в GaInAsP (рис. 5).

В диссертации Мурашовой [33] отмечается, что и экспериментальные исследования тоже обнаруживают область несмешиваемости в GaInAsP.

### **3.3. Рост твёрдых растворов в области несмешиваемости**

В литературе отмечается, что как раз выращивание твёрдого раствора в области несмешиваемости приводит к формированию самоорганизующихся сверхрешёток. Об этом говорится в работах [34-36].

В работе [45] выращивались твёрдые растворы InAsSb (сурьма и мышьяк подавались в виде тетрамеров  $Sb_4$  и  $As_4$ , их потоки были равны) на GaAs:Cr(100) методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) при температуре 430 °С. Сначала на GaAs выращивали буферный слой InAs толщиной 0.15 мкм, а на нём

уже твёрдый раствор. Просвечивающий электронный микроскоп показал слоистые структуры. Аналогичные результаты были получены в работе [36].

#### ИТОГИ

По работам [26] (Ипатовой), [34-36] – если выращивать твёрдые растворы в области несмешиваемости, образуется сверхрешётка чередующихся слоёв двух разных твёрдых фаз, толщины 10 – 100 нм, абсолютно-устойчивых при температуре эпитаксии. При комнатной температуре, диффузия заморожена и требуется несколько лет, чтобы атомы в этих фазах перераспределились до равновесного состояния. Судя по данным работ [26, 34-36], кристаллическое качество этих структур не должно быть плохим, то есть на XRD резкие узкие пики, на ФЛ – интенсивные пики. Кристаллические слои могут быть устойчивыми, когда они чередуются с ненапряженными слоями.



## **Глава 4. Технология изготовления твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ.**

**В четвертой главе** изложена технология изготовления твердых растворов InGaAsP  $E_g \sim 1.0-1.2$  эВ методом МОСГФЭ и исследованиям их. Для роста использовалась установка AIXTRON AIX 200.

### **4.1. Рост InP**

На первом этапе работы по изготовлению гетероструктур GaInAsP/InP были выполнены исследования по определению оптимальных условий роста и легирования слоев на образцах InP на подложке InP, чтобы исключить вероятность спинодального распада.

#### **4.1.1. Выращивание нелегированных слоев InP.**

В экспериментах по выращиванию нелегированных слоёв InP в качестве материалов подложки использовались подложки фосфида индия InP((100)+4°(111)). Рост осуществлялся в потоке водорода ( $H_2$ ), его полный поток составил  $F_c = 5$  л/мин при давлении в реакторе  $P = 100$  мбар. Источником In являлся триметилиндий (TMIn), источником фосфора - фосфин ( $PH_3$ ).

На рис.9 представлен технологический процесс выращивания.

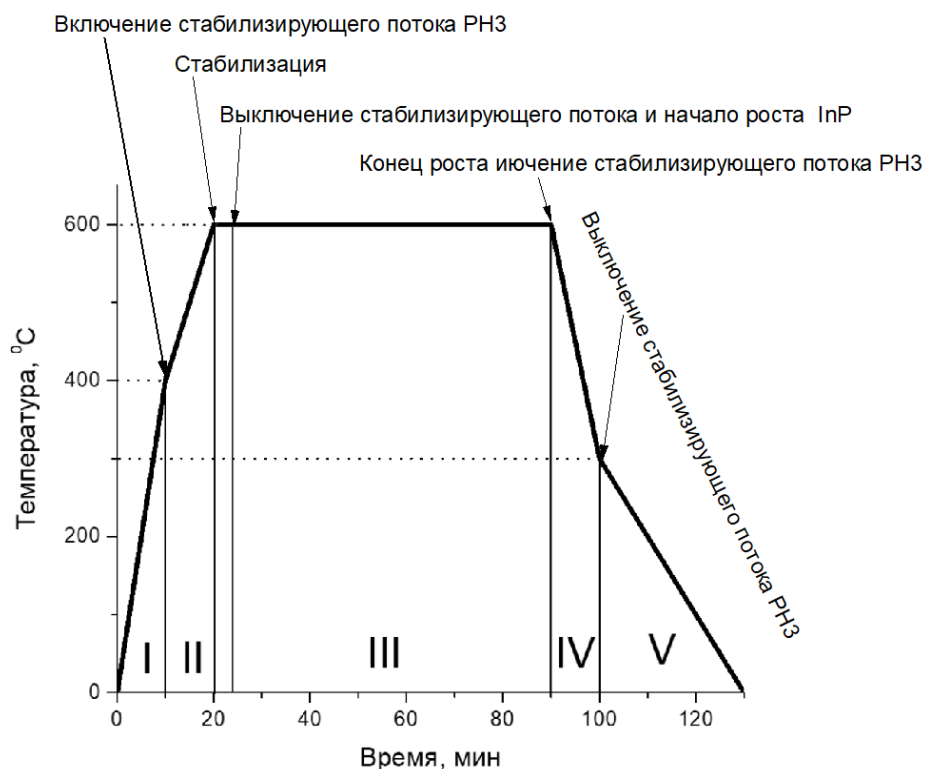


Рис.9. Схема проведения эксперимента на установке МОС ГФЭ.

(I) Нагрев подложек до температуры 400 °С при постоянной продувке потоком водорода. (II) Как только 400 °С достигнуты к потоку водорода добавляется стабилизирующий поток фосфина  $F_{PH3stab} = 2,679 \cdot 10^{-4}$  моль/мин (он препятствует разложению поверхности подложки, за счет вылета фосфора). При достижении оптимальной температуры роста в 600 °С начинается период 3-х минутной стабилизации температуры реактора, несущий поток водорода не изменяется. Стабилизирующий поток фосфина отключается и включаются потоки фосфина и триметилдия, начинается эпитаксиальный рост. Рост закончен, подача компонентов V и III групп прекращается. Включается стабилизационный поток фосфина, охлаждение до 300 °С. Поток фосфина отключается, продолжается охлаждение реактора при продувке водородом.

Температура источника In составляла  $T_{In} = 17$  °С. В серии экспериментов по выращиванию слоёв InP изменениям подвергались величины потоков компонентов V и III групп. Поверхность полученных образцов анализировалась под электронным микроскопом (Series 4-88 DV100 (CAMSCAN, Англия)). Проводились исследования качества материала методами фотолюминесценции и

рентгенодифракционного анализа (Дрон-2), концентрация носителей заряда определялась методом Ван дер Пау, на полуизолирующих подложках.

На рис.10 представлена зависимость скорости роста InP от *соотношения компонентов* V ( $F_{PH_3}$ (моль/мин)) и III ( $F_{TMIn}$ (моль/мин)) групп *для нелегированных слоёв InP*.

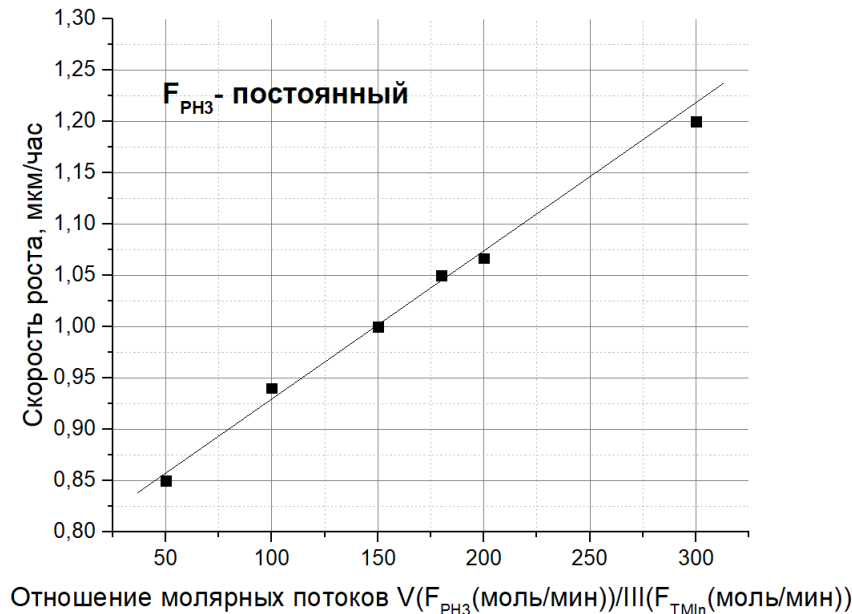


Рис.10. Зависимость скорости роста слоёв InP от соотношения компонентов ( $F_{PH_3}$ (моль/мин))/III( $F_{TMIn}$ (моль/мин)) групп для нелегированных слоёв InP. Поток  $F_{PH_3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

Соотношение V/III рассчитывается по следующей схеме.

Основная формула расчета потока паров МОС:

$$F_m = \frac{HP_m}{P_s - P_m} \quad (4.1)$$

$$[F_m] = \left[ \frac{\text{Л}}{\text{МИН}} \right]$$

Где  $H$  – поток  $H_2$  через МОС (л/мин),  $P_m$  – давление паров МОС (мм.рт.ст.),  
 $P_s$  – атмосферное давление (мм.рт.ст.)

$$\log(P_m) = B - \frac{A}{T} \quad (4.2)$$

Где  $A$ ,  $B$  – коэффициенты характеризующие конкретное металлоорганическое соединение (табличные значения),  $T$  – температура барбатёра (К),  
 $P_s$  – атмосферное давление (мм.рт.ст.).

Наблюдается линейный рост скорости с уменьшением потока ТМIn, при постоянном потоке  $F_{PH3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

Как видно из рис.11, рис.12, рис.13 при соотношении V/III равном 300, наблюдается минимальная полуширина спектров фотолюминесценции равная 10 нм и максимальная интенсивность равная 7000 отн.ед. Кроме того при этом соотношении наблюдается минимальная полуширина рентгенодифракционной кривой качания равная 24 угл.сек..

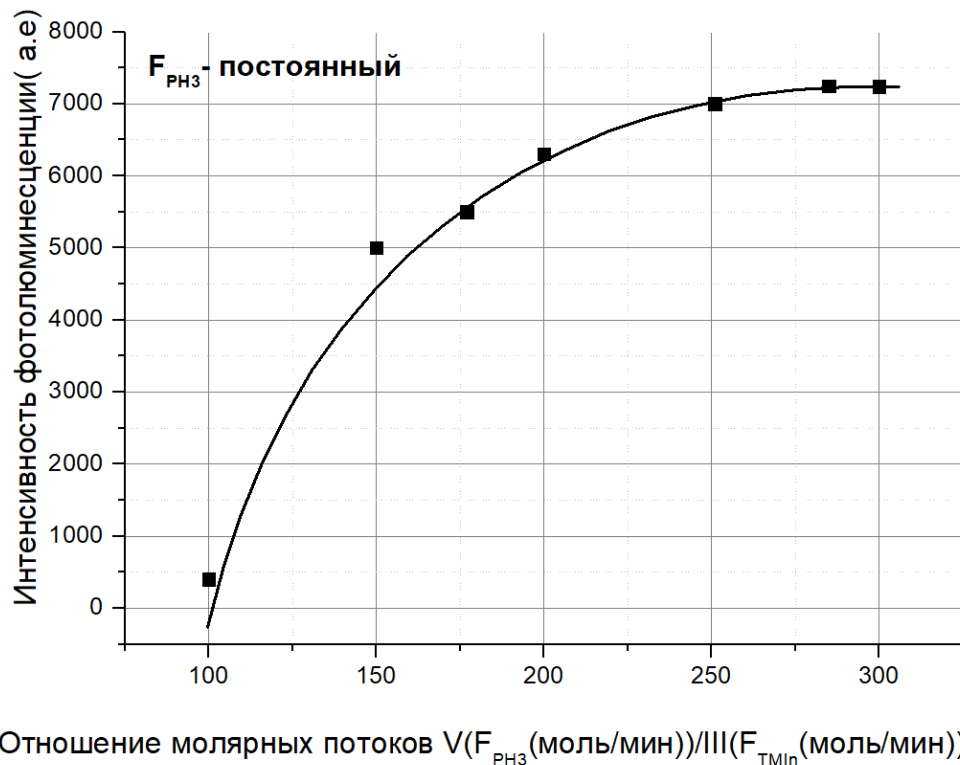


Рис.11. Зависимость интенсивности спектров фотолюминесценции основного пика от соотношения компонентов ( $F_{PH3}$ (моль/мин)) и III ( $F_{TMIn}$ (моль/мин)) групп для нелегированных слоёв InP. Поток  $F_{PH3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

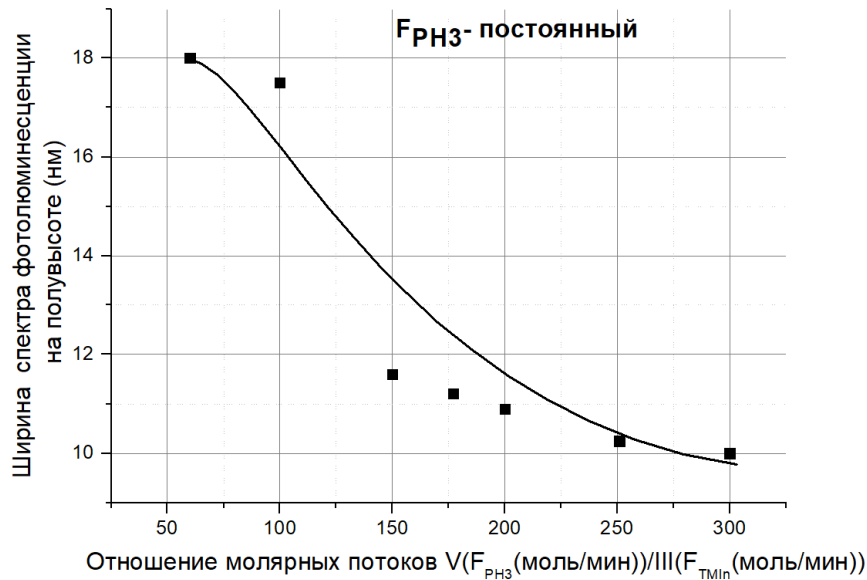


Рис.12. Зависимость полуширины спектров фотолюминесценции основного пика от соотношения компонентов ( $F_{PH3}$ (моль/мин)) и III ( $F_{TMIn}$ (моль/мин)) групп для нелегированных слоёв InP. Поток  $F_{PH3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

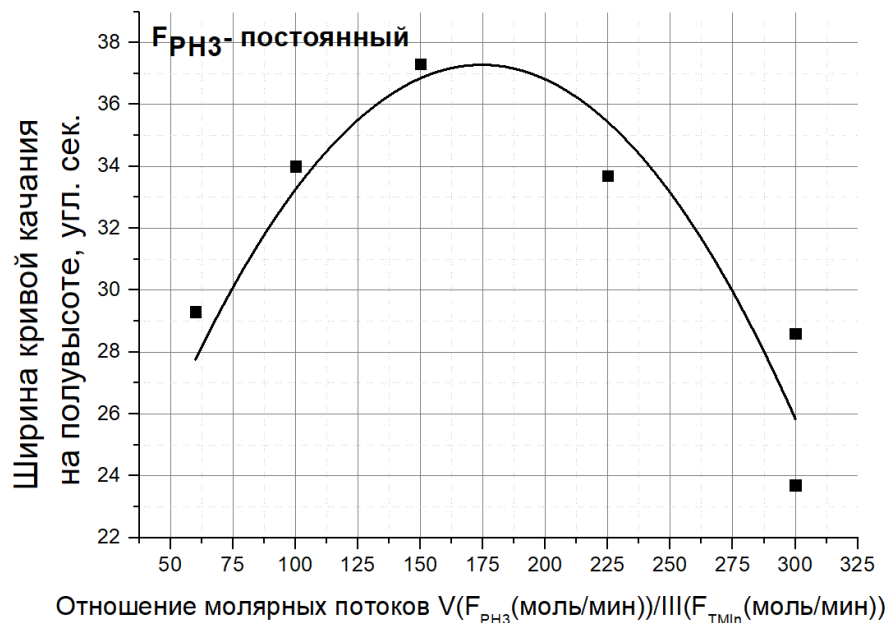


Рис.13. Зависимость полуширины кривой качания от соотношения потоков компонентов ( $F_{PH3}$ (моль/мин)) и III ( $F_{TMIn}$ (моль/мин)) групп для нелегированных слоёв InP. Поток  $F_{PH3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

На рис.14а. отчётливо видны 3 пика в спектре фотолюминесценции подложки InP. 1-й связан с основным межзонным переходом, 2-й, предположительно, связан

с наличием примеси, а 3, вероятно, связан с дефектами в структуре. Как видно, в спектре интенсивности фотолюминесценции выращенного эпитаксиального слоя InP отсутствует пик от примеси. В тоже время на рис.14б. отчетливо видно, что полуширина пика выращенного слоя меньше пика подложки что говорит о высоком кристаллическом совершенстве выращенного слоя.

При исследовании методом Ван Дер Пау преднамеренно нелегированного слоя InP было определено что слои InP получаютя n – типа проводимости а концентрация носителей заряда составляла  $3 \cdot 10^{16}$ .

Исходя из результатов исследований наиболее оптимальными условиями роста слоёв InP являются:  $T_p = 600$  °C, давление в реакторе  $P = 100$  мбар. Источник In (TMIn) находился при температуре  $T_{In} = 17$  °C, поток составил  $F_{TMIn} = 2,564 \cdot 10^{-5}$  моль/мин. Поток фосфина (PH<sub>3</sub>) –  $F_{PH3} = 7,813 \cdot 10^{-3}$  моль/мин. Отношение компонентов V к III группе – 300.

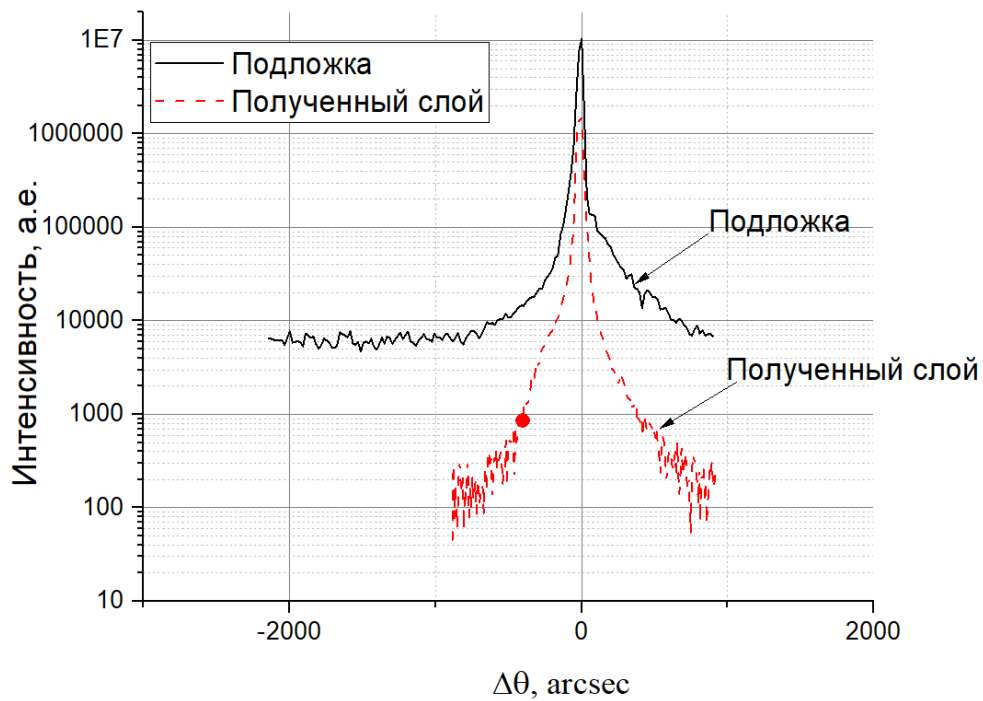
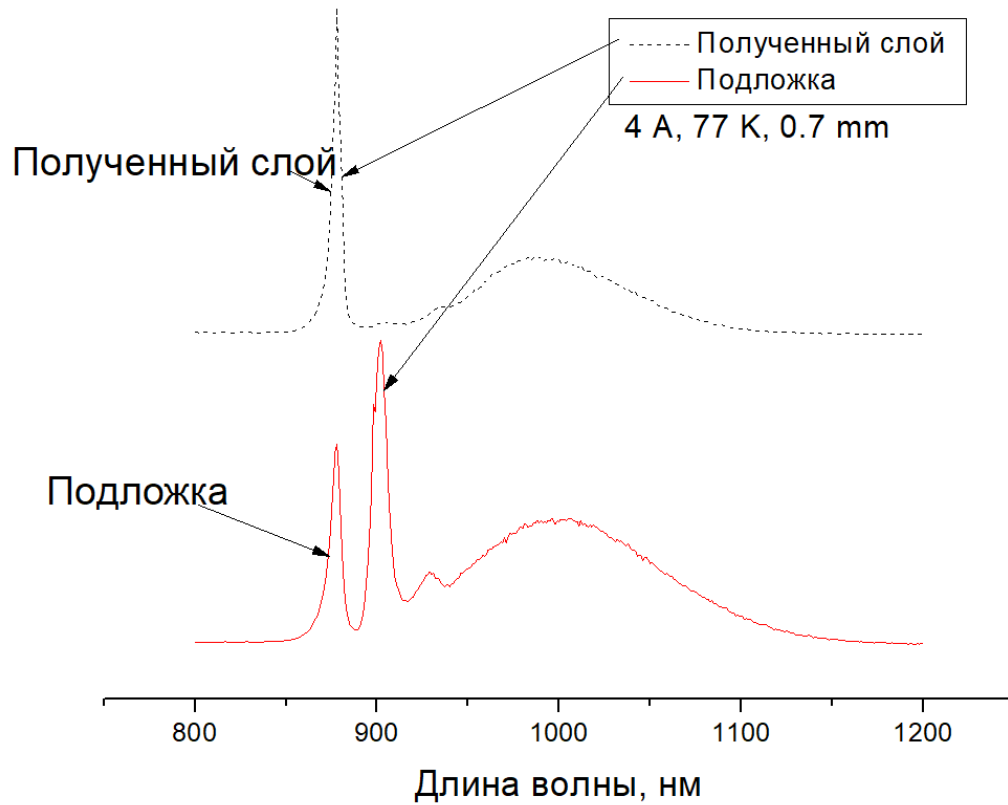


Рис.14. а) Спектры фотолюминесценции нелегированного эпитаксиального слоя и подложки InP; б) Кривая качания нелегированного эпитаксиального слоя и подложки InP.

#### 4.1.2. Выращивание легированных слоев InP.

Для выращивания легированных слоев InP n типа проводимости использовались Силан (SiH<sub>4</sub>) и Диэтилтеллур (DETe) для получения p-типа проводимости использовали Диэтилцинк (DEZn).

Основные технологические параметры (температура подложки, давление в реакторе и поток несущего газа) были такие же описанным ранее условиям роста нелегированных слоев InP, при этом поток DETe менялся в диапазоне  $F_{\text{DETe}} 3,7 \cdot 10^{-9} - 1,11 \cdot 10^{-8}$  моль/мин при этом концентрация электронов варьировалась от  $2 \cdot 10^{17}$  до  $1 \cdot 10^{19}$  см<sup>-3</sup>. Поток SiH<sub>4</sub> задавался в диапазоне  $F_{\text{SiH}_4} - 1 \cdot 10^{-8} - 1,11 \cdot 10^{-6}$  моль/мин, что позволяло получать слои с  $n = 1,75 \cdot 10^{17} - 4,8 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>.

Изменение потока DEZn  $F_{\text{DEZn}} - 6,4 \cdot 10^{-8} - 2,5 \cdot 10^{-6}$  моль/мин позволяет добиться уровня легирования акцепторами в диапазоне от  $p = 3 \cdot 10^{17}$  до  $5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>.

Для определения концентрации и подвижности носителей, слоев использовался метод Ван Дер Пау. Поверхность полученных образцов проверялась под электронным микроскопом (Series 4-88 DV100 (CAMSCAN, Англия)). Проводились исследования качества материала методами фотолюминесценции и рентгенодифракционного анализа (Дрон-2).

По результатам опытов, получены следующие зависимости, представленные на рис.15, 16.



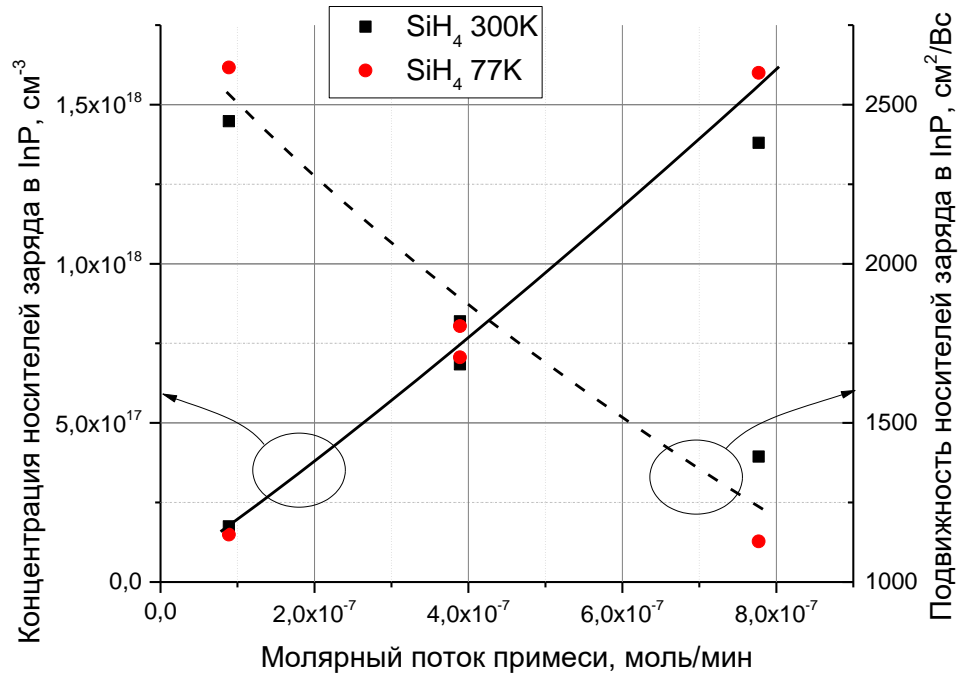


Рис.15. Зависимость концентрация примеси и подвижности носителей от молярного потока легирующей примеси и типа проводимости SiH<sub>4</sub> в n-InP.

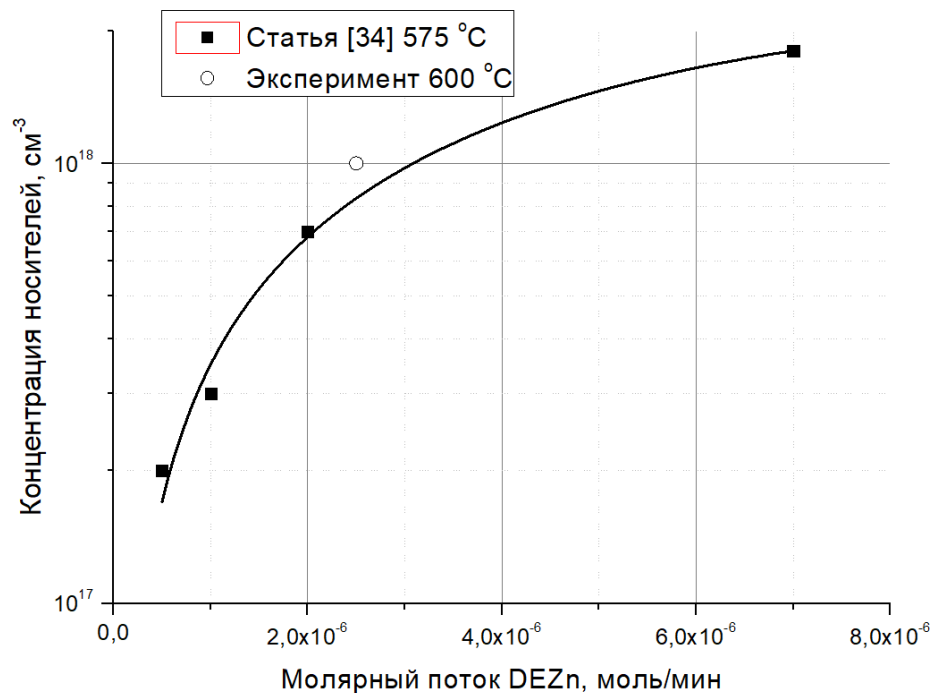


Рис.16. Зависимость концентрации примеси от молярного потока DEZn в p-InP.

При легировании Zn основные параметры роста такие как: температура подложки, давление в реакторе и поток несущего газа не меняли относительно

экспериментов по росту нелегированных слоёв InP. Источник Zn – диэтилцинк (DEZn), его температура  $T_{DEZn} = 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , давление 1000 мбар.

Полученная зависимость концентрации носителей от потока DEZn показана на рис.16. Полученная экспериментальная точка согласуется с данными статьи [Ошибка! Источник ссылки не найден.].

Уровни легирования для материала легированного Si изменяются в диапазоне  $10^{17}$ - $10^{18}$ , легированного Zn также в диапазоне  $10^{17}$ - $10^{18}$ .

Качество материала, как и для нелегированного InP, определялось по полуширине спектра фотолюминесценции и полуширине пика кривой качания, полученного методом рентгеновской дифрактометрии.

Из зависимости полуширины кривой качания от концентрации видно, что с увеличением уровня легирования возрастает полуширина пиков слоев легированных Si Te и Zn (рис.17, рис.18.).

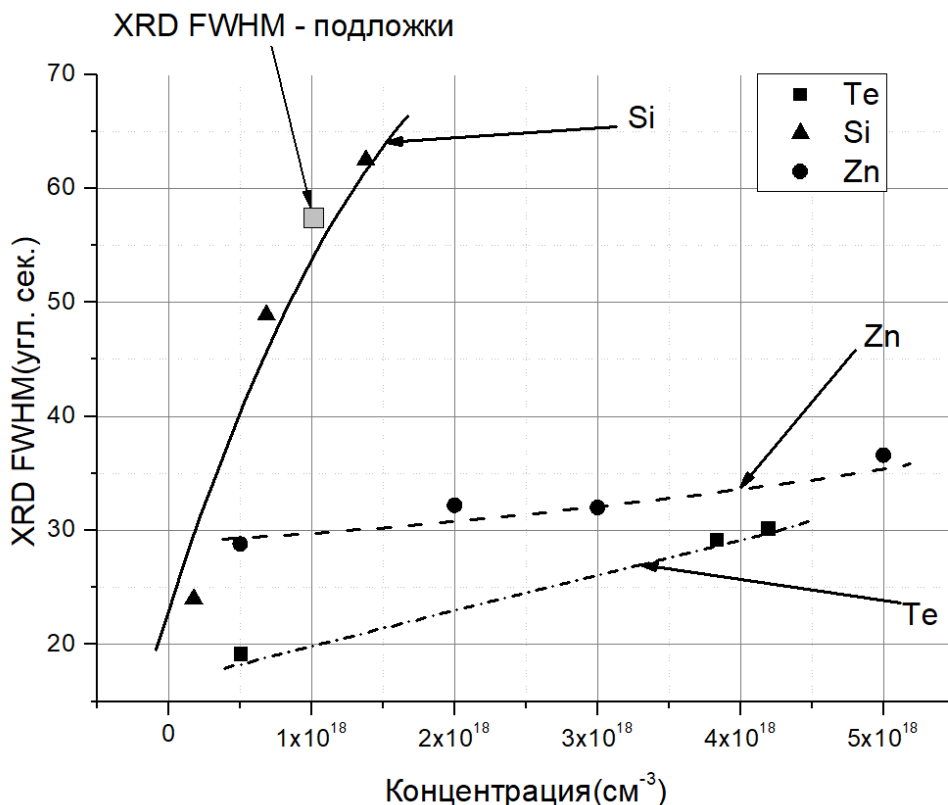


Рис.17. Зависимость полуширины кривой качания от концентрации носителей заряда в InP

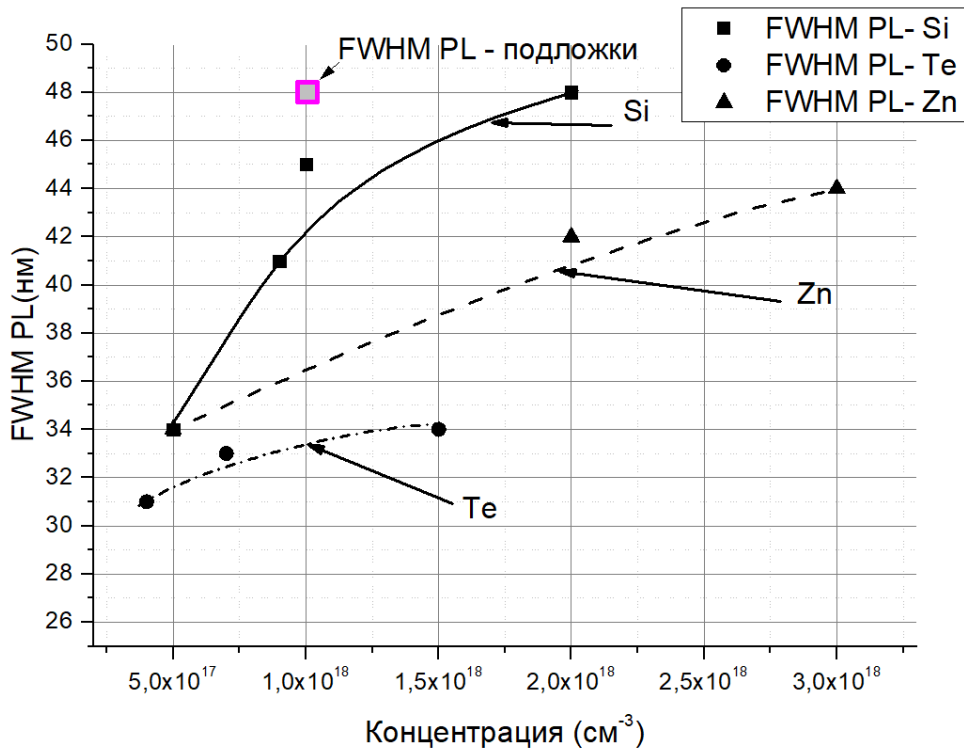


Рис.18. Зависимость полуширины спектра фотолуминесценции от концентрации носителей заряда в InP

Из проведенных исследований следует что полуширина фотолуминесценции легированных слоев InP меньше полуширины подложки с теми же концентрациями и составляя 48 нм при концентрации  $1 \cdot 10^{18}$ .

Выводы:

Так в ходе работы при легировании InP SiH<sub>4</sub> и DETe были получены концентрации от  $5 \cdot 10^{17}$  до  $1 \cdot 10^{18}$  а при легировании DEZn были получены концентрации от  $5 \cdot 10^{17}$  до  $5 \cdot 10^{18}$ .

## 4.2. Рост четверных твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ.

### 4.2.1. Выращивание нелегированных твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.0-1.2$ эВ.

Изготовление твердых растворов InGaAsP были выполнены ориентируясь на технологические режимы по выращиваю слоев InP.

При этих работах определили оптимальные условия роста слоев InGaAsP  $E_g = 1.0 - 1.2$  эВ изопериодных InP подбирались: соотношения молярных потоков элементов V/III групп.

Четырёхкомпонентные полупроводниковые соединения  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$ , ( $E_g \sim 1.0-1.2$  эВ), выращивали согласованными к подложке InP на буферных слоях InP. Рост InGaAsP проходил при температуре  $T_p = 600$  °C и давлении в  $P = 100$  мбар. Поток несущего газа ( $H_2$ ) –  $F_c = 5$  л/мин. Источником мышьяка для соединения InGaAsP служил – арсин ( $AsH_3$ ), источником фосфора – фосфин ( $PH_3$ ), источником индия – триметилиндий ( $TMI_n$ ), источником галлия – триэтилгаллий ( $TEGa$ ).

Скорость роста слоев  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  ( $E_g \sim 1.0-1.2$  эВ) падала с возрастанием отношения молярных потоков элементов V и III ( $V = F_{AsH_3}(\text{моль/мин}) + F_{PH_3}(\text{моль/мин})$ ,  $III = F_{TEGa}(\text{моль/мин}) + F_{TMI_n}(\text{моль/мин})$ ), расчет молярных потоков см. стр. 36 групп (рис.19.).

Кристаллографическое совершенство полученных образцов, контролировались методами рентгеновской дифрактометрии и методом фотолюминесценции. Так на рис.20 представлены зависимости интенсивности и полуширины спектра фотолюминесценции от соотношения V/III групп.

Для достижения высокого кристаллографического совершенства эпитаксиальных слоев, чрезвычайно важно совпадение периодов решеток сопрягаемых материалов. Рассогласование периодов решеток подложки InP и эпитаксиального слоя GaInAsP определялось методом рентгеновской дифрактометрии. Согласование можно считать удовлетворительным, если при комнатной температуре выполняется условие  $\Delta a/a \sim \leq \pm 10^{-3}$ .

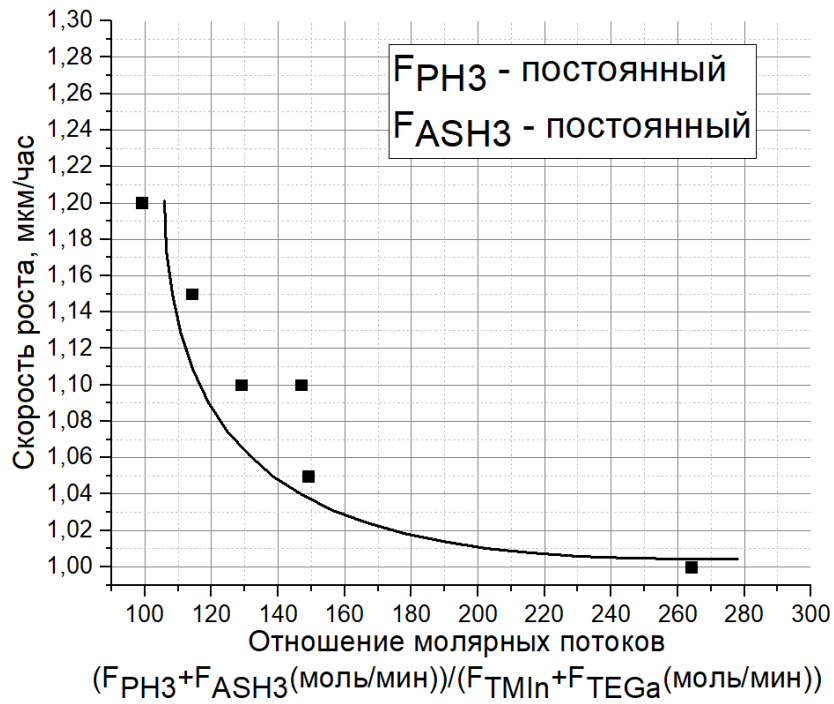
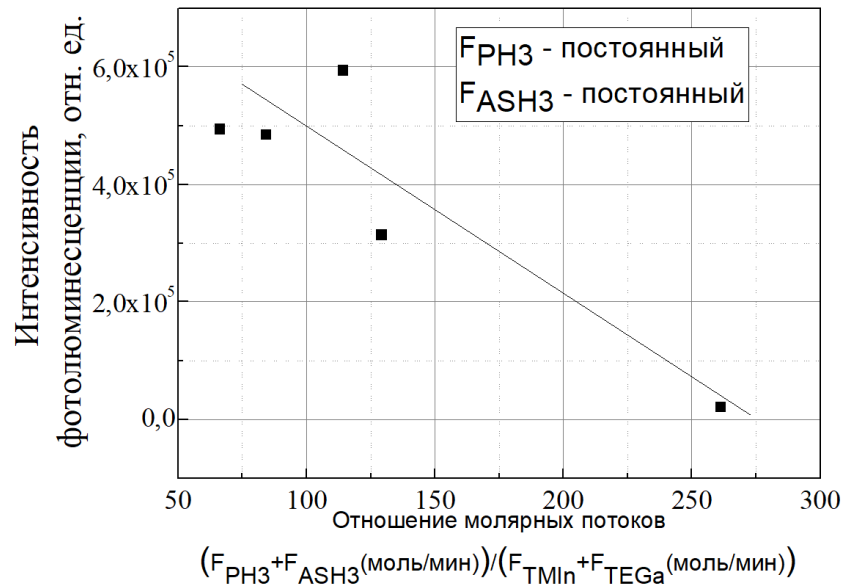


Рис.19. Зависимость скорости роста слоев  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  ( $E_g \sim 1.0-1.2$  эВ) от отношения молярных потоков элементов  $V = F_{ASH3}(\text{моль/мин}) + F_{RH3}(\text{моль/мин})$ ,  $III = F_{TEGa}(\text{моль/мин}) + F_{TMIn}(\text{моль/мин})$  групп.



а

б

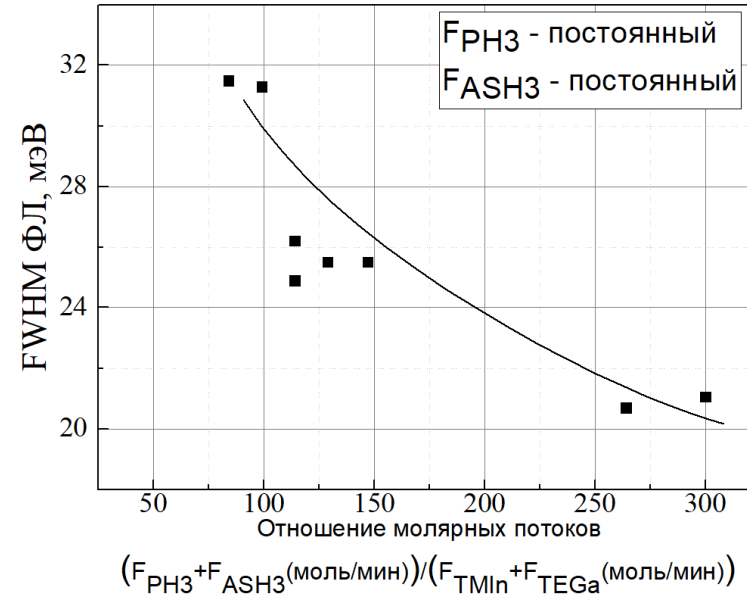


Рис.20. Зависимость интенсивности (а) и полуширины FWHM (б) фотолюминесценции (300 К) от отношения элементов  $V = F_{AsH_3}(\text{моль/мин}) + F_{PH_3}(\text{моль/мин})$ ,  $III = F_{TEGa}(\text{моль/мин}) + F_{TMIn}(\text{моль/мин})$  групп для твердых растворов  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.0-1.2$  эВ.

Из рис.21 видно, что с увеличением отношения V/III полуширина кривых качания(FWHM) и рассогласование уменьшается, что говорит об улучшении качества выращенных образцов. На рис.22 представлены графики зависимости интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) от рассогласования параметров кристаллической решетки InGaAsP от параметров кристаллической решетки InP. Из этих зависимостей видно, что лучшими получились образцы с параметрами кристаллической решетки большей, чем параметры кристаллической решетки подложки  $\Delta a/a \sim \pm 10^{-3}$ , т.е. слой был сжат.

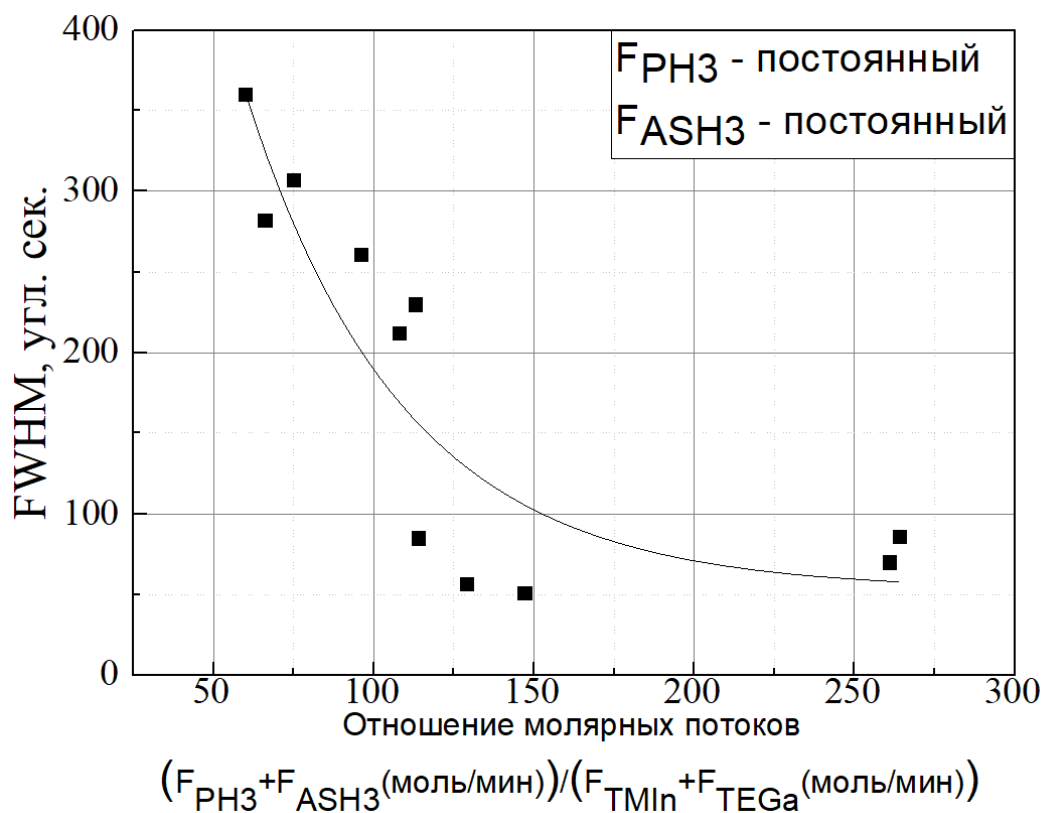


Рис.21. Зависимость полуширины пиков кривых качания от отношения элементов молярных потоков V/III групп для твердых растворов  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.0-1.20$  эВ.

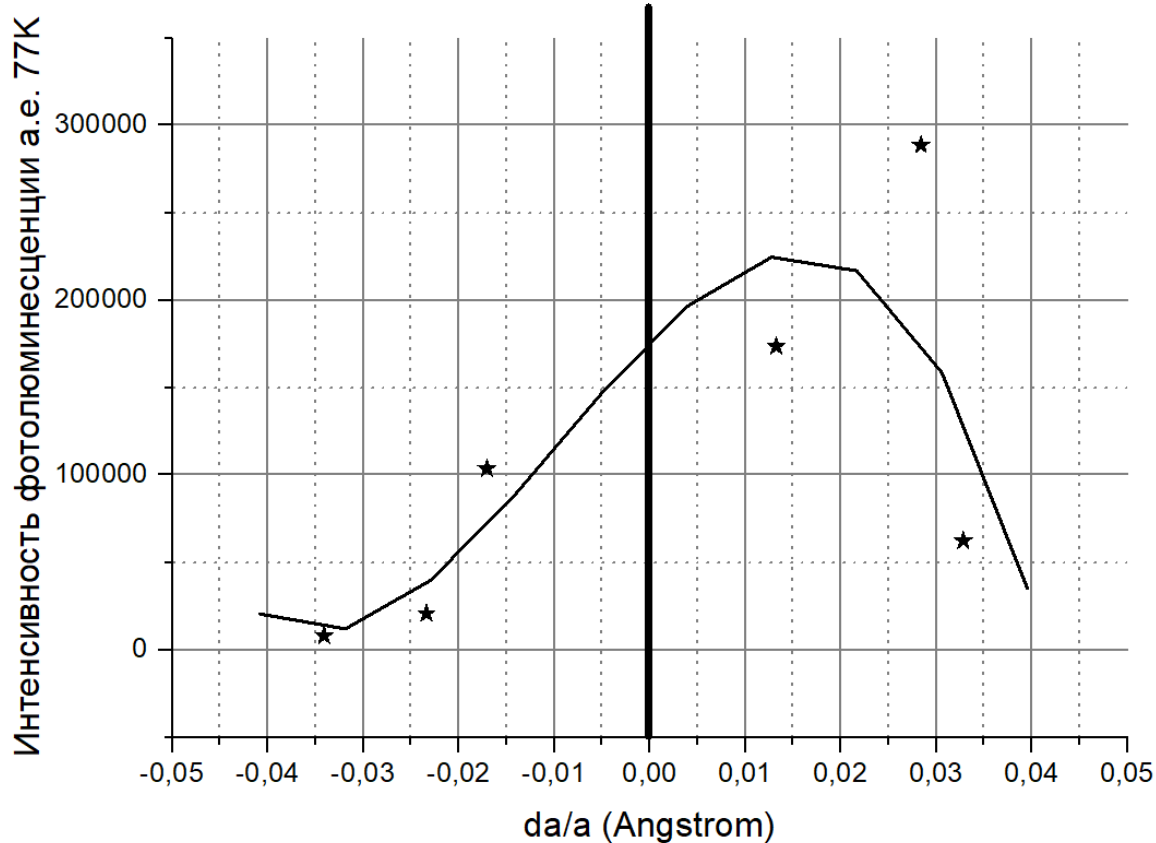
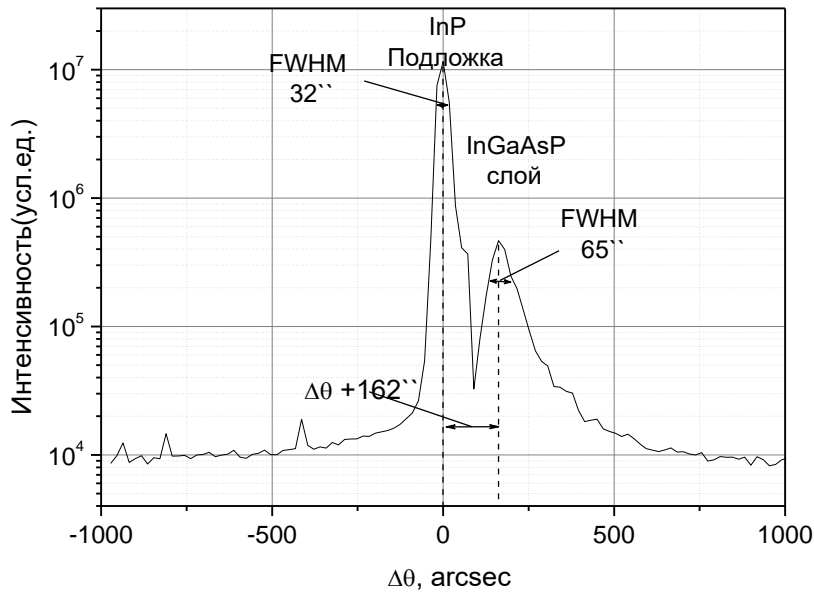


Рис.22. График зависимости интенсивности фотолюминесценции от рассогласования твердых растворов  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.0-1.20$  эВ.

Спектры рентгенодифракционного анализа и фотолюминесценции для лучшего образца  $\text{In}_{0,78}\text{Ga}_{0,22}\text{As}_{0,45}\text{P}_{0,55}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ представлены на рис.23а-б.



а



б

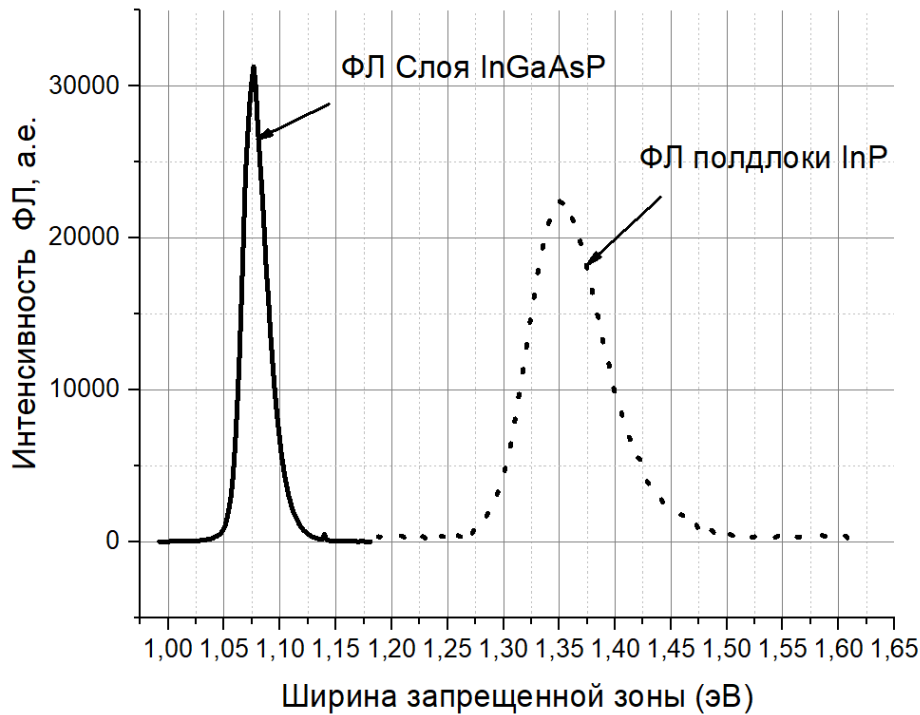


Рис.23. Кривая качания (а) и спектр фотолюминесценции ( $T=300$  К)  $In_{0,78}Ga_{0,22}As_{0,45}P_{0,55}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ.

На рис.23 представлены рентгено-дифракционная кривая качания (а) и спектр фотолюминесценции ( $T=300$  К)  $In_{0,78}Ga_{0,22}As_{0,45}P_{0,55}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ. Из рис.23.а рентгенодифракционной кривой качания видно, что рассогласования слоя и подложки составляет 162 угловые секунды ( $\Delta a/a \sim 7 \cdot 10^{-4}$ ) при этом FWHM слоя

составила 65 угл. сек.. Из спектра представленного на рис.23.б видно, что FWHM спектра фотолюминесценции слоя составила 28мэВ при максимуме спектра фотолюминесценции слоя 1,05эВ. Данные результаты свидетельствуют о высоком кристаллическом совершенстве.

При исследовании слоев  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  на поглощение было выяснено что максимальное поглощение происходит при ширине запрещенной зоны 1.11 эВ что хорошо видно из рис.24.

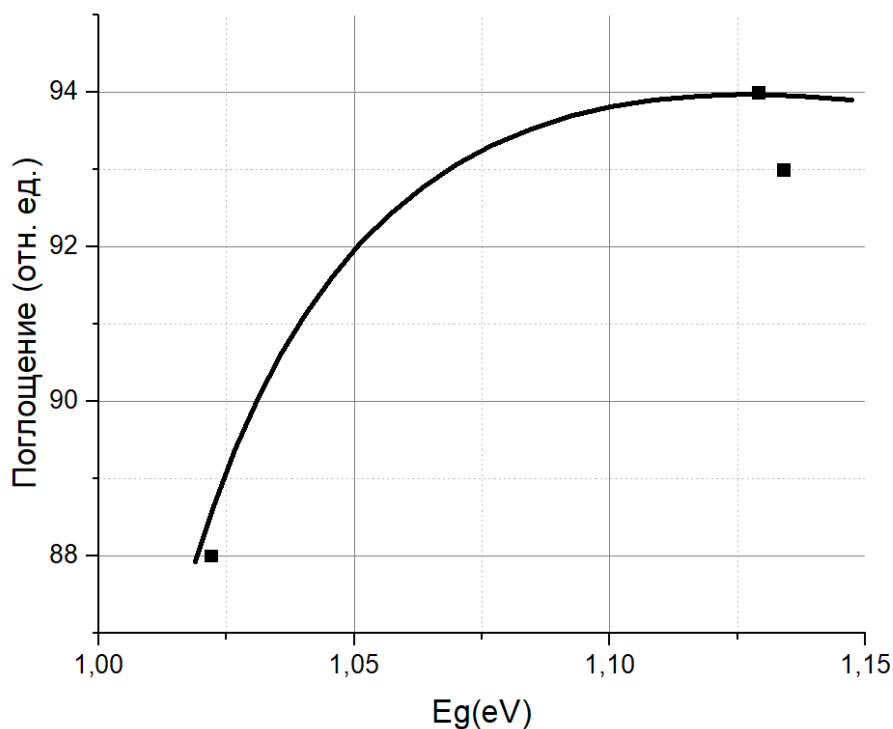


Рис.24. График зависимости поглощения твердого раствора  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  от ширины запрещенной зоны.

Оптимальные условия для осаждения твердых растворов **InGaAsP** с  **$E_g \sim 1.05$  эВ** соответствуют:

- соотношение молярных потоков элементов V/III – 300,
- поток РНЗ  $F_{\text{РНЗ}} - 2,232\text{E}^{-05}$  моль/мин,,
- поток водорода через источник с  $\text{TMIIn} - F_{\text{TMIIn}} - 2,564\text{E}^{-05}$  моль/мин,
- поток водорода через источник с  $\text{TEGa} F_{\text{TEGa}} - 3,064\text{E}^{-06}$  моль/мин,
- поток  $\text{AsH}_3 F_{\text{AsH}_3} - 1,696\text{E}^{-03}$  моль/мин.

Скорость роста -1.2 мкм/час.

Общее количество изготовленных образцов твердых растворов составляло более 50 штук.(рис.25.)

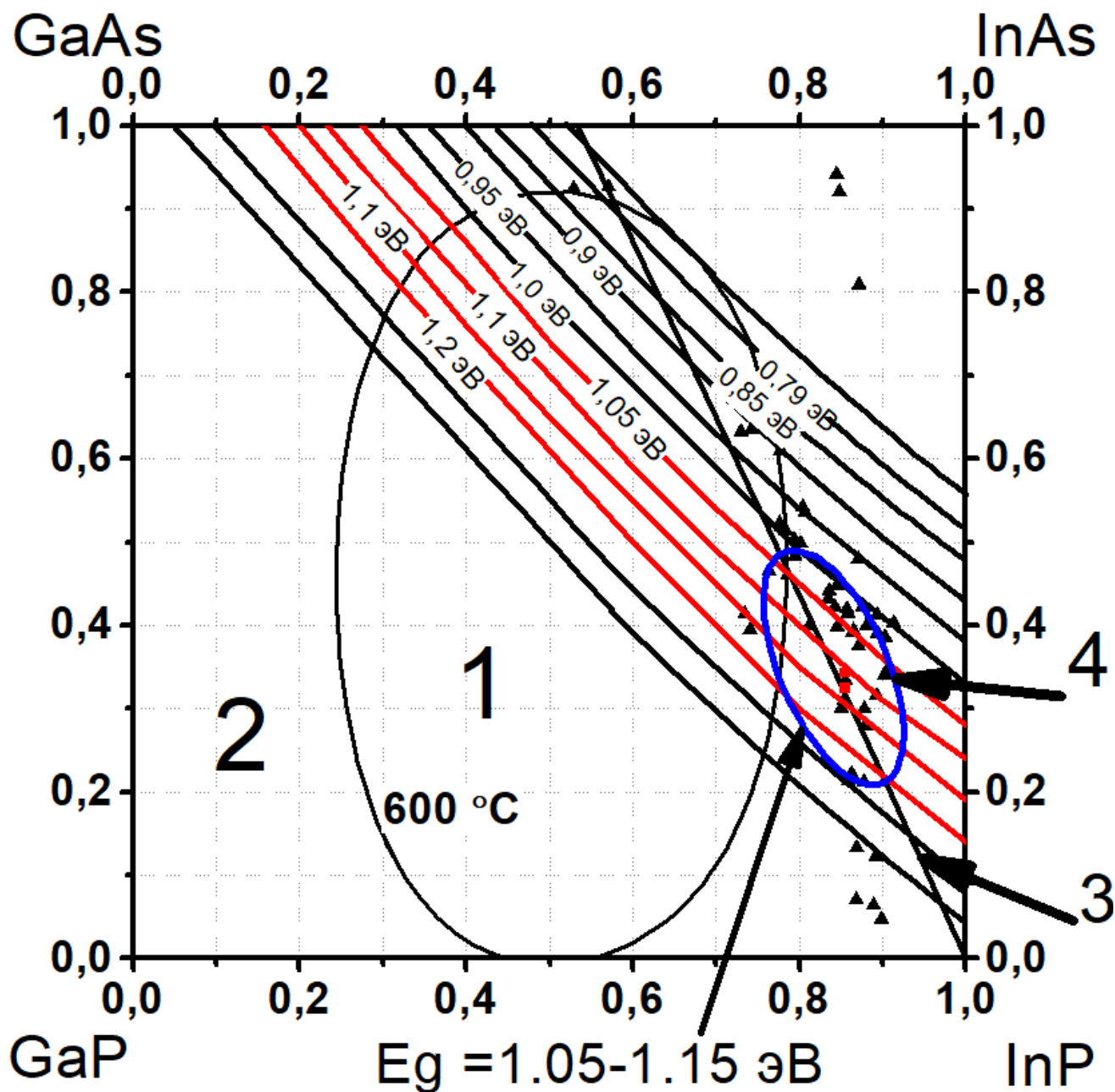


Рис.25. Диаграмма фазового распада для GaInAsP. Область 1 - область спиноподального распада; Область 2 – область стабильных твердых растворов; 3- подложка InP; 4- области технологических исследований.

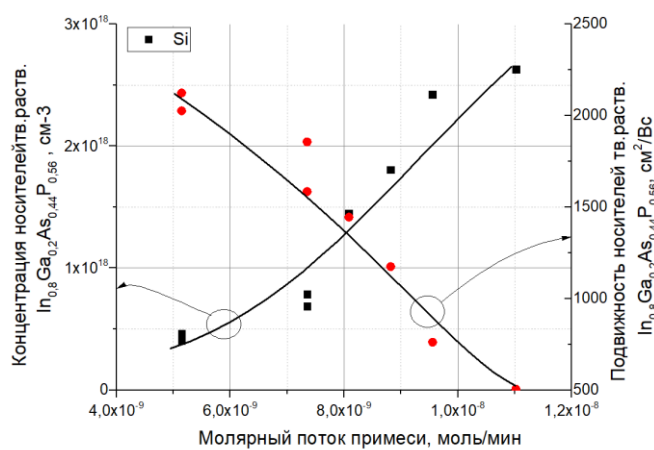
#### 4.2.2. Легирование твердых растворов InGaAsP с $E_g \sim 1.05$ эВ.

Исследование легирования твердых растворов  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ  $n$  и  $p$  типа проводимости.

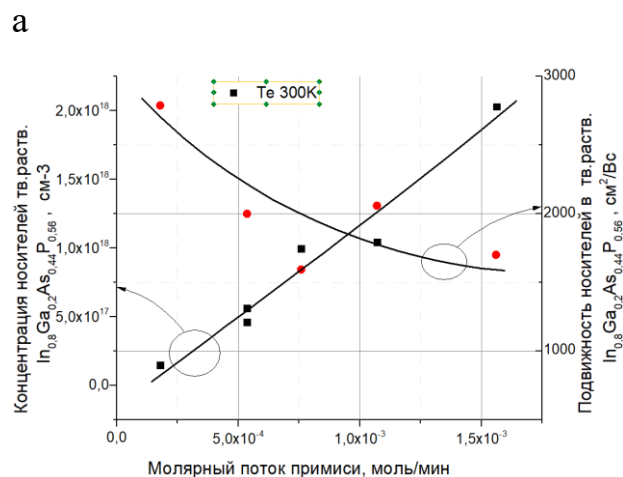
Основные параметры роста, такие как: температура в зоне роста, давление в реакторе и поток несущего газа были такими же как и в предыдущих опытах по росту слоев InGaAsP с  $E_g \sim 1.05$  эВ.

Источниками донорной легирующей примеси являлся диэтилтеллур (DETe) и силан ( $SiH_4$ ). Источником акцепторной примеси - диэтилцинк (DEZn). Поток DETe изменяли в диапазоне  $3.7 \cdot 10^{-9}$ - $1.11 \cdot 10^{-8}$  моль/мин, при этом концентрация электронов менялась в диапазоне от  $2 \cdot 10^{17}$  до  $2.7 \cdot 10^{18}$   $см^{-3}$ . Поток  $SiH_4$  изменяли в диапазоне  $1 \cdot 10^{-8}$ - $1.11 \cdot 10^{-6}$  моль/мин, при этом концентрация электронов менялась в диапазоне от  $1.75 \cdot 10^{17}$  до  $4.8 \cdot 10^{18}$   $см^{-3}$ . Поток DEZn изменяли в диапазоне  $6.4 \cdot 10^{-8}$ - $2.5 \cdot 10^{-6}$  моль/мин, при этом концентрация электронов менялась в диапазоне от  $3 \cdot 10^{17}$  до  $5 \cdot 10^{18}$   $см^{-3}$ .

Для определения концентрации и подвижности носителей, слои выращивались на полу изолирующих подложках и использовался метод Ван Дер Пау (рис. 26 - 29).



а



б

Рис.26. Зависимость концентрации электронов и подвижности носителей заряда от молярного потока легирующей примеси в газовой фазе: а) Si; б) Te в твердых растворах  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ

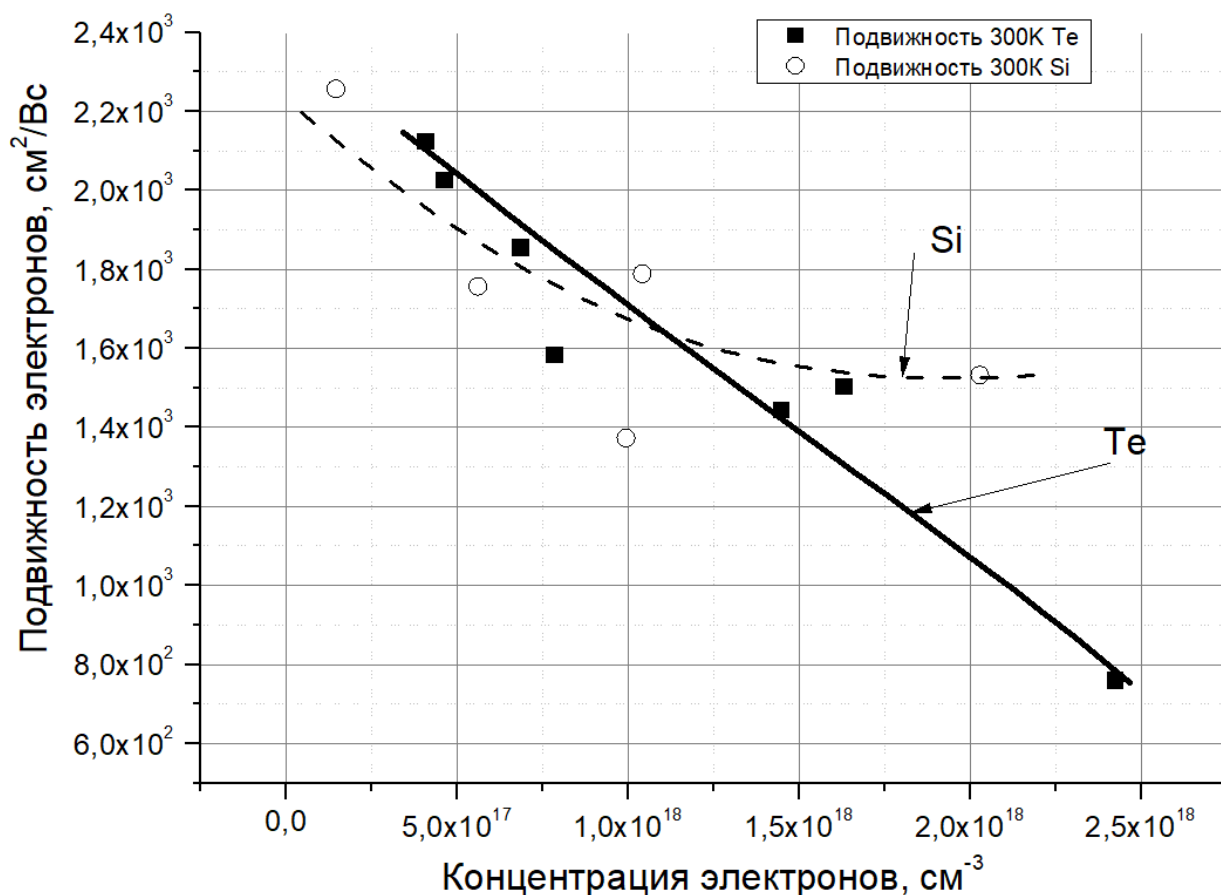
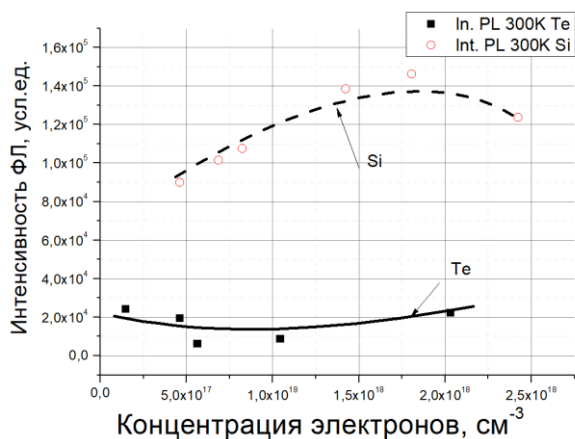
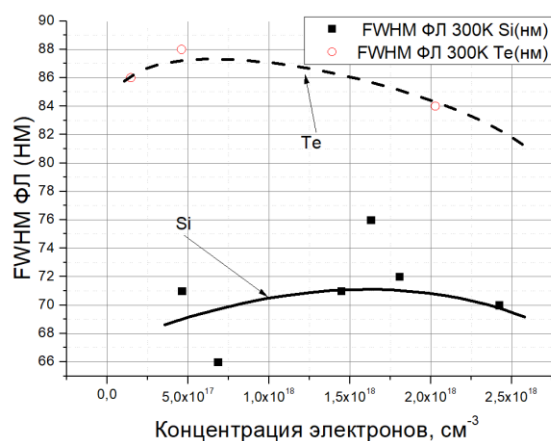


Рис.27. Зависимость подвижности носителей заряда от концентрации носителей заряда Si и Te в твердых растворах  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ



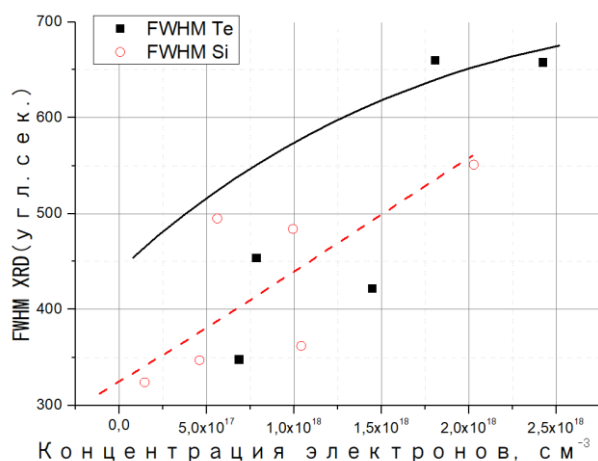
а



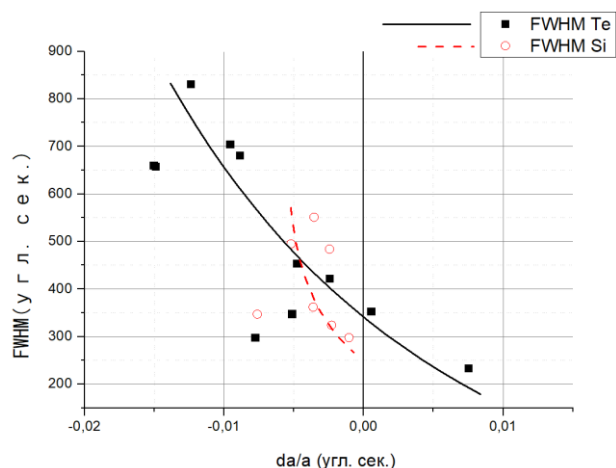
б

Рис.28. а) Зависимость интенсивности основного пика фотолюминесценции от концентрации; б) Зависимость полуширины основного пика фотолюминесценции от концентрации в твердых растворах  $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}_y\text{P}_{1-y}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ

Из зависимости полуширины пика кривой качания(рис.29(а-б)) от концентрации видно что с увеличением концентрации увеличивается и полуширина пиков.



а

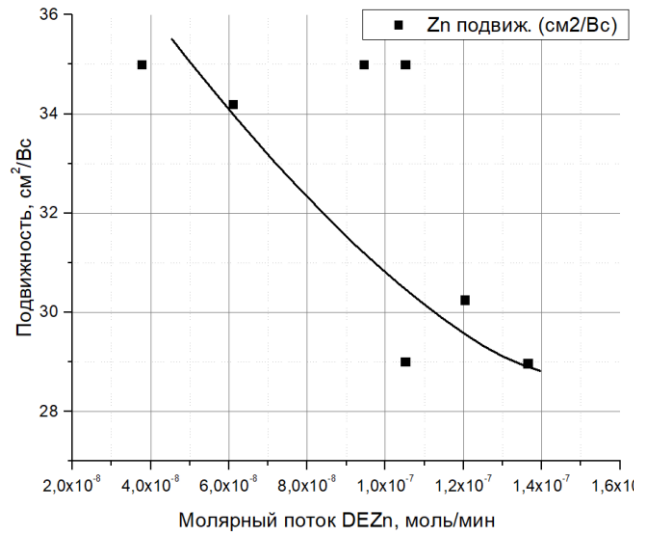
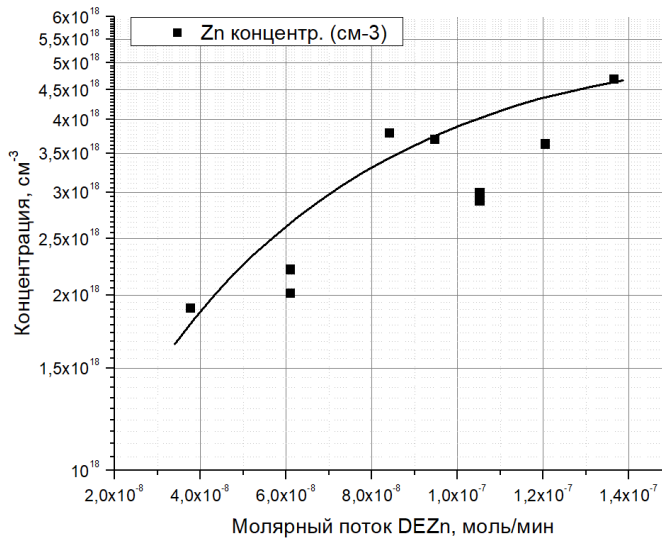


б

Рис.29. а) Зависимость полуширины пика кривой качания от концентрации SiH<sub>4</sub>, DETe; б) Зависимость полуширины кривой качания от рассогласования в твердых растворах In<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>As<sub>y</sub>P<sub>1-y</sub> с E<sub>g</sub>~1.05 эВ

По результатам исследований легирующей примесью n-типа был выбран Si т.к. данная легирующая примесь имеет при одинаковой концентрации меньшее значение ширины на полувысоте и большую интенсивность фотолюминесценции в сравнении с образцами легированными теллуром.

Легирование Zn-м для получения слоев p-типа(рис. 30- рис 32).



а

б

Рис.30. а) Зависимость концентрации электронов от молярного потока легирующей примеси(Zn) в газовой фазе; б) Зависимость подвижности носителей заряда от молярного потока(Zn) в твердых растворах InGaAsP с  $E_g \sim 1.05$  эВ.

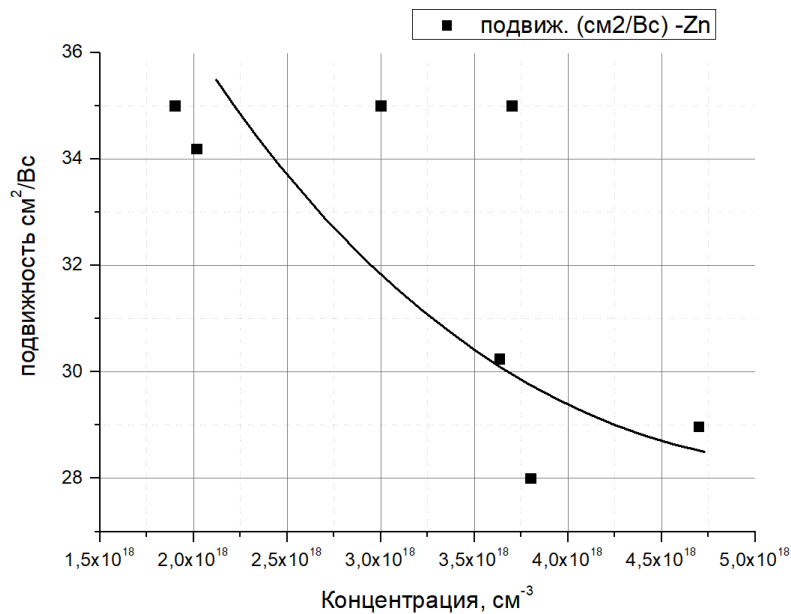
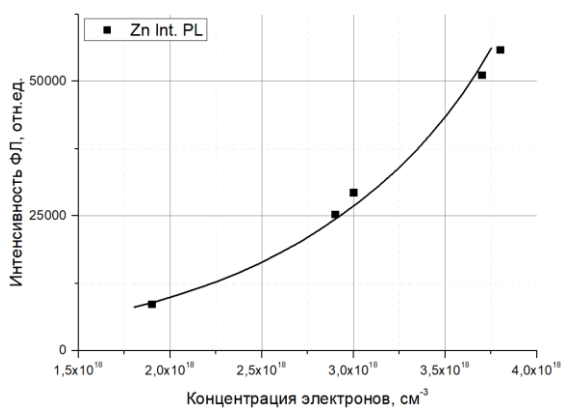
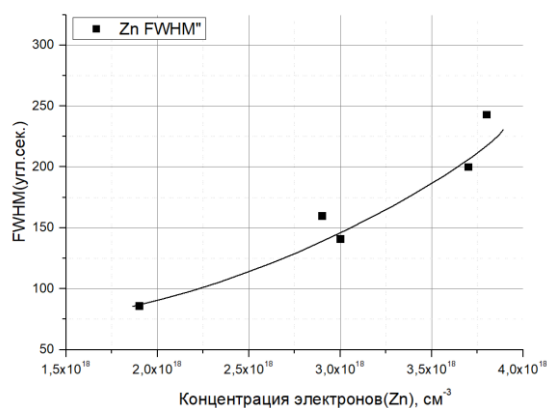


Рис.31. Зависимость подвижности носителей заряда от концентрации носителей заряда в твердых растворах InGaAsP с  $E_g \sim 1.05$  эВ



а



б

Рис.32. а) Зависимость интенсивности основного пика фотолюминесценции от концентрации Zn; б) Зависимость полуширины пика кривой качания от концентрации Zn в твердых растворах InGaAsP с  $E_g \sim 1.05$  эВ

Для лучшего образца поток DEZn в реактор составлял  $2,87 \cdot 10^{-7}$  моль/мин. Измерение концентрации носителей осуществлялось методом Холла. В итоге измерения при  $T = 300$  K концентрация носителей  $p = 1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>, а подвижность на уровне  $\mu = 28$  см<sup>2</sup>/(В\*сек). Измерения при  $T = 77$  K выявили концентрацию носителей  $p = 2 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>, а подвижность на уровне  $\mu = 29$  см<sup>2</sup>/(В\*сек).

При легировании Zn твердых растворов **InGaAsP** основные параметры роста такие как: температура подложки, давление в реакторе и поток несущего газа не менялись относительно экспериментов по росту нелегированных слоёв InP. Источник Zn – DEZn, его температура  $T_{DEZn} = 10$  °C, давление 1000 мбар.

Поток DEZn в реактор составлял  $2,87 \cdot 10^{-7}$  моль/мин. Измерение концентрации носителей осуществлялось по эффекту Холла шестизондовым методом. В итоге измерения при  $T = 300$  K выявили концентрацию носителей  $p = 2,1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>, а подвижность на уровне  $\mu = 1219$  см<sup>2</sup>/(В\*сек). Измерения при  $T = 77$  K выявили концентрацию носителей  $p = 2,5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>, а подвижность на уровне  $\mu = 1438$  см<sup>2</sup>/(В\*сек).

### Выводы:

Так в ходе работы при легировании InGaAsP SiH<sub>4</sub> и DETe были получены

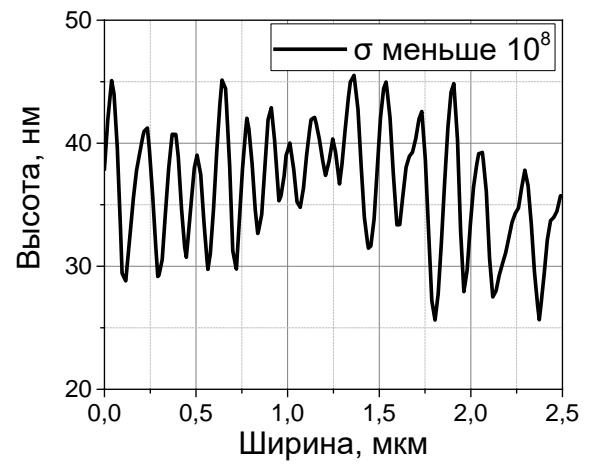
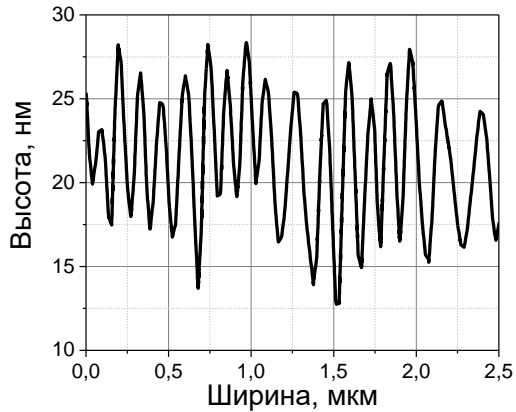
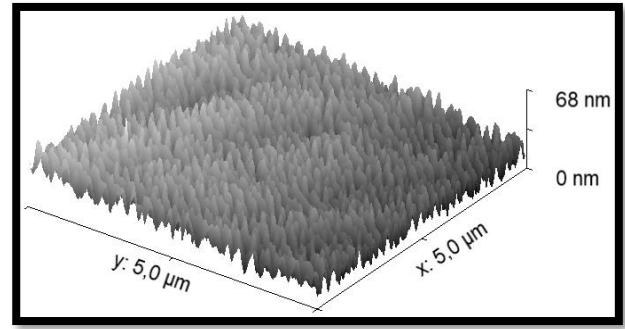
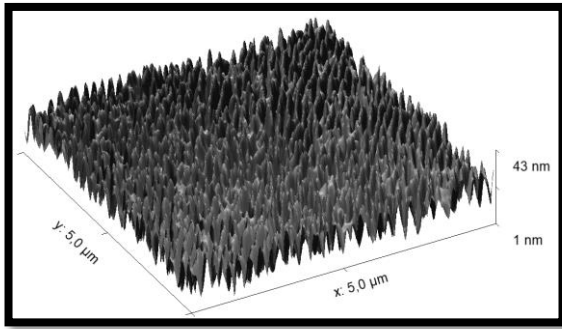


концентрации от  $5 \cdot 10^{17}$  до  $1 \cdot 10^{18}$  а при легировании DEZn были получены концентрации от  $1 \cdot 10^{17}$  до  $5 \cdot 10^{18}$ .

### **4.3. Исследования спинодального распада в твердых растворах InGaAsP с $E_g \sim 1.05$ .**

При исследовании твердых растворов с составами вблизи области спинодального распада, необходимо учитывать, что возрастает вероятность образования фаз с непрерывно меняющимся составом. Однако известно, что управление степенью рассогласования параметров решетки твердого раствора и характером релаксации механических напряжений в гетероструктуре можно избежать спинодального распада твердого раствора [37].

Известно [38-39], что в слоях напряжения могут частично релаксировать путем образования рельефа на поверхности. Для исследования этого эффекта проводился анализ морфологии поверхности слоев в атомно-силовом микроскопе(рис.33).



Толщина  $d=50$  нм,  $\sigma$  меньше  $10^8$

Толщина  $d=200$  нм,  $\sigma$  меньше  $10^8$

Рис.33. Объёмное изображение поверхности слоев и профилей сечения полученное методом атомно-силовой микроскопии (АСМС –  $5 \mu\text{м} \times 5 \mu\text{м}$ ;  $\sigma$  — напряжения  $\text{дуп}\cdot\text{см}^{-1}$ )

Выяснено что в диапазоне толщин слоев от 50 до 200 нм с ростом толщины наблюдается формирование рельефа, но увеличивается интенсивность фотолюминесценции и уменьшается ширина пика на полувысоте (рис.34).

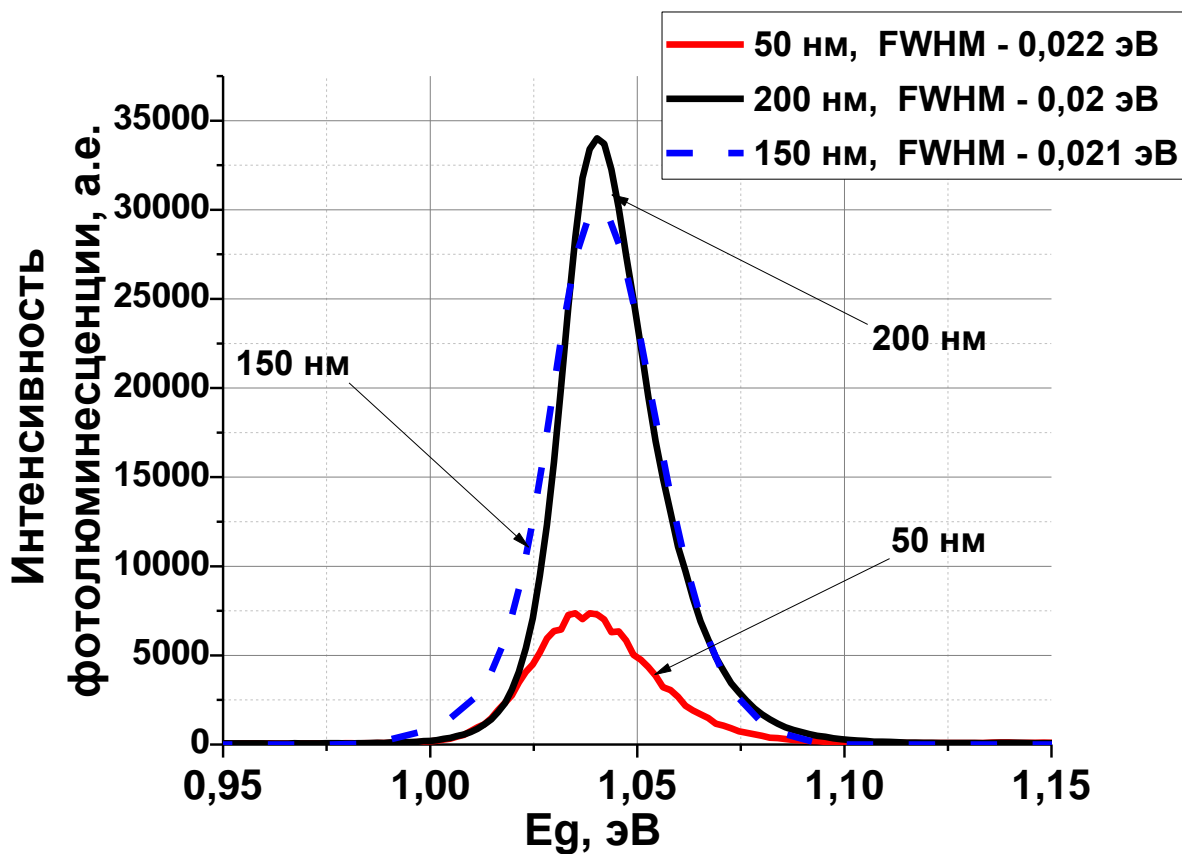
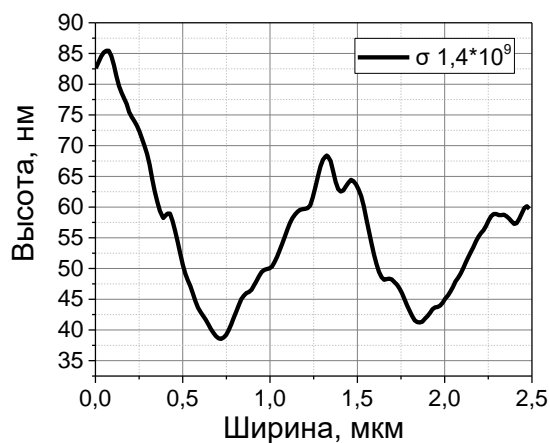
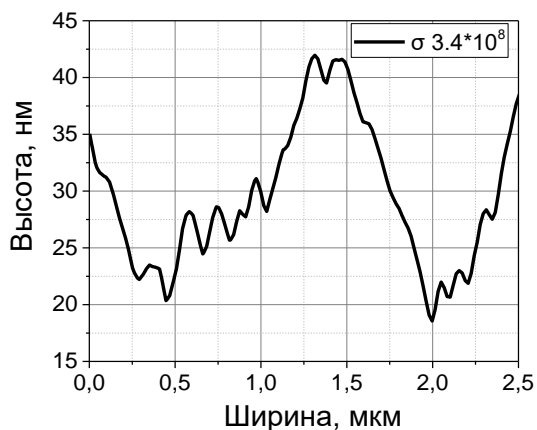
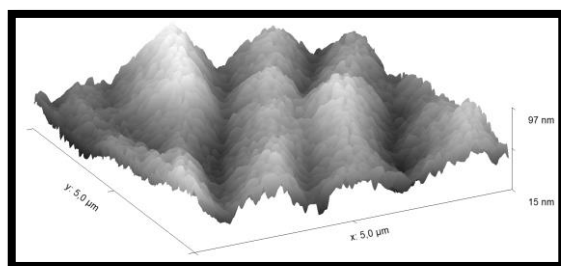
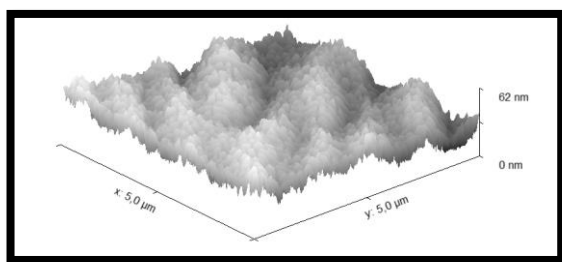


Рис.34. Спектры фотолюминесценции слоев  $\text{In}_{0,78}\text{Ga}_{0,22}\text{As}_{0,45}\text{P}_{0,55}$  ( $E_g$ - 1.05 эВ) с толщиной 50-200 нм.

Однако толщина активной области в 200 нм недостаточна для фотоэлектрических преобразователей лазерного излучения т.к. по закону Бугера-Ламберта-Бера должна составлять более 1.5 мкм.

В слоях с толщиной  $\geq 200$  nm наблюдается усиление рельефа поверхности(рис.35).



d-500 нм, S – 5 мкм x 5 мкм

d-1000 нм, S – 5 мкм x 5 мкм

Рис.36. Объёмное изображение поверхности слоев  $\text{In}_{0,78}\text{Ga}_{0,22}\text{As}_{0,45}\text{P}_{0,55}$  (Eg- 1.05 эВ) и профилей сечения полученное методом атомно-силовой микроскопии(АСМ)

Анализ профиля рельефа позволил оценить напряжения в материале, снятых путем образования этого рельефа по соотношению [40]:  
Оценка напряжений

$$\sigma = 2Gh^2/L_dL_0 \quad (4.3)$$

где  $\sigma$  — напряжения,  $G$  — модуль сдвига,  $h$  — высота гребня,  $L_d$  — расстояние между гребнями,  $L_0$  — ширина у основания гребня(рис.36).

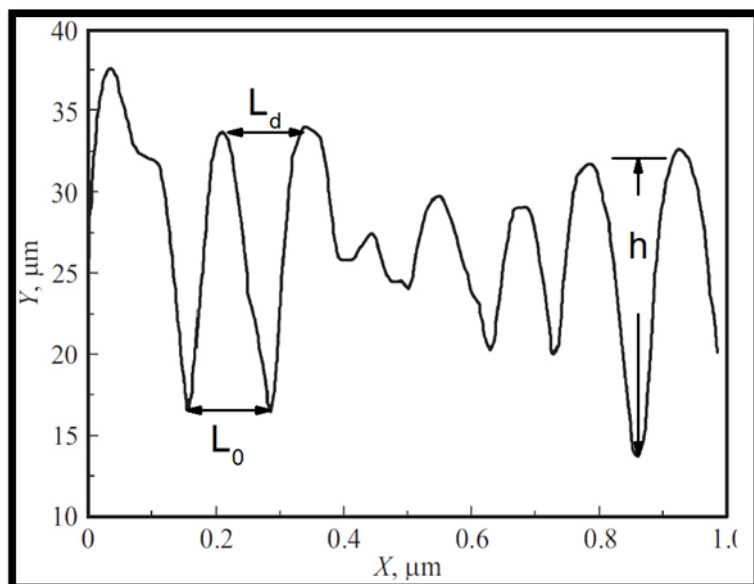


Рис.36. Оценка напряжений,  $h$  — высота гребня,  $L_d$  — расстояние между гребнями,  $L_0$  — ширина у основания гребня.

Среднее значение модуля сдвига определялось из справочных данных сайта ФТИ,  $G_{\text{mean}} \sim 2.8 \cdot 10^{11} \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$  из следующих значений модулей сдвига:  $G_{\text{GaAs}} = 3.28 \cdot 10^{11} \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$ ;  $G_{\text{GaP}} = 3.92 \cdot 10^{11} \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$ ;  $G_{\text{InP}} = 2.25 \cdot 10^{11} \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$ ;  $G_{\text{InAs}} = 1.9 \cdot 10^{11} \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$ . Оценки напряжений, сброшенных за счет образования рельефа приведены в таблице II. Максимальные напряжения  $1.4 \cdot 10^9 \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$  были на слоях толщиной 1000 nm за счет образования хорошо развитого упорядоченного рельефа рис.36b. Этот результат подтверждается также данными спектроскопии анизотропного отражения. Значения напряжений, за счет образования рельефа, уменьшаются по мере увеличения гребней рельефа и нарушения его упорядоченности. При толщине 200 nm из-за неупорядоченного рельефа оценки дают, очень приближенную, величину напряжений меньше  $10^8 \text{ dyn} \cdot \text{cm}^{-2}$  что подтверждается исследованиями Ипатовой(стр. 27).

Релаксация напряжений может происходить при увеличении рельефа(табл.2), падает интенсивность фотолюминесценции, увеличивается ширина на полувысоте и происходит сдвиг пика спектра фотолюминесценции(рис.37).

Табл. 2. Крупный рельеф

№	d, нм	h, нм	$L_o$ , мкм	$L_d$ , мкм	$\sigma$ , дин. см <sup>-2</sup>	Состав( $E_g$ (эВ))
I300	1000	45	0.85	0.9	$1.4 \times 10^9$	1.048
I299	500	31	1.2	1.3	$3.6 \times 10^8$	1.039
I298	200	7			Меньше $10^8$	1.042
I297	50	5			Меньше $10^8$	1.038

где  $\sigma$ -напряжения,  $h$  – высота гребня,  $L_d$  – расстояние между гребнями,  $L_o$ - ширина у основания гребня,  $d$  – толщина образца.

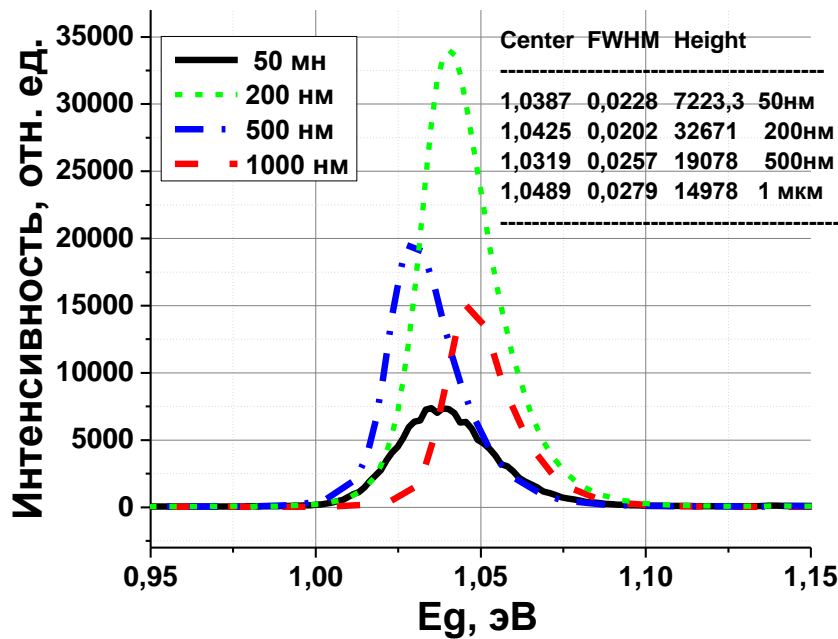


Рис.37. Спектры фотолуминесценции слоев  $In_{0,78}Ga_{0,22}As_{0,45}P_{0,55}$  ( $E_g$ - 1.05 эВ) с толщиной 50-1000нм.

При этом во всем диапазоне исследуемых толщин спинодального распада не наблюдается, что подтверждается кривыми качания полученные методом рентгеновской дифрактометрии(рис.38) и спектроскопии анизотропного отражения [41], которая позволяет анализировать величины напряжения в приповерхностной области кристалла и состава выращиваемых слоев.

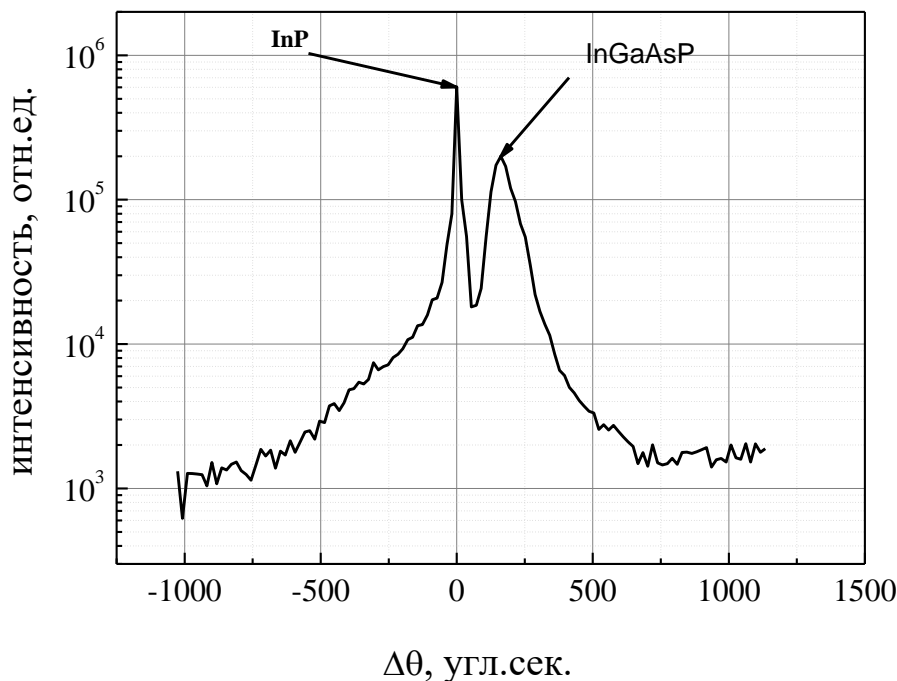


Рис.38. Кривая качания слоя  $\text{In}_{0,78}\text{Ga}_{0,22}\text{As}_{0,45}\text{P}_{0,55}$  ( $E_g$ - 1.05 эВ) с толщиной 1000нм. полученная методом рентгеновской дифрактометрии InGaAsP с толщиной 50-1000нм.

В спектрах, показанных на рис.39 проявляются узкие спектральные особенности. Для их интерпретации, показаны спектры легированных образцов поверхностей (001) GaAs и InAs. Черными стрелками показаны линии оптических переходов твердого раствора (табличные данные). Можно утверждать, что в спектрах твердых растворов наблюдается особенность в области энергий  $E_1-E_1+\delta_1$  твердого раствора. Это означает присутствие в пленке твердого раствора заданного состава. В спектре InP присутствует особенность  $E_1-E_1+\delta_1$  InP (3.12-3.27 eV). В спектрах твердых растворов также есть аналогичная особенность, смещенная на 3.27 eV.

Особенностей, имеющихся в спектре GaAs, связанных с переходами  $E_1+\delta_1$  не обнаружено. Особенностей, имеющихся в спектре InAs, связанных с переходами  $E_1+\delta_1$ , вероятно, также нет. Это свидетельствует об отсутствии кристаллитов GaAs и InAs в выращенной пленке твердого раствора.

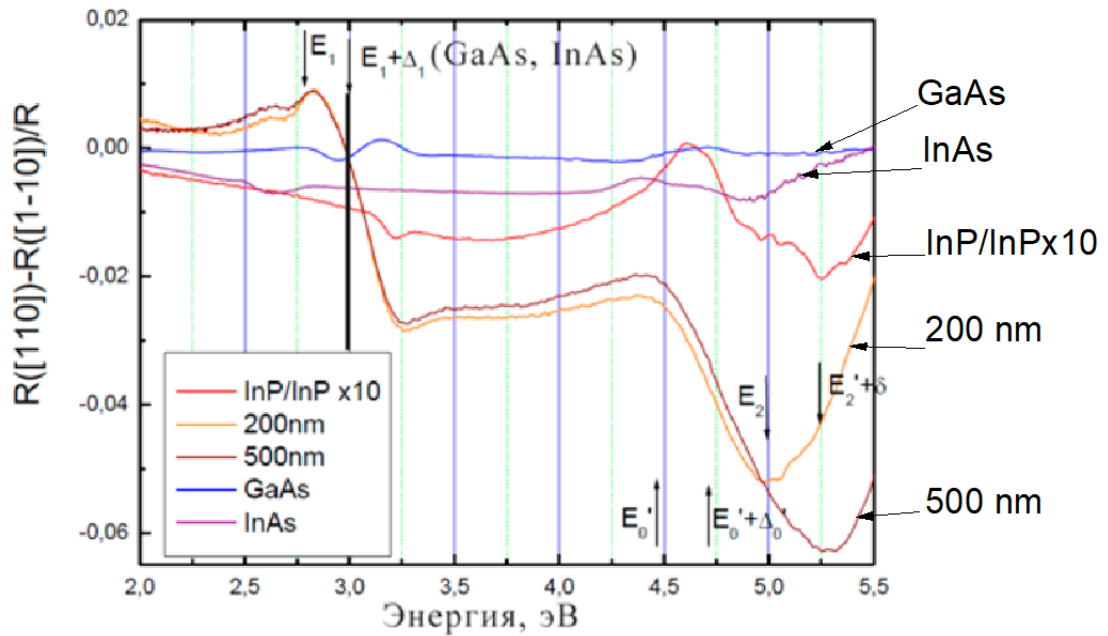


Рис.39. Спектры анизотропного отражения слоев твердых растворов  $\text{In}_{0,80}\text{Ga}_{0,20}\text{As}_{0,44}\text{P}_{0,56}$  с  $E_g \sim 1.0$  эВ.

На основе проведенных исследований наиболее качественными получаются слои в диапазоне толщин 150-200 нм. Поэтому для создания области поглощения ФЭПМЛИ было предложено использовать составную активную область с чередованием слоев  $\text{InGaAsP}$  толщиной 200 нм и  $\text{InP}$  толщиной менее 20 нм (рис.40), как ранее предполагалось у Ипатовой [26] (стр 32).

Были выращены и исследованы структуры. Данный способ позволяет выращивать активную область с толщиной более 1 мкм без ухудшения его качества, о чем говорит: увеличение интенсивности фотолюминесценции, уменьшение полуширины (рис.41). Получен (Патент RU(11) 178900(13)U1)



InGaAsP, 200 нм
InP, ≤20 нм
InGaAsP, 200 нм
InP, ≤20 нм
InGaAsP, 200 нм
InP, ≤20 нм
InGaAsP, 200 нм
InP, ≤20 нм
InGaAsP, 200 нм
Буфер InP:Si $1 \cdot 10^{18}$ п – типа, 500 нм
Подложка InP:Sn $1-3 \cdot 10^{18}$ п -типа 400 мкм

Рис.40. Общий вид полупроводниковой гетероструктуры

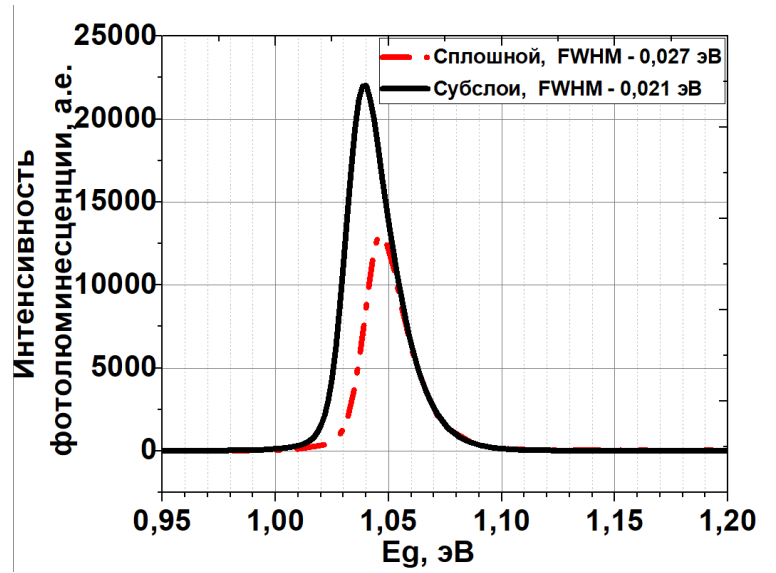


Рис.41. Спектры фотолюминесценции структуры без субслоев и с субслоями

## Выводы к главе 4:

1) Исходя из результатов наиболее оптимальными условиями роста слоёв твердых растворов  $\text{In}_{0,80}\text{Ga}_{0,20}\text{As}_{0,44}\text{P}_{0,56}$  с  $E_g \sim 1.05$  эВ являются:  $T_p = 600$  °C, давление в реакторе  $P = 100$  мбар, несущий газ – водород ( $\text{H}_2$ ), его полный поток составляет  $F_c = 5$  л/мин. Отношение молярных потоков элементов V/III – 300,

- поток РНЗ -  $F_{\text{РНЗ}} = 2,232 \cdot 10^{-5}$  моль/мин,,

- поток водорода через источник с ТМIn -  $F_{\text{ТМIn}} = 2,564 \cdot 10^{-5}$  моль/мин,

- поток водорода через источник с ТЕGa -  $F_{\text{ТЕGa}} = 3,064 \cdot 10^{-6}$  моль/мин,

- поток  $\text{AsH}_3$   $F_{\text{AsH}_3} = 1,696 \cdot 10^{-3}$  моль/мин.

Скорость роста - 1.5 мкм/час.

2) Показано, что при образовании рельефа на поверхности уменьшается вероятность спинодального распада твёрдого раствора;

3) Выяснено, что при образовании рельефа в слоях толщиной 150-200 нм происходит снятие напряжений, о чем свидетельствует уменьшение ширины спектров фотолюминесценции на полувывоте и рост интенсивности. Увеличение толщины слоев свыше 200 нм усиливает рельеф и неоднородность состава твердого раствора, падает интенсивность и увеличивается ширина спектра фотолюминесценции на полувывоте;

4) Показано, что последовательное выращивание слоев твердых растворов  $\text{InGaAsP}$  толщиной 150 -200 нм и  $\text{InP}$  толщиной 20 нм обеспечивает релаксацию напряжений и позволяет обеспечить толщину области поглощения более 1 мкм без ухудшения качества

## Глава 5. Технология изготовления ФЭПМЛИ.

В главе пять изложена технология изготовления ФЭПМЛИ с вводом излучения со стороны подложки.

Разрабатывались ФЭПМЛИ с вводом излучения со стороны подложки. Их создание становится возможным благодаря тому, что ширина запрещенной зоны InP ( $E_g \sim 1.34$  эВ при  $T=300\text{K}$ ) превосходит требуемую  $E_g \sim 1.05$  эВ для получения р-п-перехода в GaInAsP, и подложка прозрачна для излучения лазера на длине волны  $\lambda = 1.064$  мкм.

На подложку осаждался буферный слой n-InP толщиной  $d \sim 0.5-1.0$  мкм, который характеризовался большим кристаллическим совершенством по сравнению с подложкой n-InP:O (100), разориентированные на 3 градуса в направлении (111)А что подтверждено ранее проведенными исследованиями(стр.20).

Режимы изготовления гетероструктуры были определены исследованиями в главе 4:

$T_p = 600$  °С, давление в реакторе  $P = 100$  мбар, несущий газ – водород ( $\text{H}_2$ ), его полный поток составляет  $F_c = 5$  л/мин.

Отношение молярных потоков элементов V/III – 300,

- поток РНЗ  $F_{\text{РНЗ}} - 2,232\text{E}^{-05}$  моль/мин,
- поток водорода через источник с ТМIn -  $F_{\text{ТМIn}} - 2,564\text{E}^{-05}$  моль/мин,
- поток водорода через источник с ТЕGa  $F_{\text{ТЕGa}} - 3,064\text{E}^{-06}$  моль/мин,
- поток AsH<sub>3</sub>  $F_{\text{AsH}_3} - 1,696\text{E}^{-03}$  моль/мин.

Скорость роста -1.5 мкм/час.

За счет того, что в таких «инверсных» структурах фронтальный контакт наносится на подложку, а не на тонкие слои эмиттера, как в случае «традиционных» ФЭПМЛИ с засветкой со стороны твердого раствора, технологически упрощается формирование фронтальной контактной сетки. Более того, при достаточной проводимости подложки с  $n- 1 \cdot 10^{18}$  низкое сопротивление дает возможность обойтись без контактной сетки на светопринимающей поверхности. В этом случае

уменьшаются потери на затенение в ФЭПМЛИ, а также потери в самой контактной сетке, которые являются доминирующим видом омических потерь в преобразователях большого размера.

Источниками донорной легирующей примеси служили DETe (данные измерений вторичной ионной масс-спектрометрии представлены на рис.42) или SiH<sub>4</sub>. Использование SiH<sub>4</sub> предпочтительнее, т.к. при легировании теллуром происходит размытие профиля легирования что подтверждено данными ВИМС(рис.42).

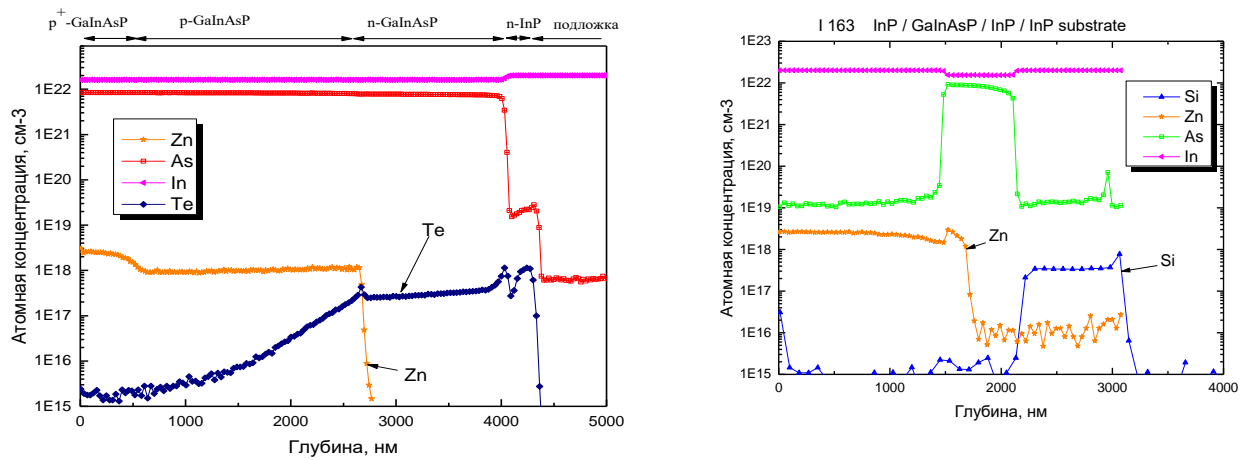


Рис.42. Данные измерений ВИМС для структуры ФЭПМЛИ.

Исходя из закона Бугера Ламбера Бера общая толщина этой области(слоя) определяется по формуле Бугера-Ламберта[79][31] и при коэффициенте межзонного поглощения (2-5)  $10^4$ , для поглощения 99%, составит 3,5 мкм.

$$I = I_0 \cdot e^{-k_\lambda h} \quad (5.1)$$

где  $k$ - коэффициент поглощения,  $I$  – свет прошедший через пластину,  $I_0$  – интенсивность входящего пучка,  $h$  – толщина образца.

Из графика(рис.43) зависимости спектральной чувствительности от отношения толщин n и p слоев следует, что условиям максимальной спектральной чувствительности отвечает  $n/p = 1.5$ . При оптимальной толщине поглощения

рассчитанной из закона Бугера Ламберта Бера следует что: толщина  $n$  слоя 1500 нм,  $p$  слоя 2000 нм.

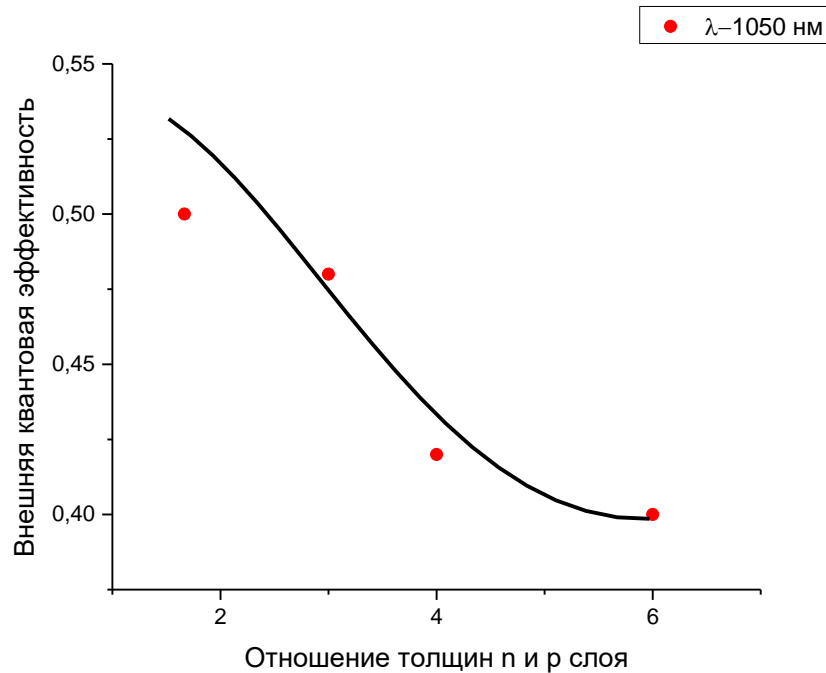


Рис.43. график зависимости спектральной чувствительности ФЭПМЛИ от отношения толщин  $n$  и  $p$  слоя.

Влияние уровня легирования эмиттера на величину спектральной чувствительности ФЭПМЛИ площадью  $3.5 \times 3.5 \text{ мм}^2$  показано на рис.44. Результаты приведены для структур с толщиной  $n\text{-GaInAsP}$   $d \sim 1.5 \text{ мкм}$ , концентраций  $n_1 = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  и  $n_2 = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  и антиотражающего покрытия (АОП) на основе  $\text{ZnS/MgF}_2$ .

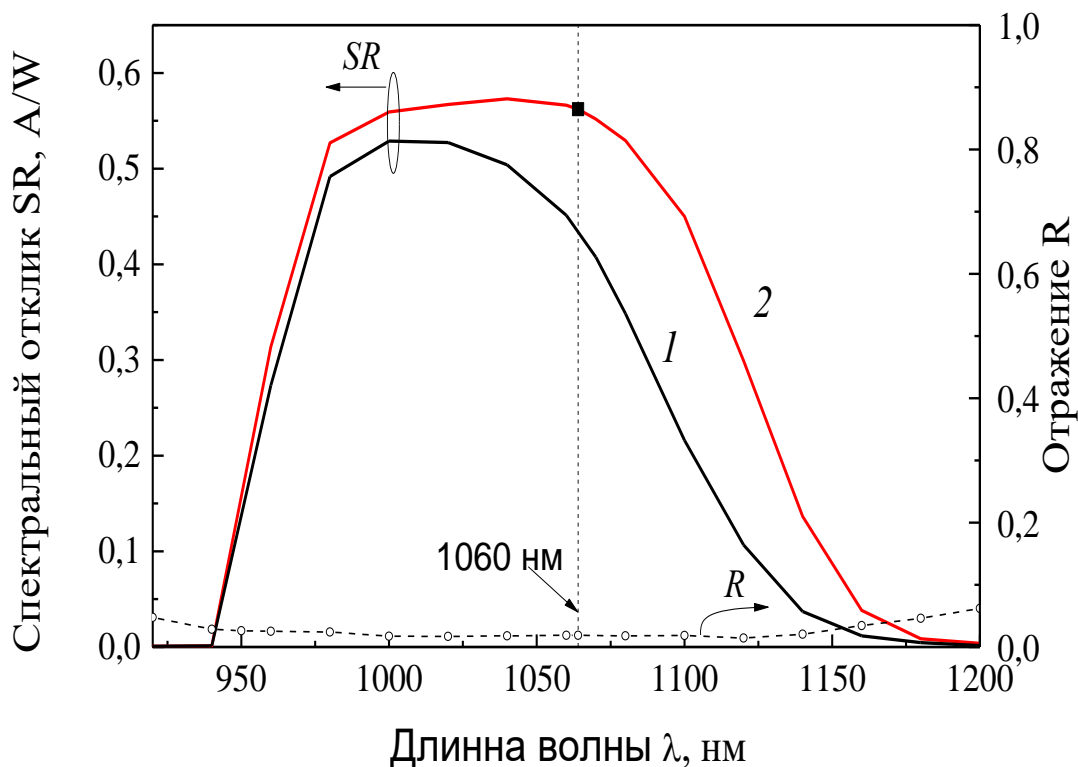


Рис.44. Спектральная чувствительность ФЭПМЛИ при различном уровне легирования  $n$ -GaInAsP: 1 –  $\cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , 2 –  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

Концентрация  $p$  области выбрана  $p=1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ .

Для тестирования под излучением лазера с  $\lambda=1064 \text{ нм}$  были напаяны проволочные дорожки и электрические выводы к внешней цепи. Для монтажа освещаемой поверхности применялись медные проволочные контакты, припаиваемые к токосборным шинам ФЭПМЛИ (рис.45). Преобразователь устанавливался на печатную плату - основание из алюминия с диэлектриком и медной фольгой, покрытой припоем(рис 45).

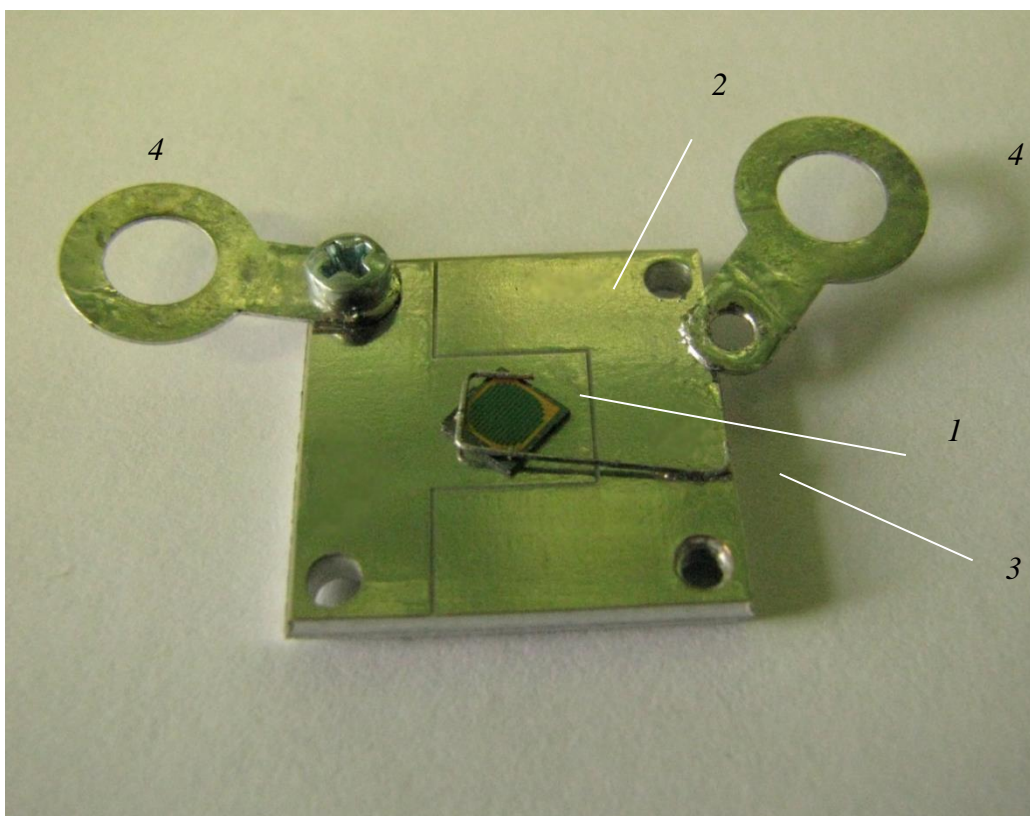
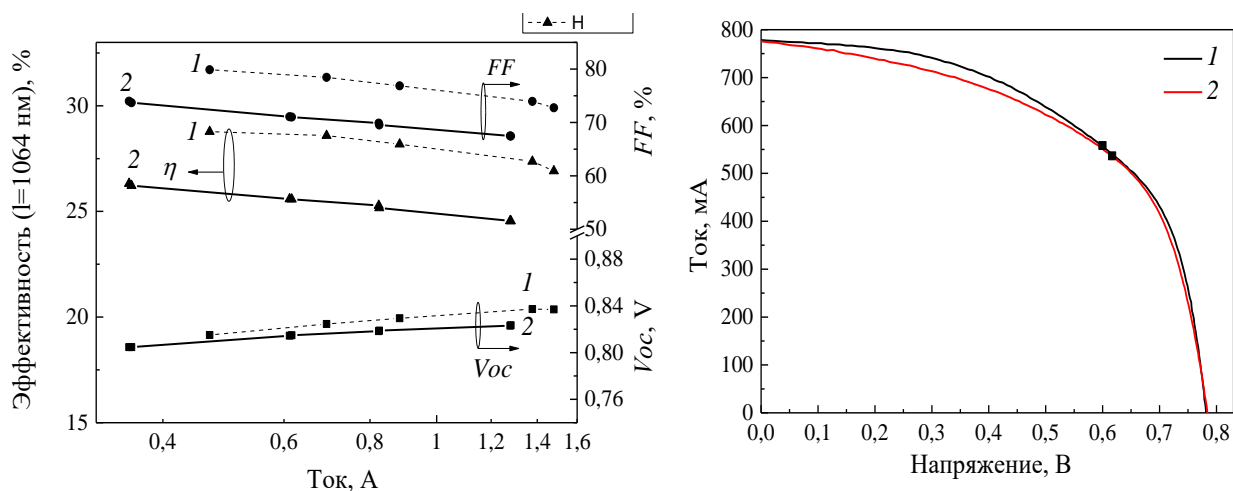


Рис.45. Макет ФЭПМЛИ в сборке для тестирования под излучением лазера: 1 – ФЭП, 2 – алюминиевое основание с диэлектрической и медной пленкой, 3 – медный проводник, 4 – электрические выводы.

Использовалась паяльная паста на основе сплава PbSnAg с температурой плавления 180 °С (рис.46, а).



а

б

Рис.46. Характеристика ФЭПМЛИ до монтажа (1) и после (2) пайки

Пайка образцов не приводила к ухудшению напряжения холостого хода  $V_{OC}$ , но сопровождалась падением  $FF$ . Характеристики фотоэлектрического преобразователя (рис.47) на основе GaInAsP/InP площадью  $3.5 \times 3.5 \text{ мм}^2$  представлены на рис.48. При мощности лазера  $10 \text{ Вт/см}^2$  обеспечивается монохроматический КПД 34.5%.

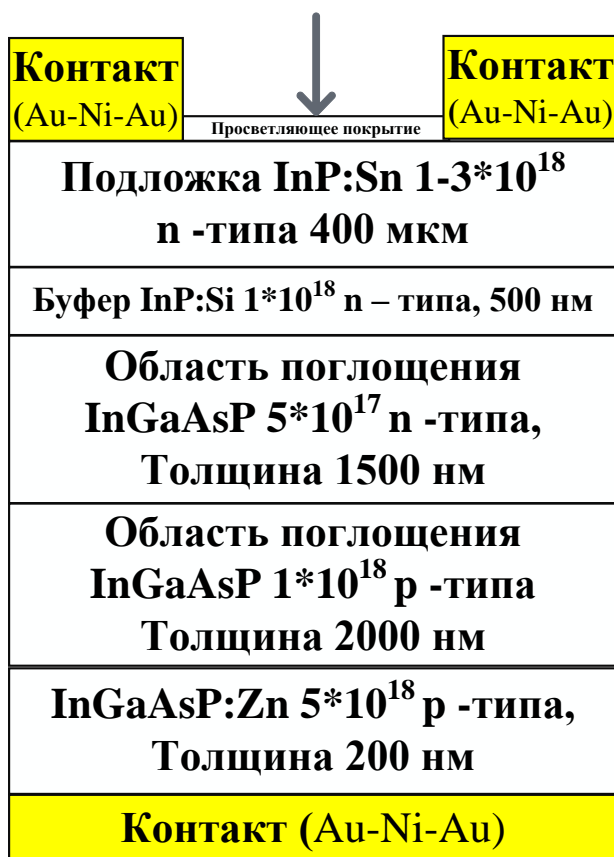


Рис.47. Структура ФЭПМЛИ на основе  $\text{In}_{0,78}\text{Ga}_{0,22}\text{As}_{0,45}\text{P}_{0,55}$  с ( $E_g \sim 1.05 \text{ эВ}$ ) с инверсной засветкой.



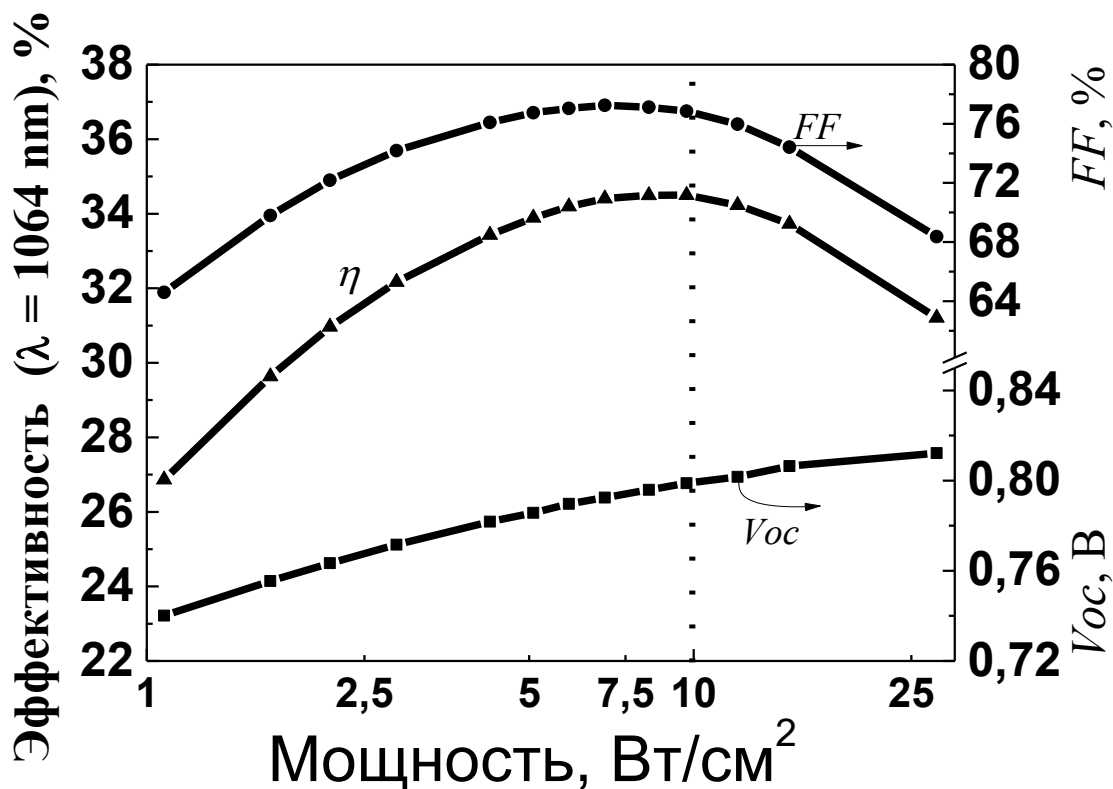


Рис.48. Зависимость кпд,  $V_{oc}$  и  $FF$  от мощности ЛИ при равномерном облучении

По результатам прямых измерений под лазером с длиной волны  $\lambda=1.064$  мкм в Открытом акционерном обществе «Ракетно-космическая корпорация «Энергия» имени С.П. Королёва» КПД составил 35.1% при мощности при мощности засветки 10 Вт/см<sup>2</sup>

#### Выводы:

Разработана технология изготовления фотоприемников мощного лазерного излучения на длину волны 1.06 мкм. По результатам измерений был достигнут кпд 34.5% при мощности засветки 10 Вт/см<sup>2</sup>.

## Глава 6. Каскадные фотоприемники.

Для исключения эффекта насыщения [8] предпочтительно использовать каскадные фотоприемники. Предложена конструкция каскадного ФЭПМЛИ и методика его изготовления. Обычно в качестве соединительного элемента каскадов ФЭП используется туннельный  $p^{++}-n^{++}$  переход. Однако при значительном увеличении мощности падающего излучения, генерируемый фоток может превышать пиковый ток туннельных переходов, что приводит к резкому возрастанию сопротивления структуры и, следовательно, снижется эффективность преобразования излучения.

### 6.1. Технология изготовления коммутационных элементов каскадов $p-n$ переходов.

При преобразовании излучения небольших мощностей возможно использовать однокаскадные  $p-n$  или  $p-i-n$  фотоэлектрические преобразователи(ФЭП).

Для увеличения преобразуемой мощности ФЭП с исключением эффекта насыщения [8] предпочтительно использовать каскадные фотоприемники. Эффект «насыщения» возможен при условии освещения не менее  $10 \text{ кВт/см}^2$ . Обычно в качестве соединительного элемента каскадов ФЭП используется туннельный  $p^{++}-n^{++}$  переход. Однако при значительной мощности падающего излучения генерируемый фоток превышает пиковый ток туннельных переходов, что приводит к возрастанию сопротивления структуры и следовательно снижется эффективность преобразования излучения [42]. Для предотвращения этого эффекта предложено создание каналов проводимости посредством введения массива микрокристаллических включений в область пространственного заряда (ОПЗ)  $p-n$  переходов, между соседними фотоактивными переходами в монолитных фотопреобразователях [42]. При этом можно полностью исключить туннельные переходы и обеспечить механизм омического токопрохождения по каналам проводимости в слое микрокристаллических включений в ОПЗ  $p-n$  перехода.

Кроме этого изготовления туннельного перехода в InP связано с необходимостью сильного легирования более  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , особенно p – области, что создает вероятность расплывания границ в следствии высокой скорости диффузии Zn при изготовлении p- области.

Материал микрокристаллических включений для создания каналов проводимости в области объемного заряда должен удовлетворять следующим условиям: 1. Слабое оптическое поглощение преобразуемого излучения, преобразуемое нижележащими активными слоями. 2. Не должен образовывать на границе с фотоактивным материалом монокристаллического слоя, а только отдельные кристаллы с оптимальными размерами. 3. Толщина слоя микрокристаллитов должна быть не менее области ОПЗ p-n перехода

Для InP этим условиям удовлетворяет GaP. Он имеет ширину запрещенной зоны 2.261 эВ больше, чем у InP (1.351эВ) и, следовательно, имеет слабое поглощение света в области fotocувствительности InP, а постоянная кристаллической решетки GaP  $5.45117 \text{ \AA}$  (у InP  $-5.86875 \text{ \AA}$ ), что гарантирует получение кристаллитов, а не монокристаллического слоя. Для моделирования данного решения были изготовлены p-n переходы на основе InP.

Все исследуемые структуры на основе InP были изготовлены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОСГФЭ).

В качестве-легирующих примесей: диэтилтеллур (DETe) - донор и диэтилцинк (DEZn) - акцептор.

В качестве подложек использовались пластины n-InP(Te) (100) разориентированные на  $4^\circ$  в направлении плоскости (111) с концентрацией электронов  $(1-5) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ .

Во всех экспериментах на подложке всегда выращивали буферный слой n-InP.

На первом этапе работ было исследовано влияние технологических параметров роста соотношения элементов V и III группы ( $\text{PH}_3/\text{TEGa}$ ) и времени роста, на форму и размеры микрокристаллов GaP. Анализ размеров и формы микрокристаллов выполнен на атомно-силовом микроскопе Ntegra Prima и сканирующем электроном

микроскопе CamScam. На рис.49-50 представлены снимки микрокристаллов, полученных при различных условиях роста.

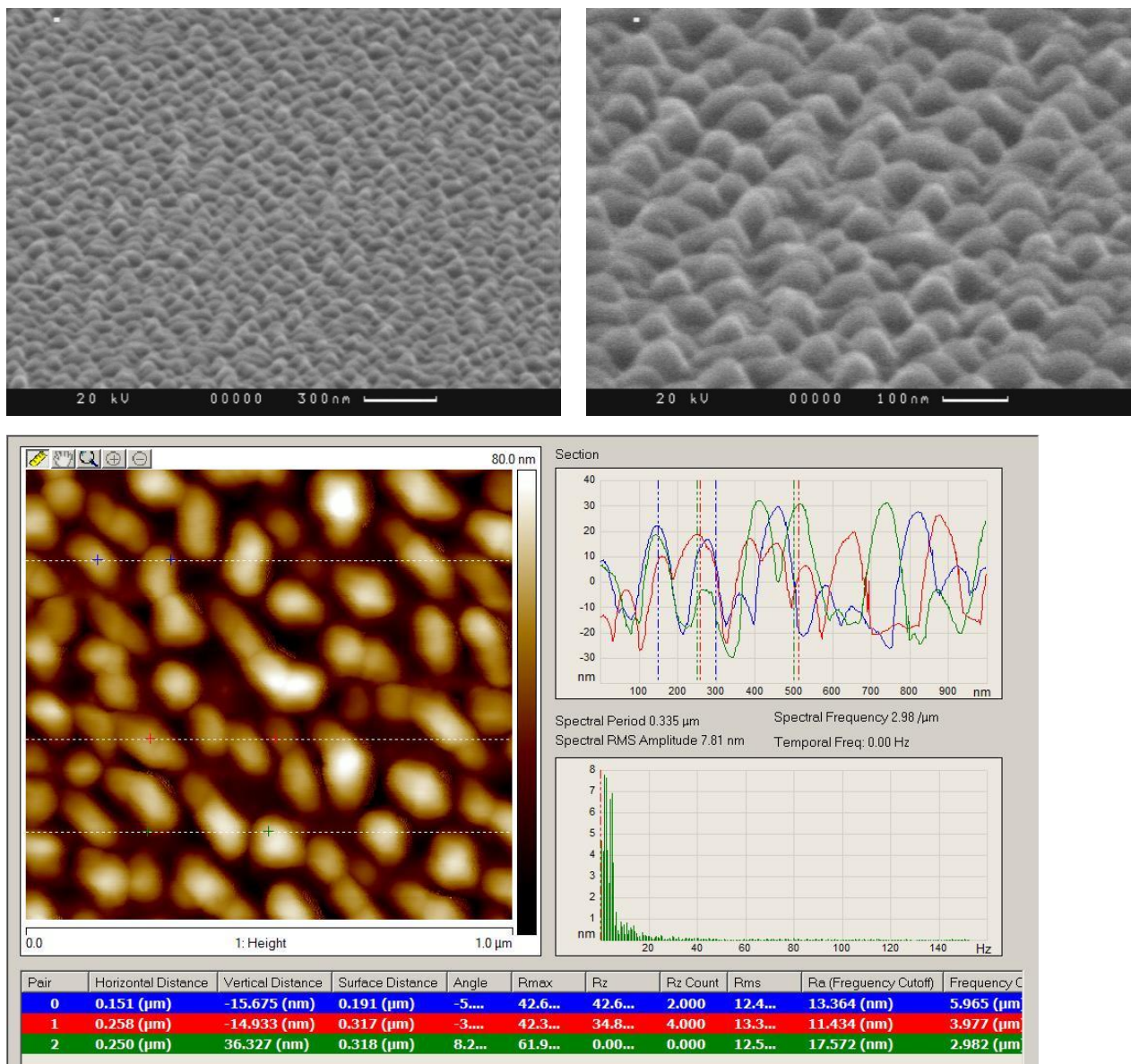


Рис.49. Снимки поверхности выращенного эпитаксиального слоя при  $T_{\text{роста}}=600\text{C}$ , соотношение молярных потоков Р и Ga составляло  $V/III=300$ , в течении 60сек, полученные при помощи сканирующего электронного микроскопа CamScam (верхние) и на атомно-силовом микроскопе Ntegra Prima (нижний). На нижнем рисунке также приведены статистические данные

Температура роста микрокристаллитов составляла  $T_{\text{роста}}=600\text{C}$ , соотношение молярных потоков Р и Ga составляло  $V/III=300$  и  $V/III=600$ . Время роста варьировалось от 10 секунд до 90 секунд.

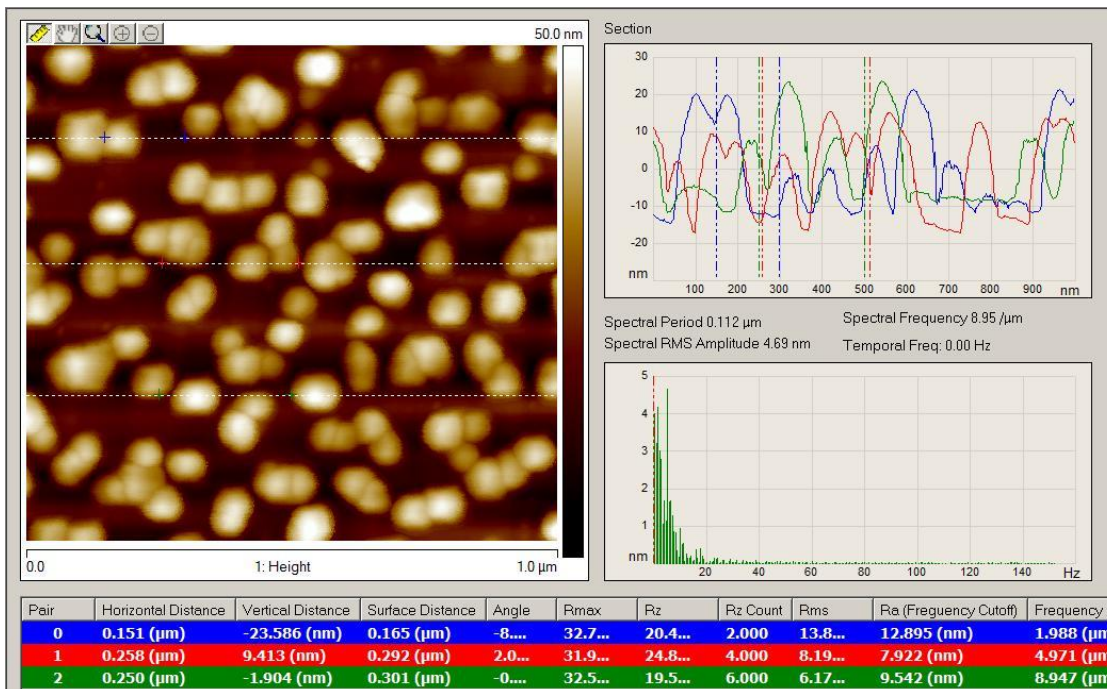
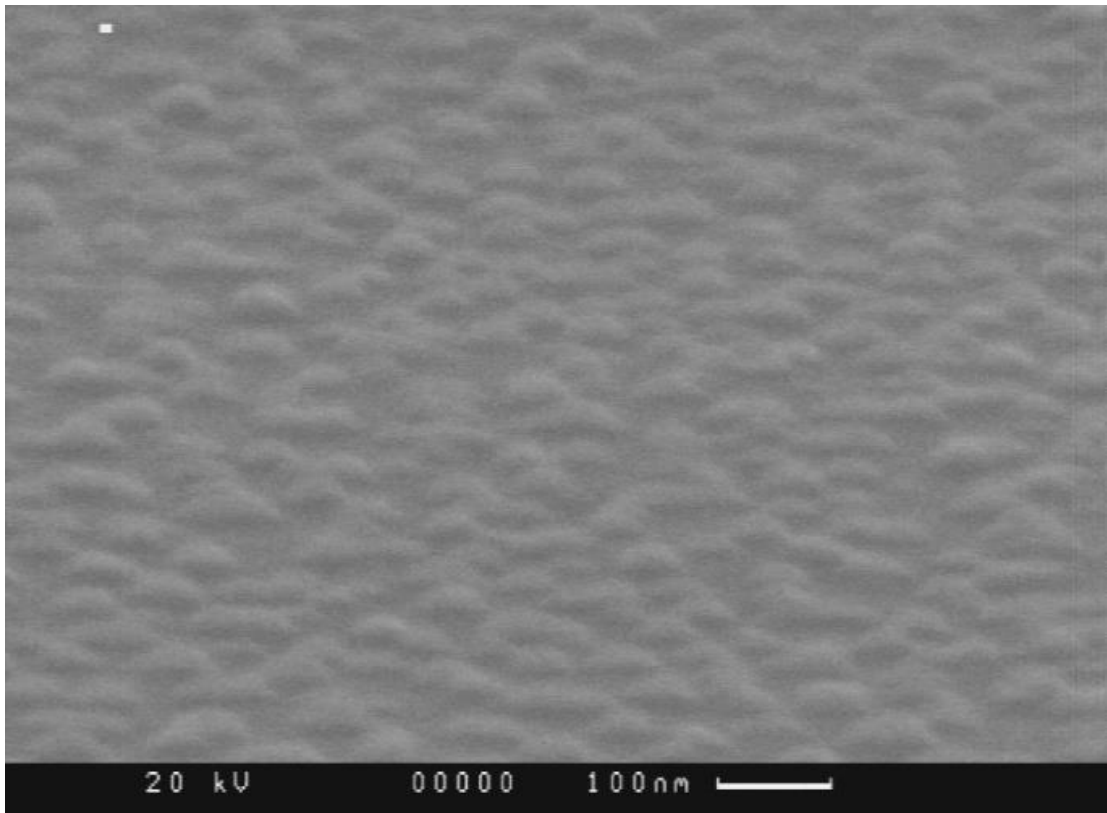


Рис.50. Снимки поверхности выращенного эпитаксиального слоя при  $T_{\text{роста}}=600\text{C}$ , P и Ga составляло  $V/III=600$ , в течении 60сек, полученные при помощи сканирующего электронного микроскопа CamScam (верхние) и на атомно-силовом микроскопе Ntegra Prima (нижний). На нижнем рисунке также приведены статистические данные.

В результате были изготовлены наноразмерные микрокристаллы GaP с геометрическими размерами: высота 10-35 нм, ширина до 55 нм, при этом плотность кристаллитов увеличилась до  $1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Ниже на рис.51 приведена подробная гистограмма распределения высоты микрокристаллов образца, полученного при следующих условиях:  $T_{\text{роста}}=600\text{С}$ , , соотношение молярных потоков Р и Ga составляло  $V/III=600$ , в течении 30сек. В результате анализа поверхности полученных образцов были построены зависимости влияния условий роста на геометрические размеры (рис.52.а, б и в).

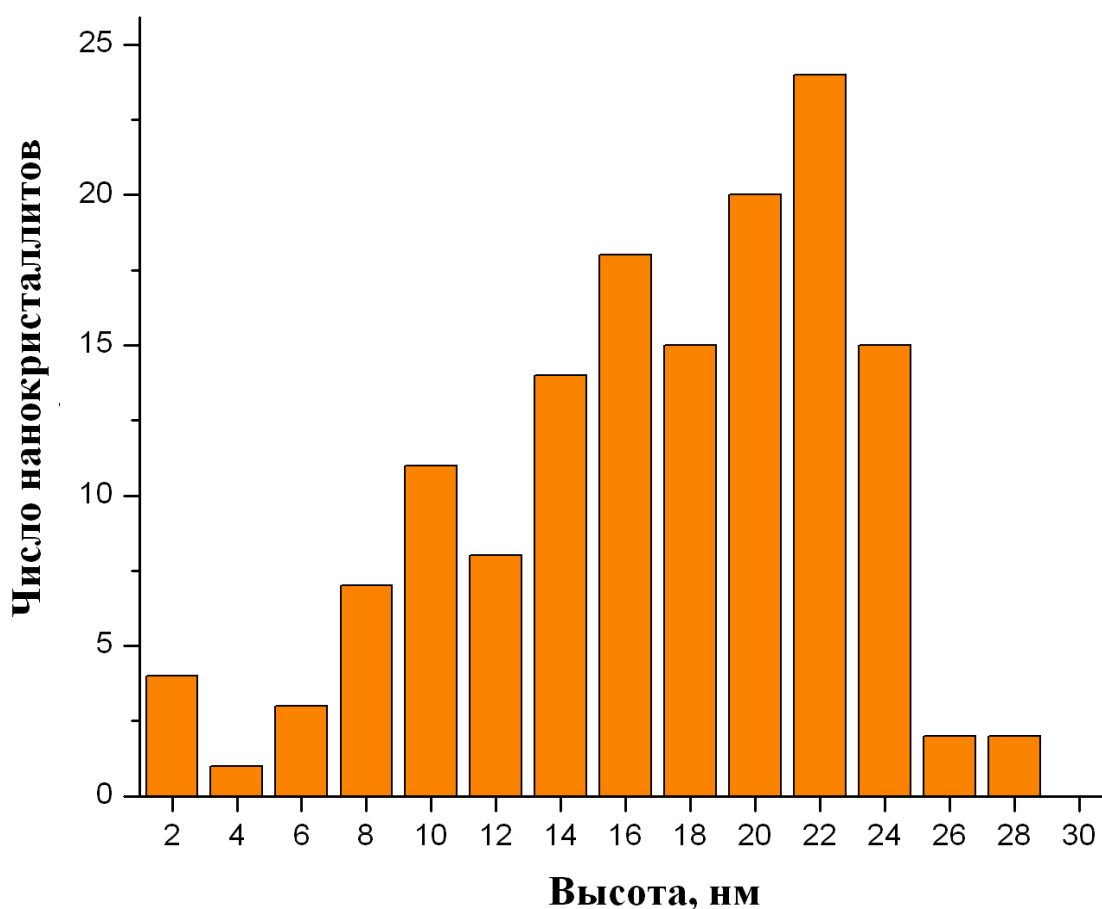


Рис.51. Гистограмма распределения высоты микрокристаллов образца GaP/InP выращенного при  $T_{\text{гр}}=600\text{С}$ , , соотношение молярных потоков Р и Ga составляло  $V/III=600$ , в течении 30сек

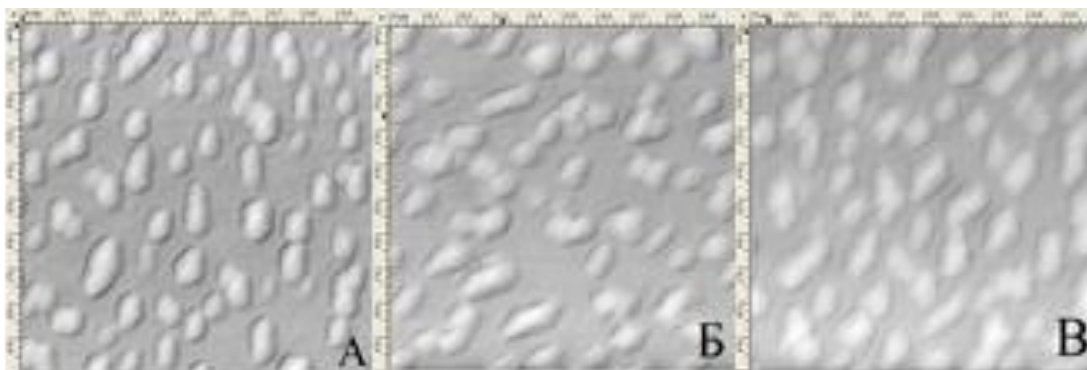


Рис.52. Фотография GaP микрокристаллов выращенных на поверхности подложки n-InP (100), ( $T_p=600^\circ\text{C}$ ,  $t_p=1$  мин), данные получены с помощью AFM: А - V/Ш – 300,  $t_p$  – 30 секунд; Б - V/Ш – 300,  $t_p$  – 45 секунд; В - V/Ш – 590,  $t_p$  – 45 секунд .

Было установлено, что увеличение времени роста при постоянном соотношении  $\text{PH}_3/\text{TEGa}$  приводит к увеличению средних геометрических размеров микрокристаллов GaP (по высоте в среднем на 40%, а по ширине в среднем на 15%) рис.52а. Из зависимостей, представленных на рис.52 также можно отметить, что увеличение соотношения V/Ш с 300 до 600 приводит к уменьшению геометрических размеров. Соотношение  $\text{PH}_3/\text{TEGa}$  изменялось за счет уменьшения TEGa в газовой фазе это было равносильно уменьшению скорости роста. При этом плотность микрокристаллов GaP снижалась с увеличением времени роста, за счет увеличения геометрических размеров кристаллитов. Также отмечено, что увеличение соотношения V/Ш приводило к увеличению плотности микрокристаллов GaP, например рис.52 б) и в) 53.

Оптимальные размеры кристаллитов могут быть определены только по результатам исследований вольтамперных характеристик реальных приборных структур.

Для проверки работы микрокристаллитов GaP были изготовлены два типа структур, представленные на рис.54 а - p-n переход на основе InP, n и p слои имели концентрацию  $5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  и толщину  $1 \text{ }\mu\text{m}$ ; б - p-n переход на основе InP с кристаллитами GaP, включенными в ОПЗ, n и p слои имели концентрацию  $5 \cdot 10^{18}$

$\text{cm}^{-3}$  и толщину 1  $\mu\text{m}$ , а высота кристаллитов была равна 80 nm. Режимы роста InP см. стр. 41.

В таблице 3 приведены результаты исследований микрокристаллов GaP показанных на рис.53.

Таблица 3. Результаты исследований геометрических размеров и плотности микрокристаллов GaP.

	<b>А - V/Ш – 300 <math>t_p</math> – 30 секунд</b>	<b>Б - V/Ш – 300 <math>t_p</math> – 45 секунд</b>	<b>В - V/Ш – 590 <math>t_p</math> – 45 секунд</b>
<b>Плотность микрокристаллов на кв. мкм</b>	72	62	69
<b>Средняя высота микрокристаллов (нм)</b>	86	78	92
<b>Средняя ширина(нм)</b>	60	95	80



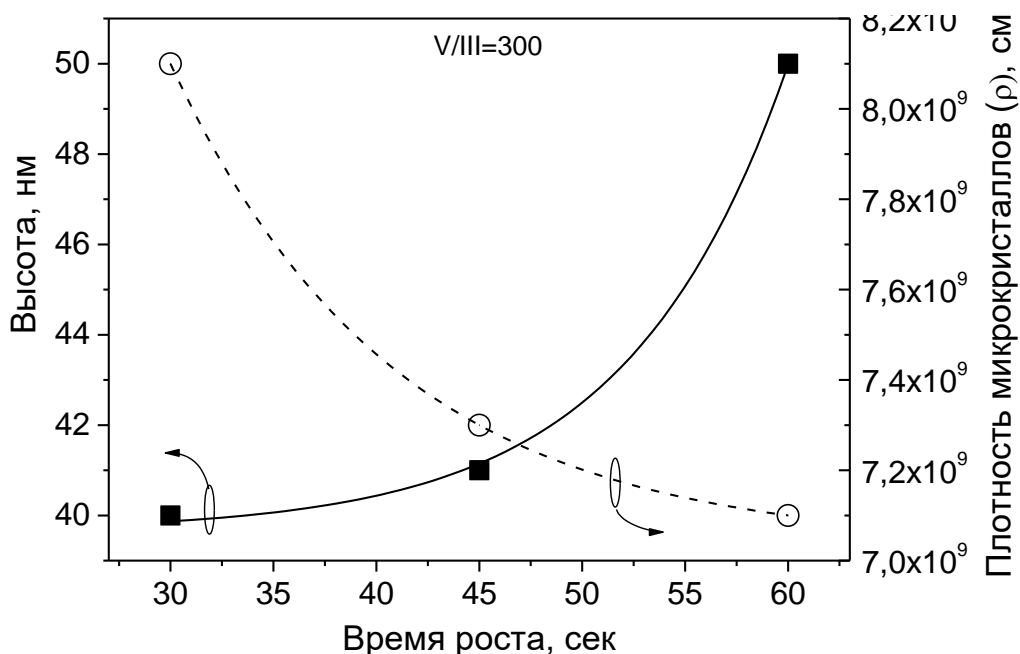


Рис.53. Зависимости - высоты и плотности микрокристаллов GaP выращенных при соотношении V/III=300;

a

p-InP (~ 1 μm) p-5*10 <sup>18</sup>
n-InP (~ 1 μm) n-5*10 <sup>18</sup>
n-InP(100)

b

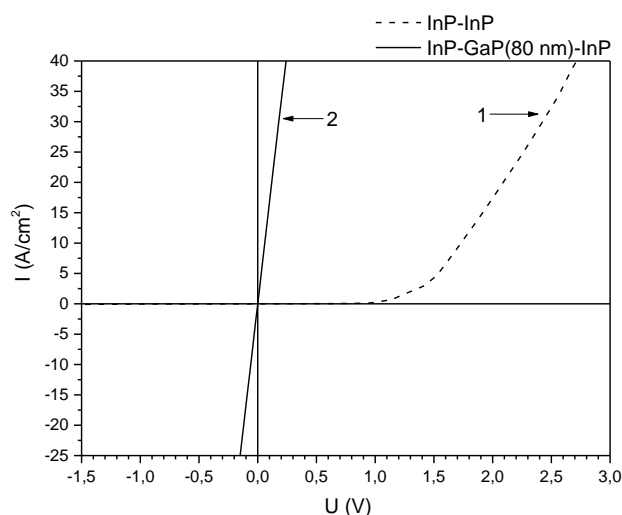
p-InP (~1 μm) p-5*10 <sup>18</sup>
GaP (~0,08 μm)
n-InP (~1 μm) n-5*10 <sup>18</sup>
n-InP(100)

Рис.54. Схематические изображения структур, выращенных на n - InP подложках: a - p+-n+ переход; b - соединительный p+-n+ переход с кристаллитами GaP в ОПЗ.

Измерения ВАХ проводились при комнатной температуре в диапазоне плотностей тока  $10^{-8} \sim 4 \cdot 10^1$  А/см<sup>2</sup> и представлены на рис.55а где: 1 - ВАХ p-n перехода без кристаллитов в ОПЗ (рис.55а-1); 2 - ВАХ p-n перехода с кристаллитами, включёнными в ОПЗ и имеет линейный характер (рис.55а-2).

На рис.55b представлены зависимости сигнала тока индуцированного электронным зондом(ТИЭЗ) исследуемых структур, p-n перехода без кристаллитов в ОПЗ (рис.55b-1) и p-n перехода с кристаллитами, включёнными в ОПЗ (рис.55b-2). Из зависимостей видно, что введение кристаллитов в ОПЗ приводит к закорачиванию p-n перехода.

a



b

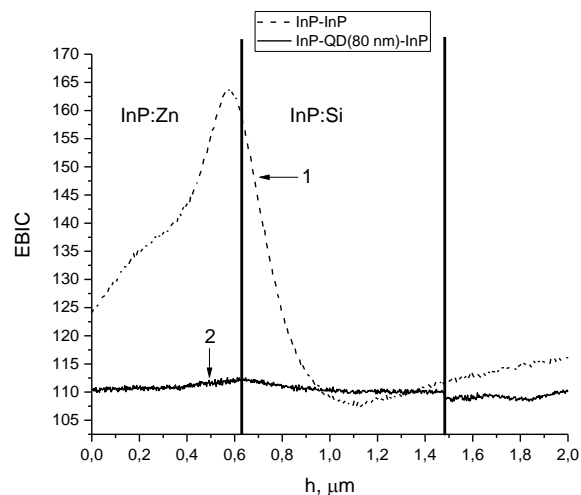


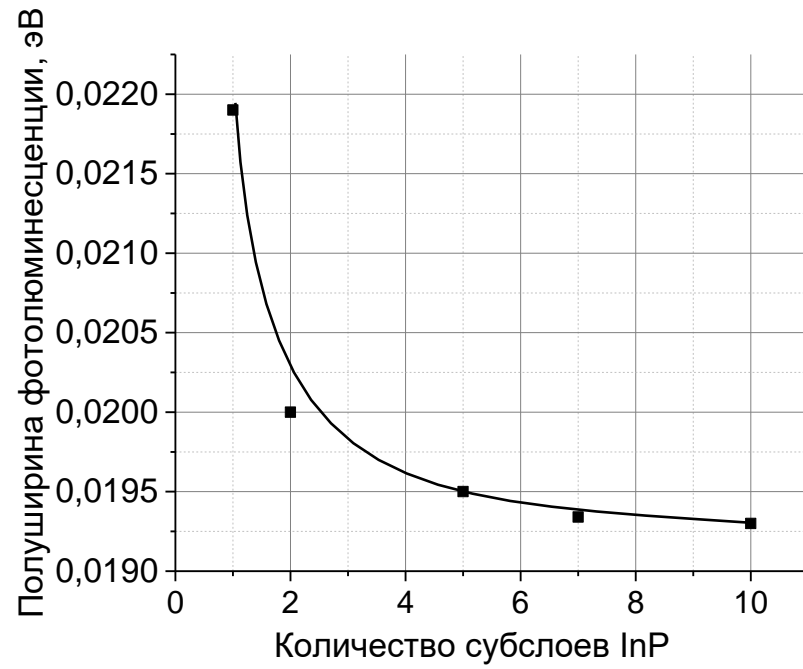
Рис.55. а- ВАХ, б- зависимости ТИЭЗ структур на основе InP, выращенных на p-подложках. 1- p-n переход; 2- p-n переход с GaP- кристаллитами в ОПЗ.

Слои InP выращиваемые на поверхности микрокристаллитов обычно имеют большое количество дефектов. Для улучшения качества слоя InP, было предложено процесс роста на микрокристаллитах проводить с прерыванием т.е. выращивание нескольких слоев. Для этого были выращены структуры, представленные на рис.56.

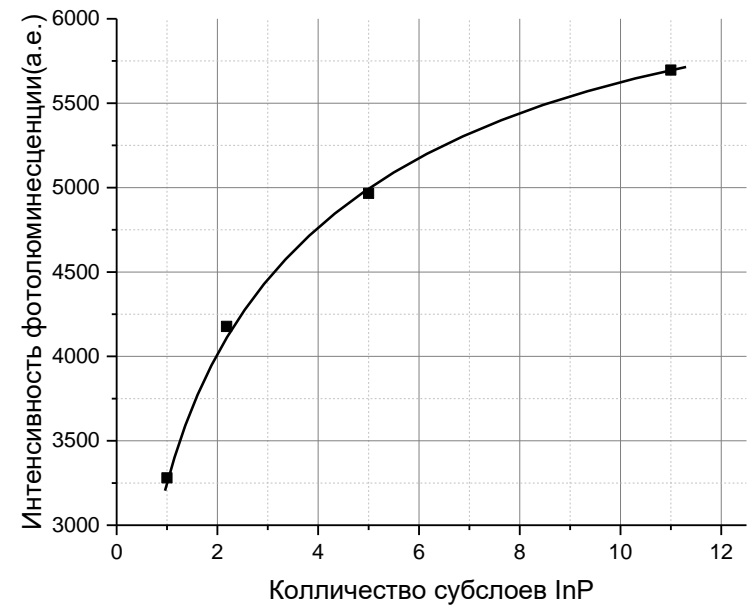
<table border="1"> <tr><td>InP:Zn (1000 nm) <math>p-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>GaP 80 nm</td></tr> <tr><td>InP:Si (1000 nm) <math>n-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>n-InP substrate</td></tr> </table>	InP:Zn (1000 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$	GaP 80 nm	InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$	n-InP substrate	<table border="1"> <tr><td>InP:Zn (5 x 200 nm) <math>p-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>GaP 80 nm</td></tr> <tr><td>InP:Si (1000 nm) <math>n-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>n-InP substrate</td></tr> </table>	InP:Zn (5 x 200 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$	GaP 80 nm	InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$	n-InP substrate	<table border="1"> <tr><td>InP:Zn (10 x 100 nm) <math>p-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>GaP 80 nm</td></tr> <tr><td>InP:Si (1000 nm) <math>n-5 \cdot 10^{18}</math></td></tr> <tr><td>n-InP substrate</td></tr> </table>	InP:Zn (10 x 100 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$	GaP 80 nm	InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$	n-InP substrate
InP:Zn (1000 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$														
GaP 80 nm														
InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$														
n-InP substrate														
InP:Zn (5 x 200 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$														
GaP 80 nm														
InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$														
n-InP substrate														
InP:Zn (10 x 100 nm) $p-5 \cdot 10^{18}$														
GaP 80 nm														
InP:Si (1000 nm) $n-5 \cdot 10^{18}$														
n-InP substrate														
а	б	в												
<p>Рис.56. Схематические изображения исследованных структур выращенных на n - InP подложке: а) соединительный <math>p^{++}-n^{++}</math> переход с микрокристаллитами GaP в ОПЗ с верхним слоем InP:Zn без прерывания; б) соединительный <math>p^{++}-n^{++}</math> переход с микрокристаллитами GaP в ОПЗ с верхним слоем InP:Zn состоящим из 5-ти субслоев; в) соединительный <math>p^{++}-n^{++}</math> переход с микрокристаллитами GaP в ОПЗ с верхним слоем InP:Zn состоящим из 11-ти субслоев .</p>														

При прерывании роста, часть дислокаций, обычно наклонных, аннигилирует на поверхности и следующий слой должен иметь меньше количество дефектов. Время прерывания составляло 15 секунд, при этом выключалась подача In и P, оставался только водород.

Качество слоя на поверхности оценивалось методом фотолюминесценции и результаты представлены на рис.57. При исследовании полученных структур методами фотолюминесценции, обнаружено, что при увеличении количества прерываний в процессе роста слоя InP:Zn, выращенного поверх микрокристаллитов GaP, улучшается качество слоя InP. Об этом говорит уменьшение полуширины спектров фотолюминесценции (рис.57.а), увеличении интенсивности (рис.57.б) и уменьшение полуширины кривой качания(рис.58). Качество слоев InP померенных с прерыванием сопоставимо по качеству с подложкой InP.



а



б

Рис.57. График зависимости полуширины(а) и интенсивности(б) фотолюминесценции от количества субслоев.

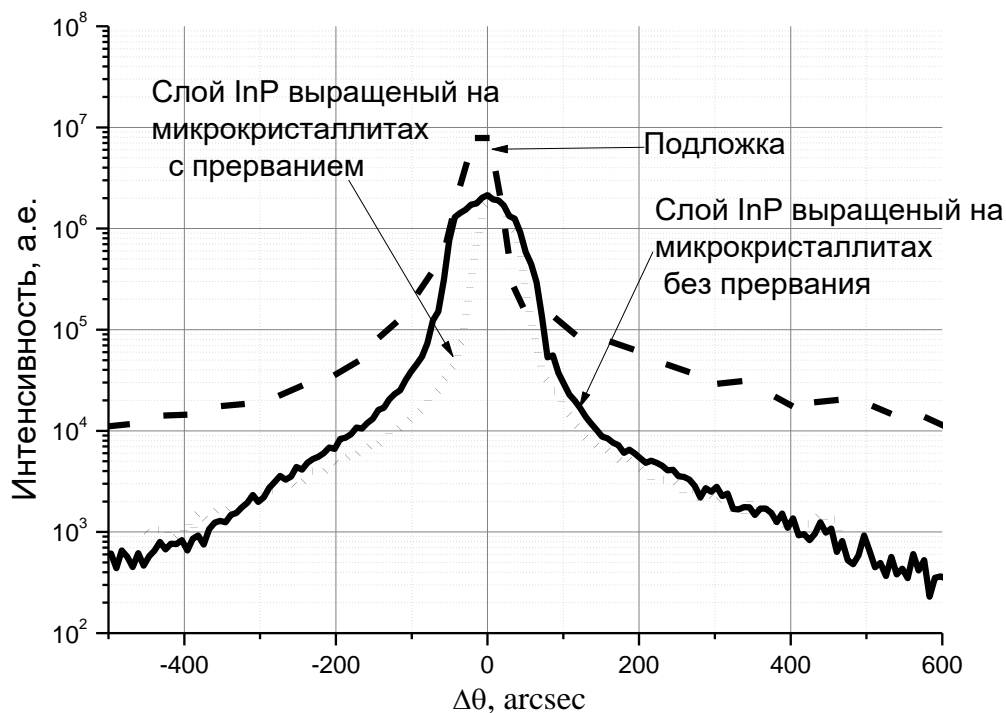


Рис.58. Кривые качания InP выращенного на микрокристаллитах без прерывания и с прерыванием (10 субслоев)

ри этом слои InP получаются достаточно качественными. Что бы использовать их в каскадных фотоприемниках лазерного излучения для подтверждения этого были выращены структурны представленные на рис.59. Из исследований фотолуминесценцией и Sem следует наиболее качественными получаются слои InGaAsP выращенные на InP с прерываниями (рис.60.):

InGaAsP 500 nm	Te 2-3e17	p+	InGaAsP 500 nm	Te 2-3e17	p+
InP 1000 nm	Te 5e18	p++	InP 100x10 nm	Te 5e18	p++
GaP			GaP		
InP 500nm	Zn 5e18	n++	InP 500nm	Zn 5e18	n++
InP подложка		n	InP подложка		n

a

b

Рис.59. Схематические изображения исследованных структур: а - без прерывания, b – с прерыванием

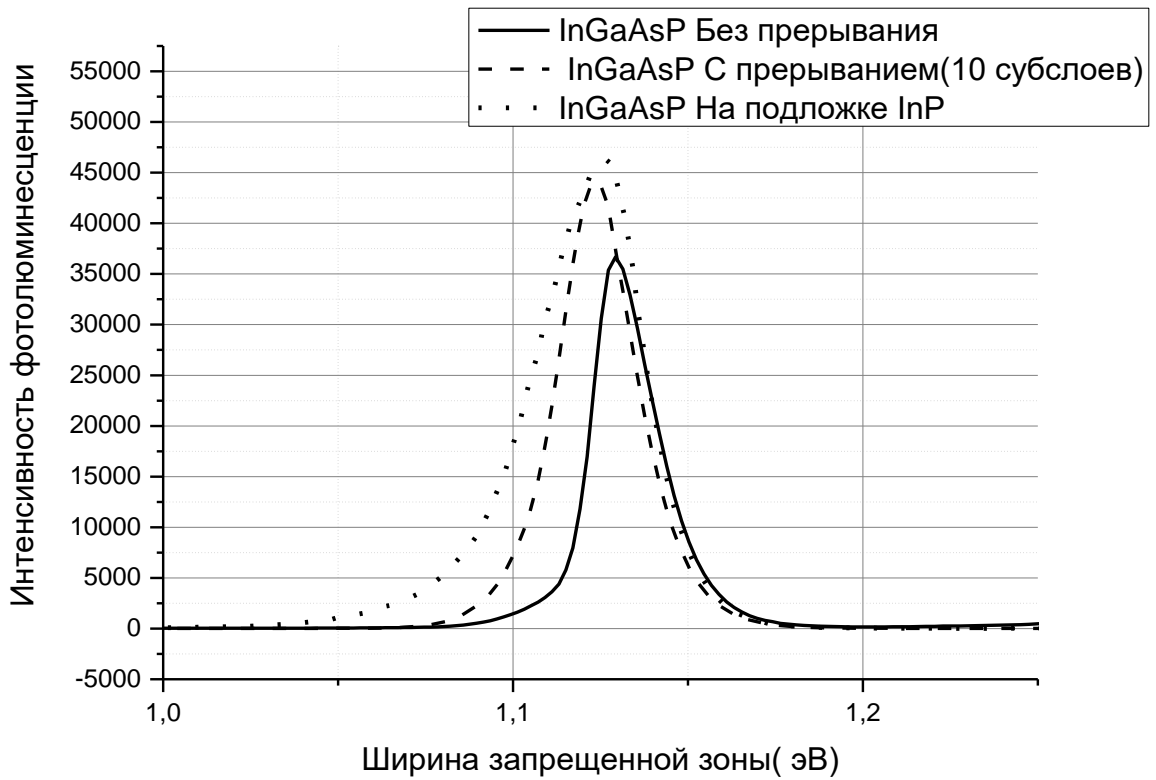


Рис.60. Интенсивность фотолюминесценции слоев InGaAsP выращенных поверх слоев InP

## 6.2. Технология изготовления контактов

Омический контакт – это контакт металл-полупроводник, в котором не проявляется потенциальный барьер на границе раздела. При этом контакте потенциальный барьер отсутствует или туннельно-прозрачен для носителей заряда.

Сопротивление омического контакта складывается из двух сопротивлений:

- 1) Сопротивление приконтактной области – это сопротивление сильнолегированной области. Оно обратно пропорционально концентрации носителей. То есть, чем больше носителей, тем меньше сопротивление.
- 2) Сопротивление перехода границы металл-полупроводник зависит от механизма прохождения электронами границы раздела. Они могут проходить над барьером (термоэлектронная эмиссия), сквозь вершину барьера (термополевая эмиссия), сквозь барьер на уровне Ферми и по металлическим шунтам на границе полупроводника.

Полупроводники  $A_3B_5$  обычно, имеют высокую концентрацию поверхностных состояний, энергетически расположенных в глубине запрещённой зоны, что приводит к закреплению уровня Ферми на поверхности полупроводника. В результате, металл почти не влияет на высоту барьера. [43]

Для образования контакта к полупроводникам  $A_3B_5$  необходимо:

- Понизить плотность поверхностных состояний
- Уменьшить высоту потенциального барьера за счёт изменения химического состава приконтактной области
- Увеличить концентрацию носителей в приконтактной области

Контактная металлизация наносилась на InP p- и n- типа. В контактах к n- и p-InP основными механизмами протекания тока для p-InP является термоэлектронная эмиссия через барьер  $\varphi_b < 0.2$  эВ, а для контактов к сильнолегированному n-InP – туннелирование. [44] Обычно сложность изготовления контактов представляют контакты к p-типу InP.

В результате анализа различных литературных источников для p-InP, были отобраны следующие типы контактов (см. Таблицу 4):



Таблица 4:

	Контакт	толщина слоёв Å	Т-ра сплавления, С	время сплавления, сек	Сопротивление, Ом*см <sup>2</sup>	метод нанесения	среда сплавления	Примечание	источник
p-InP(Zn:3*10 <sup>18</sup> )	Au/Zn/Au	200:700:200	450	30	6*10 <sup>-7</sup>	Е.В.Е.	N <sub>2</sub>		[45]
p-InP(Be:2*10 <sup>18</sup> )	Pd/Zn/Sb/Pd	100: 80:1000:400	500	60	2*10 <sup>-6</sup>	Е.В.Е.	f.gas		[46]
p-InP(Zn:5*10 <sup>18</sup> )	AuZn	1000	440	20	7*10 <sup>-6</sup>	RF-sputtering	Ar	Au-10%Zn	[47]

Для получения омического контакта с сопротивлением ниже  $10^{-4}$  Ом\*см<sup>2</sup> требуется создание высоколегированного слоя p-InP с концентрацией носителей выше  $p=1 \cdot 10^{19}$  и использование контактной металлизации с большим содержанием легирующих примесей таких как Zn или Be.

Для уменьшения высоты барьера и контактного сопротивления предложено [48] использовать подконтактный материал с меньшей шириной запрещённой зоны, такой как In<sub>0.47</sub>Ga<sub>0.53</sub>As. Согласно формулам из источников [49, 50- 51] построена нормированная теоретическая зависимость сопротивления электрических контактов нанесенных на твердые растворы In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As<sub>y</sub> p-типа с различным составом, которая представлена в виде графика на рис.62, построенного согласно формуле.

На приведённом графике(рис.61.) видно, что наименьшее сопротивление приходится на состав с  $E_g = 0.52$  эВ (In<sub>0.79</sub>Ga<sub>0.21</sub>As).

Для проверки этого утверждения был проведён эксперимент: на подложках InP-p типа со степенью легирования  $3 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> методом газофазной эпитаксии МОС ГФЭ были выращены следующие структуры: слой p-InP толщиной 0.5 мкм и один из следующих подконтактных слоёв p-типа: In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As<sub>y</sub>, InAs и InP. Все выращенные слои были легированы Zn с концентрацией  $p=1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup> и имели толщину около 1 мкм. Такая степень легирования была выбрана для того чтобы во всех выращенных структурах преобладал один тип эмиссии на границе металл-полупроводник, а так же для упрощения расчетов удельных контактных сопротивлений. Режим роста InP смотри в главе 4.

После выращивания на образцы через маску был нанесён контакт AgMn/Ni/Au с толщинами слоёв 800/600/1000 Å соответственно. Затем контакты вплавлялись при температуре 380°C в атмосфере азота в течение 30 секунд. Удельные контактные сопротивления были измерены методом TLM (transmission line method) [52]. По полученным результатам была построена зависимость, представленная на рис.61.

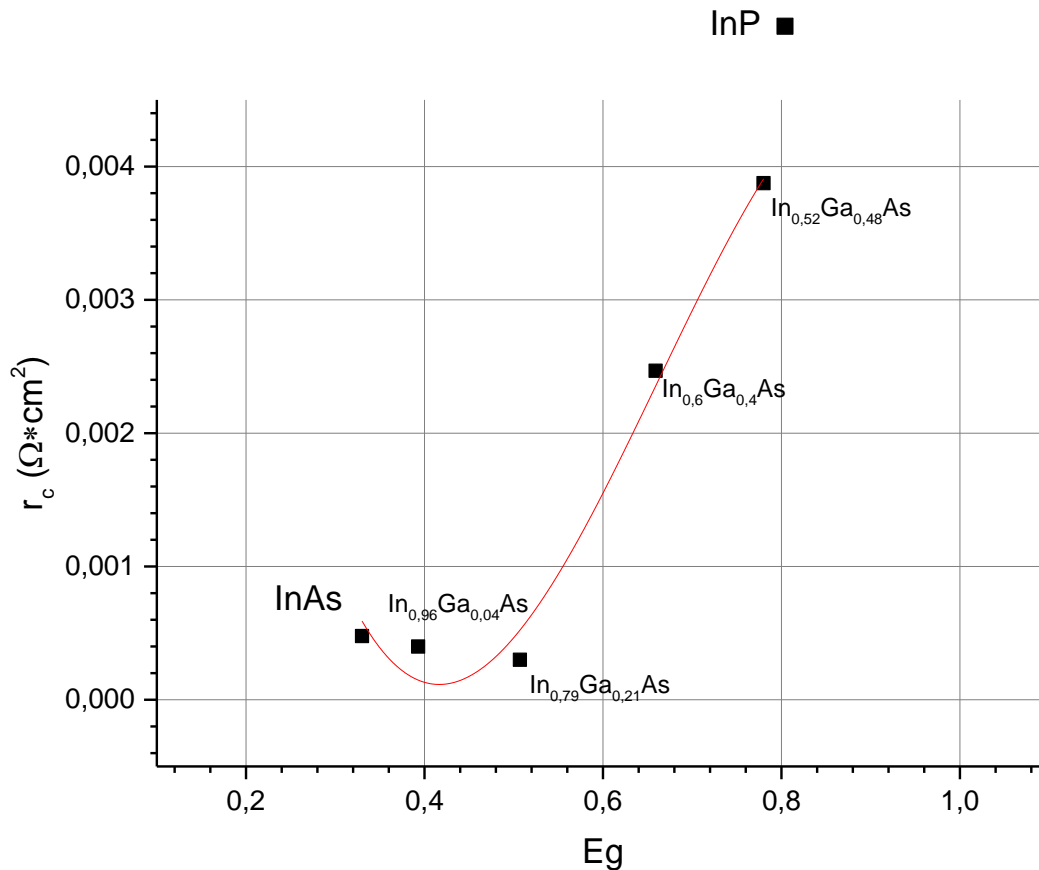


Рис.61. График зависимости удельного сопротивления контактов AgMn/Ni/Au от  $E_g$  материала подконтактного слоя. Линия показывает зависимость сопротивления для подконтактного слоя  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

Минимальное сопротивление было получено для образца p- $\text{In}_{0.79}\text{Ga}_{0.21}\text{As}$  с  $E_g=0.51$  эВ, что совпадает с минимумом теоретического графика показанным на рис.61.

Для сравнения характеристик контактов к InP-p типа и выбора оптимального режима вжигания, на подложках n-InP( $\text{Sn}:3 \cdot 10^{18}$ ) были изготовлены структуры без подконтактного слоя - с верхним слоем p-InP ( $\text{Zn}:1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) толщиной 1 мкм и с подконтактным слоем p-  $\text{In}_{0.79}\text{Ga}_{0.21}\text{As}$  ( $\text{Zn}:1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) на слое p-InP ( $\text{Zn}:1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) толщиной 0.5 мкм. На полученные структуры фотолитографически была нанесена маска, а затем были нанесены следующие контактные металлизации: AuZn (28% Zn) толщиной 1000 Å и многослойный контакт AgMn/Ni/Au с толщинами

800/600/1000 Å соответственно. После нанесения контакты вплавляли при температурах от 360 до 420°C в течение 30 секунд в атмосфере азота. Расчёт контактного сопротивления осуществлялся методом TLM.

Результаты экспериментов представлены на рис.62. На графике видно, что контакт AuZn на p-InP показал минимальное сопротивление при сплавлении с температурой 400°C.

Из литературных данных следует, что при повышении температуры вжигания этого контакта на p-InP сопротивление должно падать, но этого не произошло. Минимальное значение сопротивления  $9 \cdot 10^{-4}$  находится в диапазоне  $r_c = 10^{-4} - 10^{-3}$  Ом·см<sup>2</sup> ожидаемому в соответствии с литературными данными.

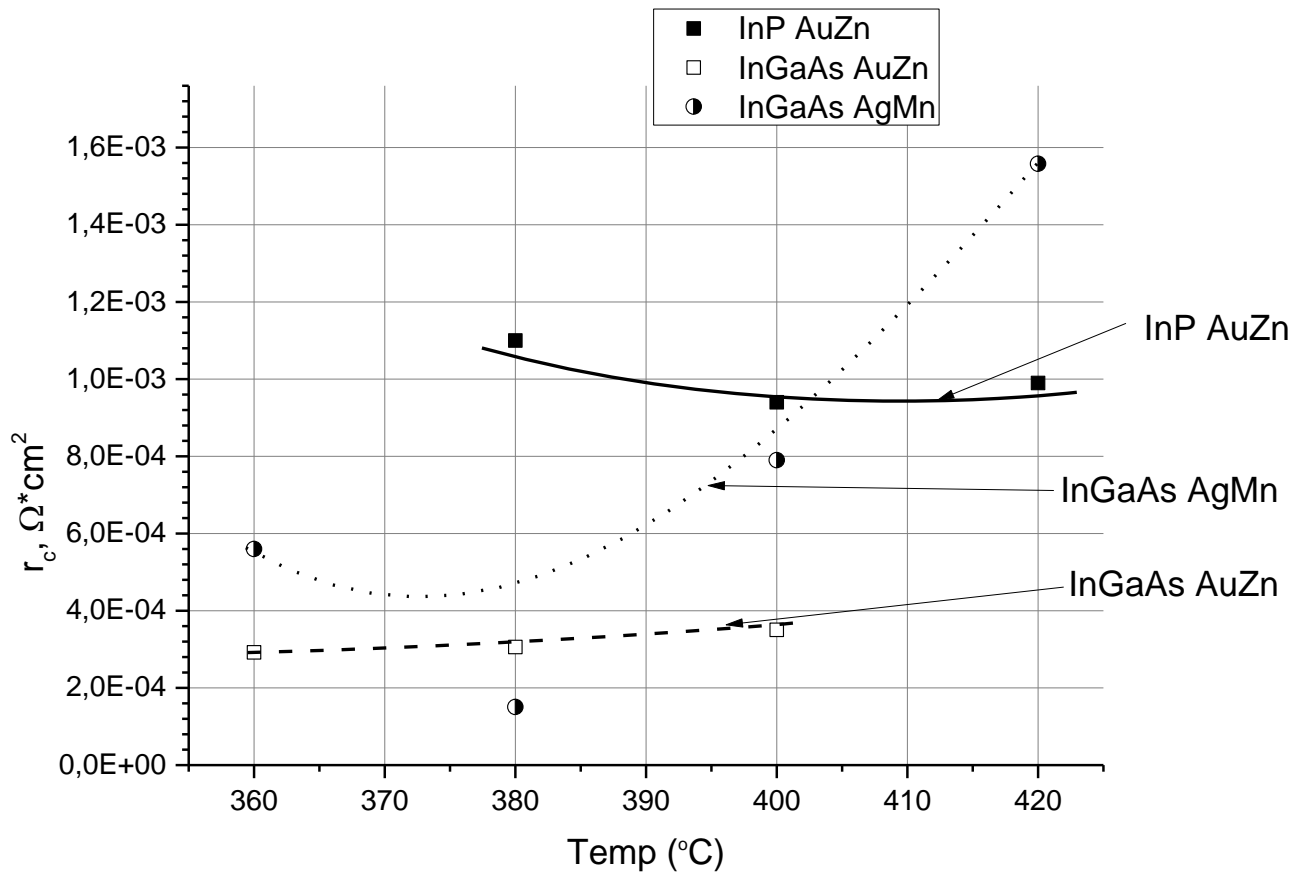


Рис.62. График экспериментальной зависимости сопротивления контактов от температуры сплавления для образцов с подконтактным слоем p-  $\text{In}_{0.79}\text{Ga}_{0.21}\text{As}$ .

При сравнении контактов AuZn и AgMn/Ni/Au нанесённых на p-In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As, видно что для контакта AuZn минимальное сопротивление достигнуто при сплавлении при 360°C, а сопротивление слабо зависит от температуры. В то же время, контакт AgMn/Ni/Au показывает сильную зависимость от температуры сплавления с минимальным значением при температуре 380°C, которое составило  $1.5 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>.

В результате исследований была получена зависимость изменения сопротивления электрических контактов от состава слоя In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As<sub>y</sub> с E<sub>g</sub> в диапазоне от 0.35 до 0.8 эВ. Данная зависимость согласуется с теоретической. Минимальное сопротивление электрических контактов нанесённых на слой p-In<sub>0.79</sub>Ga<sub>0.21</sub>As (Zn:  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>) составило  $1.5 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>.

Дополнительно в ходе работ было проведено исследование для определения оптимального режима сплавления электрических контактов. Для исследования был выбран образец без подконтактного слоя — с верхним слоем p-InP (Zn:  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>) толщиной 1 мкм и с подконтактным слоем p-In<sub>0.79</sub>Ga<sub>0.21</sub>As (Zn:  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>) на слое p-InP (Zn:  $1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>) толщиной 0.5 мкм. На полученные структуры фотолитографически была нанесена маска, а затем были нанесены следующие контактные металлизации: AuZn (28% Zn) толщиной 1000 Å и многослойный контакт AgMn/Ni/Au с толщинами 800/600/1000 Å соответственно. После нанесения контакты сплавливали при температурах от 360 до 420°C в течение 30 секунд в атмосфере азота. Расчёт контактного сопротивления осуществлялся методом TLM.

Результаты расчётов контактных сопротивлений экспериментальных образцов представлены на рис.62. Из зависимости видно, что контакт AuZn на p-InP показал минимальное сопротивление при сплавлении с температурой 400°C и составило  $9 \cdot 10^{-4}$ .

При сравнении контактов AuZn и AgMn/Ni/Au нанесённых на p-In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As, видно что для контакта AuZn минимальное сопротивление достигнуто при сплавлении при 360°C, а сопротивление слабо зависит от температуры. В то же время, контакт AgMn/Ni/Au показывает сильную зависимость от температуры

вплавления с минимальным значением при температуре 380°C, которое составило  $1.5 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>. Схожее поведение наблюдается и в контакте AuMn, использованного в работе [53].

В результате исследований была получена зависимость изменения сопротивления электрических контактов от состава слоя  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y$  с  $E_g$  в диапазоне от 0.35 до 0.8 эВ. Данная зависимость согласуется с теоретической. Минимальное сопротивление электрических контактов нанесённых на слой р- $\text{In}_{0.79}\text{Ga}_{0.21}\text{As}$  ( $\text{Zn}: 1 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>) составило  $1.5 \cdot 10^{-4}$  Ом·см<sup>2</sup>, однако в работе не были получены рекордные контактные сопротивления так как это не являлось целью работы.

### 6.3. Изготовление оптического просветляющего покрытия.

При выборе просветляющего покрытия было решено использовать однослойные просветляющие покрытия, как наиболее технологически простые, но обеспечивающие удовлетворительный уровень просветления. В связи с тем, что ФЭПМЛИ будут подвергаться отжигу при изготовлении контактов, необходима высокая адгезия плёнок к InP, так и близкий коэффициент термического расширения.

На основе этих требований были отобраны покрытия на основе  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и InP oxide.

Из теории однослойных просветляющих покрытий следует, что оптимальный показатель преломления для InP на длине волны 1,06 мкм будет

$$\sqrt{n_{\text{InP}}} = \sqrt{3.3} = 1.81$$

Под это требование лучше всего подходит покрытие на основе  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Его показатель преломления варьируется в пределах  $n=1.75-1.79$ , и обычно считается, что  $n=1.75$  для  $\lambda=1$  мкм. Ещё одним плюсом этого покрытия является близость коэффициента термического расширения ( $5,6 \cdot 10^{-6}$ ) к коэффициенту термического расширения InP ( $4,5 \cdot 10^{-6}$ ).

При нанесении методами термического электронного испарения в опытах [54] была достигнута хорошая повторяемость результатов нанесения покрытия. Данный метод нанесения покрытий прост и хорошо освоен в промышленности.

Плѐнки наносятся следующим образом: сначала в вакууме напыляется чистый Al при температуре подложки менее 160 С, затем в камеру добавляется кислород, окисляющий слой Al. Полученная плѐнка сохраняет адгезию и свойства при температурах до 700°С. [54].

Минимальная расчѐтная толщина плѐнки, в соответствии с формулой

$$nd = \frac{\lambda}{4} \text{ составляет} \quad d = \frac{\lambda}{4n} = \frac{1060}{4 * 1.75} = \frac{1060}{7} = 151.4 \text{ нм} \quad (6.1)$$

Другим выбранным видом просветляющего покрытия стала плѐнка, полученная анодным оксидированием InP(InP oxide).

При анодном оксидировании InP образуется плѐнка сложного состава с показателем преломления  $n=1.5 \pm 0.05$ . Несмотря на то, что точный коэффициент термического расширения плѐнки неизвестен, она хорошо держится на поверхности полупроводника при температурах до 600° С.

Главным преимуществом этого покрытия является особая простота его нанесения, так как не требуется специальная установка, а толщина покрытия зависит только от напряжения на электродах. При этом плѐнка получается равномерная и более аккуратная, чем традиционные просветляющие покрытия на основе SiO<sub>2</sub> или Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>.

Получение плѐнки происходит анодированием в среде «AGW», состоящей из трёх частей пропиленгликоля и одной части 3% винной кислоты. Лучшие результаты были получены при pH = 7,2 ± 0,05. Скорость роста составляет 20Å/В и не зависит от плотности тока в диапазоне 1-5 мА/см<sup>2</sup>. Толщина плѐнки контролируется падением напряжения на источнике питания.

Отжиг ниже 600°С можно использовать для уменьшения толщины плѐнки, при этом  $\lambda_{\min}$  практически не меняется т.к. изменение толщины плѐнки компенсируется изменением показателя преломления. [55]

Минимальная расчѐтная толщина плѐнки, в этом случае составляет

$$d = \frac{\lambda}{4n} = \frac{1060}{4 * 1.5} = \frac{1060}{6} = 176.7 \text{ нм} \quad (6.2)$$

Таблица 8:

Сравнительная таблица(таблица 5) выбранных однослойных покрытий

R – теоретическое значение коэффициента отражения

Таблица.5

покрытие	n	толщина плёнки, нм	R <sub>теор</sub>
InP	3.3	-	28.61%
InP oxide	1.5	176,7	3.57%
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1.75	151,4	0.13%

В качестве просветляющего покрытия для фотоприёмника было решено использовать плёнку на основе оксида индия из-за особой простоты её нанесения и хороших эксплуатационных свойств.

Покрытие наносилось на подложку InP n-типа с ориентацией 100 разориентированной на 3° по плоскости 111. Подложка была легирована Te с концентрацией примеси в  $5 \cdot 10^{18}$

Для эксперимента были взяты подложки InP n-типа с ориентацией 100 разориентированные на 3° по плоскости 111. Подложка была легирована Te с концентрацией примеси в  $5 \cdot 10^{18}$ . Перед использованием подложки кипятились 5 минут в четырёххлористом углероде, а затем, ещё 5 минут в ацетоне.

Для экспериментов были подготовлены два электролита: 0,2% водный раствор ортофосфорной кислоты и смесь 75% пропиленгликоля и 3% водного раствора винной кислоты (AGW[55]). При изготовлении электролитов использовалась дистиллированная вода и вещества компании «ЛенРеактив». После смешивания каждый электролит отстаивался в течении 10 минут.

Анодирование проводилось в ванне с вертикальным расположением электродов, опущенных на 1 см ниже уровня поверхности электролита.

В качестве источника тока использовался прибор Б5-49. Время анодирования составляло 80 секунд. Все процедуры проводились при комнатной температуре



### 6.3.1. Исследование оптических характеристик просветляющего покрытия.

Перед нанесением плёнки на контрольный образец, было необходимо исследовать интенсивность роста и уровни просветления плёнок. Для этого были проведены серии экспериментов для обоих электролитов.

#### Определение интенсивности роста плёнок

На основе экспериментов были выведены следующие графики зависимости толщины плёнки от напряжения электролиза Рис. 63:

На этом графике  $H_2$  – толщина окисной плёнки образовавшейся на поверхности  $InP$ ,

$H_1$  – толщина оксидированного слоя, образовавшегося под внешней плёнкой

$D$  – суммарная толщина оксидной плёнки

На рис.64 представлен аналогичный график, но при анодировании в AGW

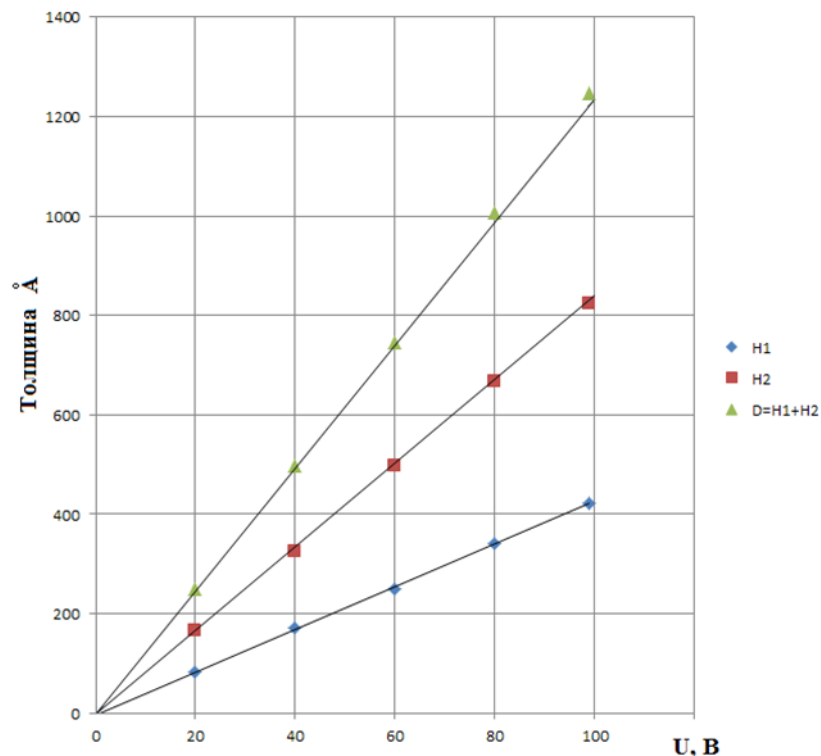


Рис.63. График зависимость толщины оксидной плёнки при анодировании в растворе ортофосфорной кислоты от приложенного напряжения

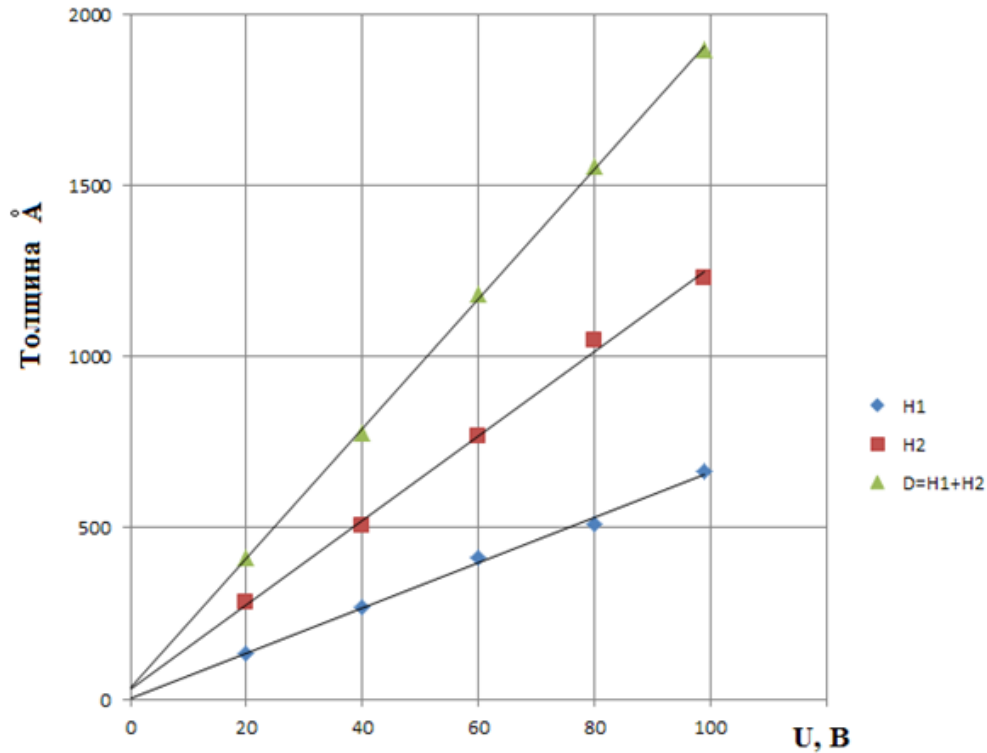


Рис.64. График зависимость толщины оксидной плёнки при анодирование в AGW от приложенного напряжения.

Измерение толщин плёнок осуществлялось профилометрическим методом.

При сравнении графиков видно, что процесс имеет постоянный характер и, в зависимости от среды, отличается только скоростью роста плёнки.

Интенсивность роста плёнки в растворе H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> составила приблизительно 12 Å/В, в то время как интенсивность роста плёнки в AGW составила приблизительно 18 Å/В, что немного расходится с данными [55].

На основе формул из литературного обзора и графиков зависимости роста покрытия от напряжения было вычислено оптимальное напряжение в AGW-растворе. Оптимальная толщина покрытия составляет 177 нм, а напряжение нанесения составило 99 В. Образец выдерживался в растворе в течении 80 с. Для проверки характеристик покрытия и сравнения результатов были проведены измерения коэффициента отражения для нескольких образцов

Пропускание образцов измерялось на приборе OL 700-71 компании Optronic Laboratories.

Для определения эффективности просветляющего покрытия был исследован образец InP n-типа на пропускание и на отражение. Результаты можно увидеть на

рис.65.

Коэффициент отражения на длине волны 1,06 мкм превысил 40%, что неприемлемо для фотоэлектрического преобразователя.

Также были исследованы образцы InP с нанесённым оксидным просветляющим покрытием. Результаты представлены на рис.67.

Из графика (рис.66) видно, что наименьшее отражение для длины волны 1,06 мкм было получено для оксидной плёнки толщиной 176 нм, что соответствовало напряжению в 99 В электролита на основе пропиленгликоля.

При этом коэффициент отражения составил приблизительно 7%

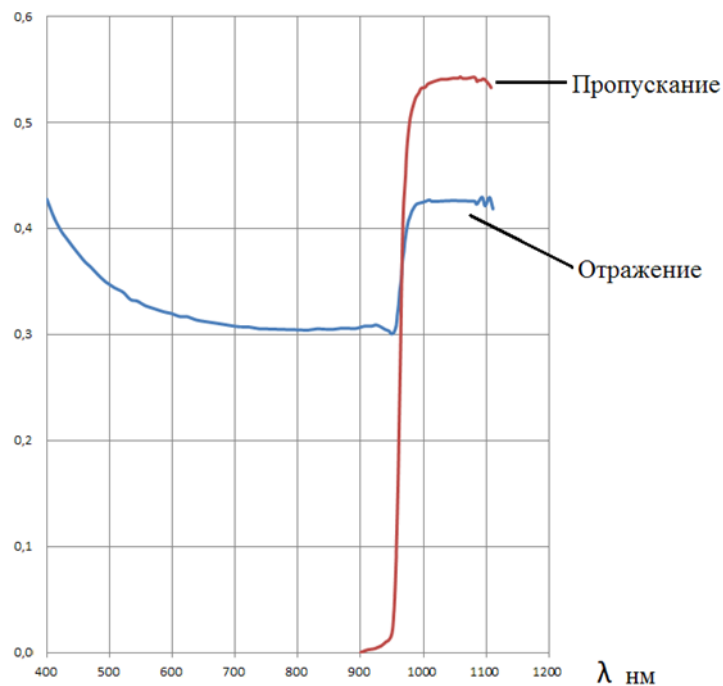


Рис.65. График зависимости отражения и пропускания образцов InP без просветляющего покрытия от длины волны

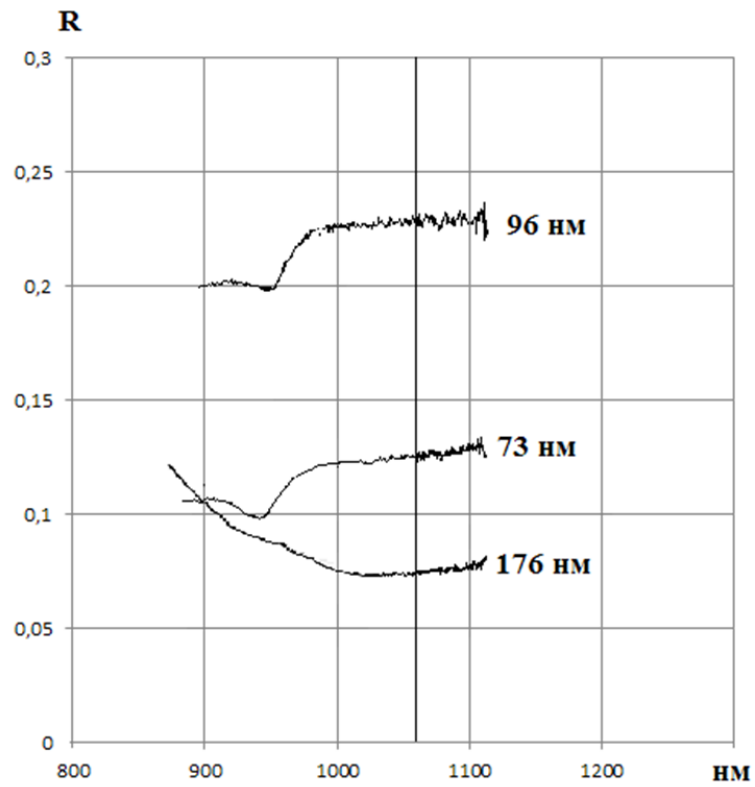
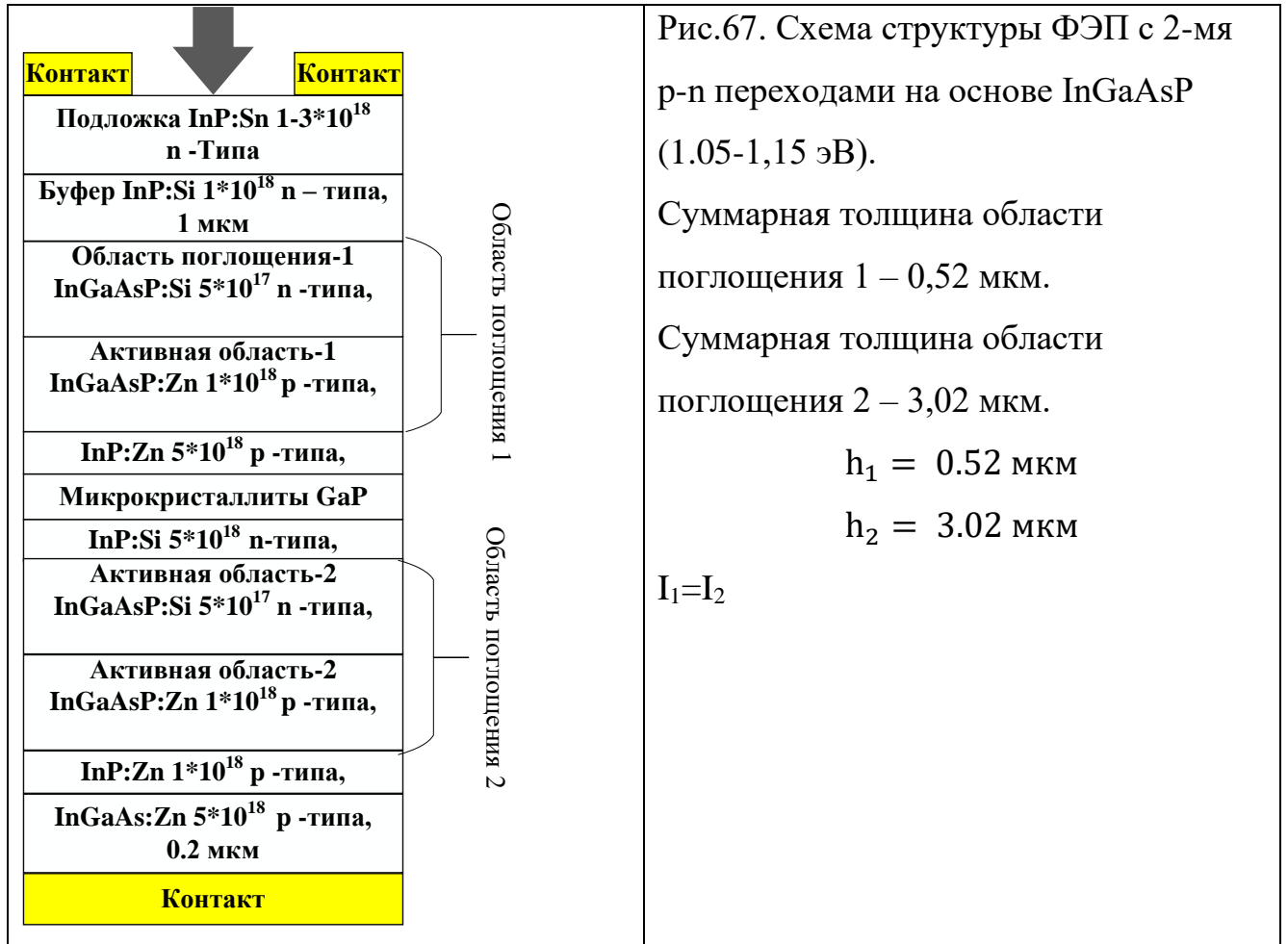


Рис.66. График зависимости отражения образцов InP с просветляющим покрытием InP oxide от длины волны.

### 6.4. Каскадный ФЭП.

На основе проведенных ранее исследований и экспериментов по изготовлению ФЭПМЛИ, была предложена каскадная модель ФЭП(представленный на рис.67), состоящий из последовательно соединенных фотоэлектрических преобразователей. На рис.67, для примера представлена структура такого ФЭП с 2-мя активными p-n переходами.



Данная конструкция ФЭП решает несколько проблем:

- 1) Уменьшается вероятность эффекта «насыщения» за счет разделения преобразуемого светового потока. Предложено область разделить на несколько областей. В предлагаемом варианте это 2 области;
- 2) Уменьшение электрической ёмкости и, следовательно, повышение частотны характеристик, для цепей передачи сигналов.

Пример: цепь из 2-х последовательно соединенных конденсаторов

$$C = \frac{C1 \cdot C2}{C1 + C2} - \text{То есть общая емкость будет меньше наименьшей} \quad (7.1)$$

3) Уменьшение потерь на нагрев вследствие уменьшения фототока.

Уменьшение тока будет равно количеству областей поглощения.

Мощность нагрева

$$P = I * U = I^2 * R \quad (7.2)$$

*P-мощность нагрева I - ток уменьшается а R- постоянный*

Из закона Бугера Ламберта Бера(рис. 68) толщина области поглощения 1 должна составлять 0.52 мкм а области поглощения 2 – 3.01 мкм и при коэффициенте межзонного поглощения (2-5)  $10^4$ [65], для поглощения 99%, [79]

$$I = I_0 \cdot e^{-k_\lambda h} \quad (7.3)$$

$$\text{Ln} \left( \frac{I_0}{I} \right) \cdot \frac{1}{k_\lambda} = h \quad (7.4)$$

где k- коэффициент поглощения, I – свет прошедший через пластину,  $I_0$  – интенсивность входящего пучка, h – толщина образца.

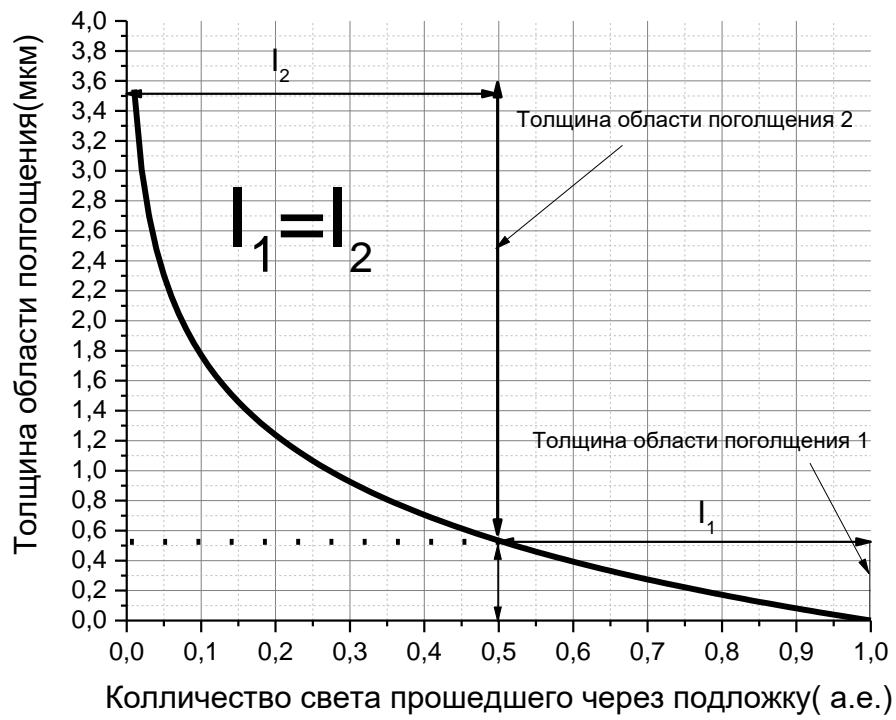


Рис. 68. Расчет толщины области поглощения по закону Бугера Ламберта Бера.

Работа обоих каскадов данного фотоприемника подтверждена удвоением ВАХ представленной на рис. 68. Что подтверждается методом ТИЭЗ спектр которого представлен на рис. 69.

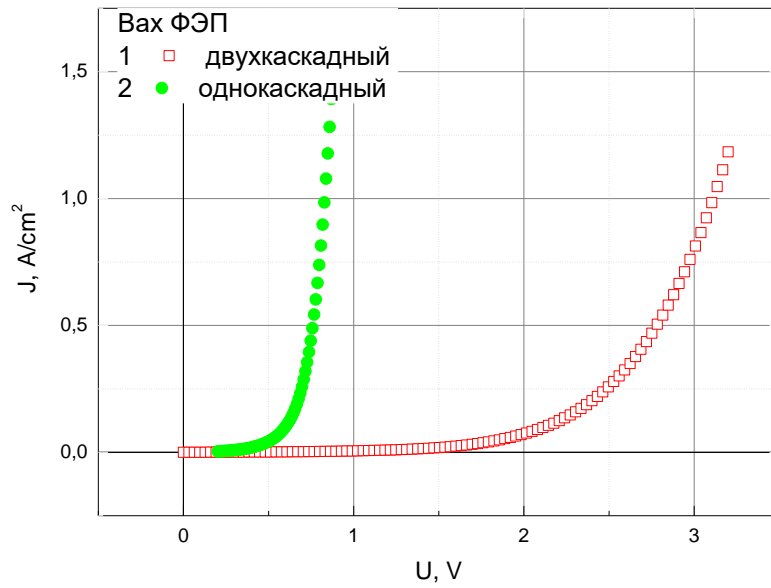


Рис.69. Вольтамперная характеристика полученного ФЭП с 2-мя p-n переходами на основе InGaAsP (1.05-1.15эВ), без просветляющего покрытия.

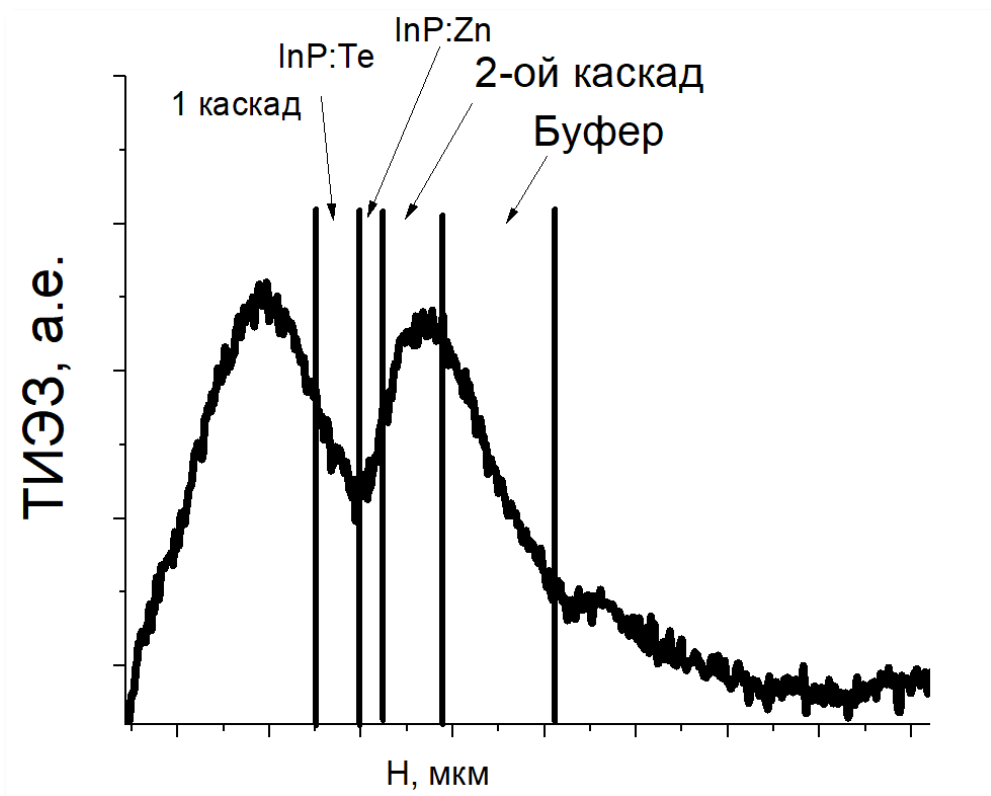


Рис.70 Спектр ТИЭЗ двухкаскадного фотоприемника.



**Выводы:**

- 1) Разработана технология изготовления твёрдых растворов InGaAsP ( $E_g = 1.- 1.2$  эВ) вблизи области спинодального распада n и p типа методом МОСГФЭ на подложках InP.
- 2) Релаксация напряжений путем образования рельефа на поверхности позволяет избежать спинодального распада твёрдого раствора;
- 3) Снятие напряжений в слоях толщиной 150-200 нм приводит к уменьшению ширины спектров фотолюминесценции на полувывоте и росту интенсивности. Увеличение толщины активной области свыше 200 нм усиливает рельеф и неоднородность состава твёрдого раствора, сопровождается падением интенсивности и увеличением ширины спектра фотолюминесценции на полувывоте;
- 4) Показано, что последовательное выращивание слоев твёрдых растворов  $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$  толщиной 150-200 нм и слоев InP толщиной 20 нм позволяет обеспечить толщину активной области более 1 мкм без ухудшения качества.
- 5) Разработана технология изготовления фотоприемников мощного лазерного излучения на длину волны 1.06 мкм. По результатам измерений был достигнут КПД 34.5% при мощности засветки 10 Вт/см<sup>2</sup>.
- 6) Предложен новый подконтактный слой InGaAs с  $E_g=0.51$  эВ к InP:Zn p-типа, это приводит к уменьшению сопротивления в сравнении с традиционными методами создания контактов.
- 7) Показана возможность и разработана технология изготовления каскадного фотоприемника, без туннельных p-n переходов, с использованием соединительных элементов на основе микрокристаллитов GaP.

**Список сокращений и условных обозначений:**

ФЭП – Фотоэлектрический преобразователь

ФЭПМЛИ – Фотоэлектрический преобразователь мощного лазерного излучения

ДГС - Двойная гетероструктура

КПД – Коэффициент полезного действия

ВАХ – Вольт амперная характеристика

ФЛ - Фотолюминесценции

МОСГФЭ – Газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений

ТИЭЗ - Ток индуцированный электронным зондом

ОПЗ – Область пространственного заряда

МПЭ - Молекулярно-пучковая эпитаксия

НПР – Несоответствие параметров решетки

РНЗ - Фосфин

TMIn – Триметилиндия ( $\text{In}(\text{CH}_3)_3$ )

TEGa – Триэтилгаллий ( $\text{Ga}(\text{C}_2\text{H}_5)_3$ )

AsH<sub>3</sub> – Арсин

DEZn – Диэтилцинк ( $\text{Zn}(\text{C}_2\text{H}_5)_2$ )

DETe – Диэтилтеллур ( $\text{Te}(\text{C}_2\text{H}_5)_2$ )

SiH<sub>4</sub> - Силан

E<sub>g</sub> – Ширина запрещенной зоны

FWHM – Ширина спектра на полувысоте

XRD – Рентгеновская дифрактометрия

## Литература.

1. Y.Akiyama et al. Efficient 10 kW Diode-pumped Nd:YAG Rod Laser. – LaserOpto, v.33, No.4, 2001, p.46-49
2. Зуев В. Е., Прозрачность атмосферы для видимых и инфракрасных лучей, М., 1966
3. Качмарек Ф. Введение в физику лазеров. Пер. с польск./ Перевод В. Д. Новикова. Под ред. и с предисл. М. Ф. Бухенского.— М.: Мир, 1980. — 540 с
4. <https://ssau.ru/files/science/conferences/re2015/140-143.pdf>
5. [https://portal.tpu.ru/SHARED/b/BATSEVAN/Uchebnaiarabota/AnnotationESIS/РАСЧЕТ\\_ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ\\_ПОТЕРЬ.pdf](https://portal.tpu.ru/SHARED/b/BATSEVAN/Uchebnaiarabota/AnnotationESIS/РАСЧЕТ_ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ_ПОТЕРЬ.pdf)
6. Summary of studies on space solar power systems of Japan Aerospace Exploration Agency (JAXA) Masahiro Mori\*, Hideshi Kagawa, Yuka Saito Japan Aerospace Exploration Agency (JAXA), 2-1-1 Sengen, Tsukuba-shi Ibaraki 305-8505, Japan Available online 19 May 2006
7. Перспективы использования беспроводной передачи электрической энергии в космических транспортных средах, Грибков А.С., Евдокимов Р.А., Синявский В.В., Соколов Б.А., Тугаенко В.Ю., Известия академии наук- энергетика, №2, 2009
8. К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ПЕРЕДАЧИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ПО ОПТИЧЕСКОМУ КАНАЛУ, О.Н. КРОХИН, Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия
9. [https://scintillators.ru/booc/Si\\_photodiode.pdf](https://scintillators.ru/booc/Si_photodiode.pdf)
10. [http://particle.korea.ac.kr/doc/Si\\_photodiode.pdf](http://particle.korea.ac.kr/doc/Si_photodiode.pdf)
11. <http://www.advante.ru/docs/hamamatsu/Si%20photodiodes.pdf>
12. <https://avenston.com/ru/articles/fundamentals-of-the-technology-of-production-of-silicon-solar-cells>
13. H.D.Law, W.W.NG, K.Nakano, P.D. Dapkus, “High Wfficiency InGaAsP Photovoltaic Power Converter” IEEE Electron Device Letters, vol. EDL-2, No.2, February 1981

14. Jizhao Zang, Zhanyu Yang, Xiaojun Xie, Min Ren, Yang Shen, Zack Carson, Olivier Pfister, Andreas Beling, and Joe C. Campbell, “High quantum efficiency uni-traveling-carrier photodiode”, 1041-1135 (c) 2016 IEEE.
15. Jizhao Zang, Zhanyu Yang, Xiaojun Xie, Min Ren, Yang Shen, Zack Carson, Olivier Pfister, Andreas Beling, and Joe C. Campbell, “High quantum efficiency uni-traveling-carrier photodiode”, 1041-1135 (c) 2016 IEEE.
16. Emziane M., Nicholas R.J., Rogers D.C., Dosanjh J. Investigation of InGaAsP-based solar cells for double-junction photovoltaic devices// Thin Solid Films, 2008, v. 516, p.6744–6747
17. T. Inoue, K. Kainosho, R. Hirano, H. Shimakura, T. Kanazawa, O. Oda, J. Appl. Phys. 67 (1990) 7165
18. Полупроводниковые гетероструктуры: гетеропереход. Учебно-методическое пособие. /Сост. П.А. Шилиев, Д.А. Павлов. – Н.Новгород: Нижегородский госуниверситет, 2009. – 18 с
19. L. B. Karlina, B. J. Ber, M. M. Kalugina, A. P. Kovarsky, C. Vargas\_Aburto, R. M. Uribe, D. Brinker, and D. Scheiman, in Proc. of the 28th IEEE PVSC (Alaska, 2000), p. 12301
20. L. B. Karlina, M. M. Kulagina, M. Z. Shvarts, A. S. Vlasov, and V. M. Andreev, in Proc. of the 21st Eur. Photovoltaic Solar Energy Conf. (Dresden, 2006), p. 4731
21. Revised refractive index and absorption of In<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub>As<sub>y</sub>P<sub>1-y</sub> lattice-matched to InP in transparent and absorption IR-region Sten Seifert and Patrick Runge Photonic Components, Heinrich Hertz Institute, Fraunhofer, Einsteinufer 37, 10587 Berlin, Germany
22. Burkhard, H., H. W. Dinges, and E. Kuphal, J. Appl. Phys. 53, 1 (1982) 655-662.
23. [https://ru.wikipedia.org/wiki/Закон\\_Бугера\\_—\\_Ламберта\\_—\\_Бера](https://ru.wikipedia.org/wiki/Закон_Бугера_—_Ламберта_—_Бера)
24. I.S. Adachi, J. Appl. Phys., 66, no.12, pp.6030-6040 (1989)
25. В.Г. Дейбук, Термодинамическая устойчивость эпитаксиальных пленок GaInSb, InAsSb, GaInP, Физика и техника полупроводников, 2003, том 37, вып.

26. И. П. Ипатова, В. Г. Малышкин, А. Ю. Маслов, В. А. Щукин. Образование периодических структур с модулированным составом при когерентном разделении фаз в четверных твёрдых растворах полупроводников АІІВV. ФТП, 27(2), 285-298 (1993)
27. J.C. Philips, Bonds and Bands in Semiconductors, Academic Press, New York, 1973, p. 208.
28. G.B. Stringfellow, in: Organometallic Vapor-Phase Epitaxy: Theory and Practice, Academic Press, Boston, 1989, p. 94
29. J.W. Cahn, Acta Metall. 9 (1961) 795.
30. D. Schlenker, T. Miyamoto, Z. Chen, M. Kawaguchi, T. Kondo. Inclusion of Strain in Miscibility Gap Calculation for III-V Semiconductors. Jpn. J. Appl. Phys. 39, 5751-5757 (2000).
31. R. Asomoza, V.A. Elyukhin, R. Pena-Sierra. Spinodal decomposition in the АІІх ВІІІ1 хСVуDV1 у quaternary alloys. Journal of Crystal Growth 222 (2001) 58-63
32. Полякова А. Л. Деформация полупроводников и полупроводниковых приборов. - М.: Энергия, 1979. - 168 с.
33. А. В. Мурашова. Исследование процессов эпитаксиального роста четверных твёрдых растворов InGaAsP в области несмешиваемости. Диссертация на соискание учёной степени к.ф.-м.н. Спб, 20021
34. D. H. Jaw, J. R. Chang and Y. K. Su. Observation of self-organized superlattice in AlGaInAsSb pentanary alloys. Appl. Phys. Lett. 82, 3883-3885 (2003)
35. A. Behres, D. Puttjer, K. Heime. Low-pressure metal organic vapour-phase epitaxy and characterization of strained InAs(P)/InAsSb superlattices for infrared emitters. Journal of Crystal Growth 195 (1998) 373-377
36. B. Lane, Z. Wu, A. Stein, J. Diaz, and M. Razeghi. InAsSb/InAsP strained-layer superlattice injection lasers operating at 4.0  $\mu\text{m}$  grown by metal-organic chemical vapor deposition. Appl. Phys. Lett. 74, 3438-3440 (1999)
37. Вавилова Л.С., Капитонов В.А., Мурашова А.В., Тарасов И.С.// Физика и техника полупроводников. 2000. Т. 34.С.1307
38. Asomoza R., Elyukhin V.A.// Journal of Crystal Growth .2001.V.222.P.58-63

39. Schlenker D., Miyamoto T. // Jpn.J.Appl.Phys. 2000.V.39.P.5751-5757
40. Гегузин Я.Е.// Диффузионная зона. М.: Наука.1979. 343С
41. А.Б. Гордеева, Оптическая анизотропия поверхностей (001) GaAs и InAs, Диссертация на соискание учёной степени к.ф.-м.н. Спб, 2013
42. - D. Masson, F. Proulx and S. Fafard, “Publishing the limits of concentrated photovoltaic solar cell tunnel junctions in novel high-efficiency GaAs phototransducers based on a vertical epitaxial heterostructure architecture”, Progress in photovoltaics: Research and Applications, 23, (2015), 1687-1696
43. P.J. Topham “Ohmic Contacts to n-Type Indium Phosphide”, докторская диссертация (1983 г.)
44. Т.В.Бланк, Ю.А.Гольдберг «Механизмы протекания тока в омических контактах металл-полупроводник», ФТИ им.Иоффе, т.41, вып.11, с.1281 (2007 г.)
45. Zhang Kefeng, Tang Henging, Wu Xiaoli, Xu Jintong, Li Xue, Gong Haimei “Improved Au/Zn/Au Ohmic Contacts For p-Type InP”, International Symposium on Photoelectronic Detection and Imaging 2007
46. “Low resistance Ohmic contact scheme to p-InP” Moon-Ho Park and L. C. Wang, J. Y. Cheng, C. J. Palmstrom, Applied Physics Letters, т.70 (1), (1997 г.)
47. Clausen, Pedersen, Leistiko, “Contact metallurgy optimization for ohmic contacts to InP”, Microelectronic engineering, т.15, (1991 г.)
48. A. Katz, W. C. Dautremont-Smith, S. N. G. Chu, P. M. Thomas, L. A. Koszi, W. Lee, Y. G. Riggs, R. L. Brown, S. G. Napholtz, I. L. Zilko, A. Lahav, Appl. Phys. Lett., 1989, vol 54, No 23, pp. 2306-2308
49. Yu A.Y.C., Solid-State Electronics, 1970, Volume 13, Issue 2, pp. 239-247,
50. Electronic archive of Ioffe Physico-Technical Institute. New semiconductor materials. Characteristics and properties.  
<http://www.ioffe.ru/SVA/NSM/Semicond/GaInAs/basic.html>
51. Goldberg Yu.A. and N.M. Schmidt Handbook Series on Semiconductor Parameters, vol.2, M. Levinshtein, S. Rumyantsev and M. Shur, ed., World Scientific, London, 1999, pp. 62-88.
52. Р.Б. Бурлаков, Вестник Омского университета, 2018, т. 23, № 4. с. 78–86,

DOI 10.25513/1812-3996.2018.23(4).78-86

53. Dubbon-Shevallier C. et al., Journal of Applied Physics 1986, vol. 59, No 11, pp. 3783
54. K. Chin, G. Zydzik, S. Singh, L. G. Van Uitert, G. Minneci “Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> as an antireflection coating for InP/InGaAsP LEDs”, Journal of Vacuum Science and Technology B, т.1, (1), (1983 г.)
55. S. Sakai, M. Umeno, T. Aoki, M. Tobe, Y. Amemiya «InGaAsP/InP Photodiodes Antireflectively Coated with InP Native Oxide» IEEE Journal of Quantum Electronics, т.15 (10), (1979 г.)