

**Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого
Институт физики, нанотехнологий и телекоммуникаций**

На правах рукописи

Новиков Сергей Андреевич

**Особенности получения приборных гетероструктур на основе
материалов III - N**

Направление подготовки Физика и астрономия (03.06.01)

Код и наименование

Направленность Физика полупроводников (03.06.01_07)

Код и наименование

НАУЧНЫЙ ДОКЛАД

об основных результатах научно-квалификационной работы

Автор работы: Новиков Сергей Андреевич
Научный руководитель: д.ф.-м.н.,
профессор, Рыков Сергей Александрович

Санкт Петербург – 2021

Научно-квалификационная работа выполнена в Высшей инженерно-физической школе Института физики, нанотехнологий и телекоммуникаций федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Директор ВШ:	Фирсов Дмитрий Анатольевич, д.ф.-м.н., профессор
Научный руководитель:	Рыков Сергей Александрович д.ф.-м.н., профессор
Рецензент:	Красовицкий Дмитрий Михайлович, к.х.н., ведущий инженер ОГК АО «Светлана-Рост»

С научным докладом можно ознакомиться в библиотеке ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» и на сайте Электронной библиотеки СПбПУ по адресу: <http://elib.spbstu.ru>

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1. Литературный обзор.....	5
1.1. Открытие полупроводниковых материалов.....	5
1.2. Молекулярно-лучевая эпитаксия	8
1.3. Молекулярно-лучевая эпитаксия на основе материалов III-N.....	10
Выводы и постановка задачи	13
Глава 2. Оборудование и методика эксперимента.....	15
2.1. Конструкция установки МЛЭ.....	15
Глава 3. Исследование влияния условий роста на свойства гетероструктур с двумерным электронным газом AlN/AlGaN/GaN/InAlN	18
3.1. Определение оптимальных режимов роста слоев GaN методом МЛЭ с плазменным источником азота.....	18
3.2. Эпитаксиальное выращивание слоев InN.....	20
3.3. Калибровка пирометра	21
3.4. Калибровка потока индия.....	22
3.5. Выработка предварительных требований на эпитаксиальные структуры на основе InAlN.....	26
3.6. Эпитаксиальное выращивание слоев InAlN.....	31
3.7. Эпитаксиальное выращивание гетероструктур с двумерным электронным газом	33
Заключение	37
Список литературы	38

Введение

Прогресс современной компьютерной техники и электроники, базирующихся на полупроводниковых материалах, направлен в сторону минимизации размеров электронных систем, снижения потребляемой энергии и увеличения быстродействия. Наиболее перспективными для решения этих задач являются эпитаксиальные системы, характеристические размеры которых лежат в нанометровом диапазоне

Своими уникальными физическими свойствами полупроводниковые гетероструктуры обязаны современному развитию технологических методов их получения. Одним из таких методов является технология молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Характерной особенностью данного метода является возможность создания материалов с заранее заданными параметрами, такими как толщины эпитаксиальных слоев, химический состав, концентрация свободных носителей и пр. Молекулярно-лучевая эпитаксия является гибким высокотехнологическим методом выращивания полупроводников гетероструктур требующим от исполнителей глубоких физических знаний и навыков.

В докладе рассмотрены технологические особенности получения полупроводниковых гетероструктур методом молекулярно-лучевой эпитаксии и их применение для изготовления мощных и малошумящих полевых транзисторов.

Глава 1. Литературный обзор

1.1. Открытие полупроводниковых материалов

Полупроводниковыми материалами являются вещества с электронной электропроводностью. Значение удельного сопротивления таких материалов в условиях нормальной температуры располагается между значениями удельного сопротивления проводников и диэлектриков. Как следствие ключевой особенностью полупроводниковых материалов является их способность изменять свои свойства при влиянии внешних факторов воздействия таких как: приложение магнитного и электрического полей, изменение освещения и температуры, внешнего давления и т.д.

В 1833 году Майкл Фарадей обнаружил, что значение электропроводности сульфидов серебра не уменьшается с увеличением температуры, как это свойственно металлам, а напротив, растет. Это открытие принято считать отправной точкой в исследованиях зарождающейся науки полупроводниковой электроники.

Следующая дата, связанная с историей полупроводников – 1874 год. Немецкий учёный Фердинанд Браун работая с сернистым свинцом (PbS) и пиритом (FeS), заметил выпрямление переменного тока при контакте этих веществ с металлом [1].

В 1880 году Александр Грэхем Белл использует селен - полупроводник, который вырабатывает электричество, когда на него падает свет - для передачи звука на расстоянии при помощи устройства, получившего название фотофон [2].

С тридцатых годов начинается системный анализ полупроводниковых материалов. Полная реализация технических возможностей полупроводников на тот момент времени была не возможна из-за недостаточного уровня технологического развития. В этот период времени исследования ученых главным образом были ориентированы на исследование механизмов электропроводности в диэлектриках и полупроводниках. Сформированный в 1918 г. по инициативе А.Ф. Иоффе Ленинградский физико-технический институт (ЛФТИ) одним из первых активно занимается исследование новых динамично развивающихся направлений физики в СССР. Непосред-

ственно ЛФТИ инициирует создание группы физико-технических институтов на территории Советского Союза.

На основе явления туннелирования А.Ф. Иоффе и Я.И. Френкель в 1932 г. формируют теорию выпрямления тока на контакте металл–полупроводник. Параллельно с этим Б.В. Курчатов и В.П. Жузе проводят исследования примесной и собственной проводимости полупроводников [3,4]. После публикации статей предсказывающих экситонные эффекты Я.И. Френкель в 1936 г. разрабатывает теорию экситонов в полупроводниках [5]. Отправной точкой для теории р–n перехода В. Шокли становится опубликованная Б.И. Давыдовым в 1939 г. первая диффузионная теория выпрямляющего р–n гетероперехода [6]. После прорывных изобретений транзистора в 1947 г., гетероперехода, светоизлучающего диода и интегральной схемы в 1960-е гг. полупроводниковые исследования достигают принципиально нового уровня. [7].

Благодаря полученным результатам становится очевидно, что полупроводники являются особым перспективным классом материалов. Становится понятно, что полная реализация свойств полупроводниковых материалов требует разработки новых технологий их синтеза. Изучение сложных полупроводников стало возможным только после того, как в начале пятидесятых годов были успешно разработаны технологии синтеза монокристаллов Si и Ge высокой чистоты. В результате изучения зависимости свойств полупроводников от их структуры, А.Ф. Иоффе выдвигается гипотеза об определяющем влиянии типа химической связи на свойства твердых тел. Вследствие того, что кристаллы с ковалентным типом сил связи (Si, Ge) являются идеальными полупроводниками, делается предположение об отнесении их аналогов с более сложным составом и алмазоподобной структурой к полупроводникам. Наиболее привлекательными для исследования, среди материалов, подходящих под вышеперечисленные параметры становятся соединения АЗВ5.

Во многих странах мира начинаются активные исследования в области синтеза этих материалов. В СССР работы по получению сложных полупроводников были начаты в ЛФТИ Н.А. Горюновой. При ее непосредственном участии были получены многие из двухкомпонентных полупроводников АЗВ5 одним из них был арсенид

галлия - прямой аналог германия, который на тот момент являлся самым популярным полупроводником. Дальнейшие исследования по поиску алмазоподобных полупроводниковых материалов привели к получению трехкомпонентных полупроводников. Первые монокристаллы GaAs были практически одновременно выращены в ЛФТИ, СФТ и НИИ 311 [8].

Широкое распространение в полупроводниковой электронике получили гетероструктуры. Гетероструктуры представляют собой слоистые структуры, образованные в результате контакта двух полупроводников разных по химическому составу и физическим свойствам. Благодаря своим особенностям полупроводниковые гетероструктуры позволяют управлять фундаментальными параметрами в полупроводниковых кристаллах и основанных на них приборах. Наиболее важными из них являются: ширина запрещенной зоны, электронный энергетический спектр, показатель преломления, и подвижность носителей.

Следующей важной задачей на пути исследования полупроводниковых гетероструктур стало получение гетероперехода с бездефектной границей. Для решения этой задачи необходимо было найти гетеропару, состоящую из двух материалов с очень близкими значениями постоянной решетки и другими подходящими параметрами.

В 1963 г. Ж.И. Алферовым и Г. Кремером были открыты аналоговые лазеры, работающие на полупроводниковых структурах. В качестве материалов для гетероструктуры была выбрана система GaAs/GaAsP. Однако, вследствие необходимости низких температур для лазерной адаптации элементов этой системы пришлось искать новые материалы. Дальнейшие исследования были проведены с помощью Ж.И.Алферова, Д.Н.Третьяков предложенными Д.Н.Третьяковым кристаллами AlGaAs. Гетеропара GaAs/AlGaAs позволяла создать гетероструктуру с согласованными параметрами решеток, что позволило избежать возникновения избыточных напряжений в структуре.

Усовершенствование технологии синтеза и дальнейшее исследование свойств гетероструктуры GaAs/AlGaAs позволило реализовать непрерывный режим лазерной генерации в условиях комнатной температуры в 1970 г. [9]. Данное достижение

вызвало стремительный рост заинтересованности в исследованиях физических особенностей полупроводниковых гетероструктур и их синтеза. На данный момент большинство исследований в области полупроводниковой физики, направлено на подробное изучение именно полупроводниковых гетероструктур.

1.2. Молекулярно-лучевая эпитаксия

Для получения полупроводниковых гетероструктур состоящих из сверхтонких слоев требовался новый высокотехнологичный метод.

Такой метод должен был обладать высокой точностью воспроизведения заданной толщины и химического состава каждого слоя. Основными особенностями такого метода должны были стать:

- особо чистые рабочие материалы;
- высокотемпературная предпроцессная очистка подложек;
- остаточное давление в процессной камере $\sim 10^{-8}$ Па, (сверхвысокий вакуум);
- атомарный поток материалов;
- *in situ* (в процессе) контроль атомной структуры эпитаксиальных гетероструктур.

Всем предъявленным особенностям удовлетворяет только метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Благодаря чему данный метод получил широкое применение для изготовления полупроводниковых гетероструктур, несмотря на свою дороговизну [10].

Применение широкого спектра методов *in-situ* диагностики выращиваемых эпитаксиальных пленок в комбинации с системой полного автоматизированного управления всеми параметрами эпитаксиального роста, а также вышеописанные особенности получения полупроводниковых гетероструктур высокого качества, привели к реализации технологии качественно нового уровня, способной решать самые сложные задачи, которые могут возникнуть при синтезировании тонких пленок с предварительно заданными параметрами стехиометрии и толщины.

Технология МЛЭ в известном нам виде была изобретена Джоном Артуром и Альфредом Чо в лаборатории Белла в 1968 году [11].

Ключевой особенностью метода предложенного Д. Артуром и А. Чо является напыление в условиях сверхвысокого вакуума, определяющееся кинетикой взаимодействия атомарных пучков эффузионных материалов с поверхностью кристалла, принципиально отличающееся от методов жидкостной эпитаксии и химического осаждения, которые протекают в условиях близких к равновесным.

Благодаря тому, что процесс молекулярно-лучевой эпитаксии происходит в условиях сверхвысокого вакуума, поместив в систему соответствующее аналитическое оборудование, его можно контролировать *in-situ* при помощи следующих диагностических методов:

- отражательная дифракция быстрых электронов (ОДБЭ);
- рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС); масс-спектрометрия вторичных ионов и др.

Контроль интенсивности атомарных пучков, может проводиться при помощи квадрупольного масс-спектрометра. Очистка рабочей поверхности монокристалла, может проводиться при помощи ионной пушки.

Перечисленные аналитические возможности, дают методу МЛЭ ряд существенных преимуществ перед другими методами синтеза полупроводниковых гетероструктур.

Атомарные потоки необходимых для синтеза элементов направляются на разогретую монокристаллическую подложку в условиях сверхвысокого вакуума образуя тонкие пленки с заданным составом, осаждаюсь на её поверхности. Достигая поверхности подложки, атомы примеси движутся вследствие диффузии до тех пор, пока не достигают термодинамически выгодного расположения на её плоскости.

В следствии высокой температуры в процессе синтеза атомы стремительно мигрируют по всей поверхности и занимают только строго определенные, ориентированные относительно подложки, положения. Такой ориентированный рост кристалла на поверхности подложки называется эпитаксиальным ростом кристаллической пленки.

1.3. Молекулярно-лучевая эпитаксия на основе материалов III-N

В настоящее время значительный интерес в области исследования полупроводниковых материалов представляют нитриды металлов третьей группы (III-N). Это обусловлено их перспективностью для создания электронных и оптоэлектронных приборов. Ширина запрещенной зоны этих прямозонных материалов перекрывает весь видимый и большую часть УФ диапазона. Эта особенность открывает широкий простор для создания оптоэлектронных приборов основанных на материалах III-N, которые будут работать в указанных спектральных диапазонах (рис. 1) [12]. Кроме того данные материалы привлекательны для использования в высокотемпературной сильноточной электронике и при создании мощных и малошумящих полевых транзисторов СВЧ-диапазона, благодаря своей высокой термической и радиационной стойкости, а также высоким значениям пробивных полей и ярко выраженным поляризационных эффектах. В таблице 1 приведены некоторые свойства гексагональных модификаций нитридов металлов III группы приведены ниже в таблице [13,14,15].

	AlN	GaN	InN
Ширина запрещенной зоны E_g (300K), эВ	6.2	3.39	~0.7
Постоянные решетки, Å	a=3.112 c=4.982	a=3.189 c=5.185	a=3.548 c=5.760
Коэффициент температурного расширения (КТР), 1/К	$\Delta a/a=4.2 \cdot 10^{-6}$ $\Delta c/c=5.3 \cdot 10^{-6}$	$\Delta a/a=5.59 \cdot 10^{-6}$ $\Delta c/c=3.17 \cdot 10^{-6}$	$\Delta a/a=4 \cdot 10^{-6}$ $\Delta c/c=3 \cdot 10^{-6}$
Теплопроводность, Вт/см·К	2.0	1.3	~0.8
Показатель преломления	n (3 эВ)=2.15	n (1эВ)=2.33	n~3
Спонтанная поляризация, Кл/м ²	-0.081	-0.029	-0.032
Пьезоэлектрические коэффициенты, Кл/м ²	$e_{33}=1.46$ $e_{31}=-0.60$	$e_{33}=0.73$ $e_{31}=-0.49$	$e_{33}=0.97$ $e_{31}=-0.57$

Таблица 1 Свойства гексагональных модификаций AlN, GaN, InN

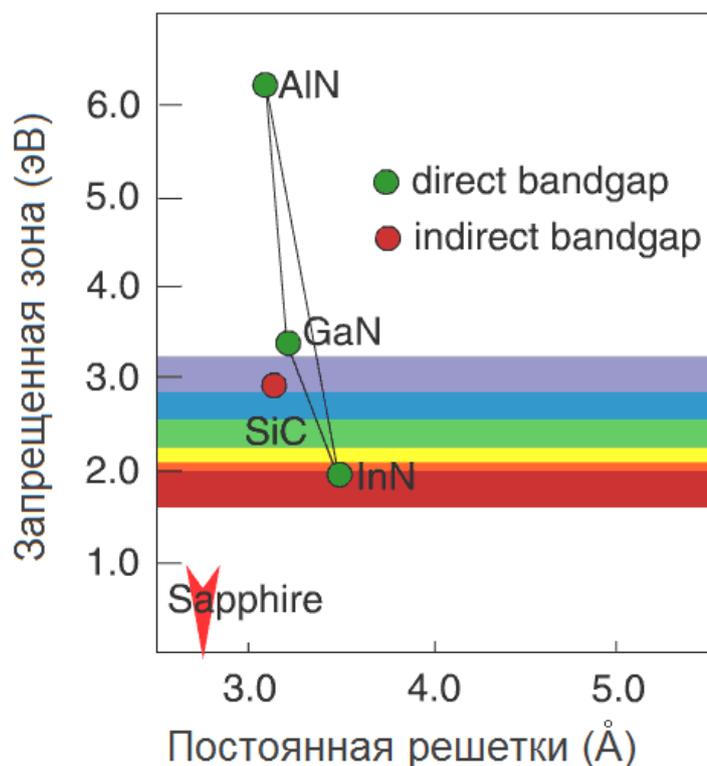


Рис. 1. Зависимость ширины запрещенной зоны нитридов металлов третьей группы от постоянной решетки

Главной проблемой при синтезе нитридов металлов третьей группы (III-N) является отсутствие привлекательных по цене согласованных по параметру кристаллической решетки подложек из этих же материалов. Последствием данной проблемы является необходимость выращивать нитриды металлов третьей группы на подложках, которые изначально рассогласованы по параметрам кристаллической решетки и коэффициенту термического расширения.

Гетероэпитаксия нитридов на относительно недорогих рассогласованных подложках сапфира (Al_2O_3), несмотря на применение специальных подготовительных процедур на начальном этапе роста, приводит к высоким значениям плотности дислокаций, что негативно сказывается на получаемых приборных гетероструктурах. Это происходит вследствие различия латеральных кристаллографических постоянных решеток сапфира и AlN, рассогласование составляет порядка 13% рассогласования.

В свою очередь это является причиной большой концентрации прорастающих дислокаций в нитридных соединениях до 10^{11}см^{-2} . Дислокации, образующиеся на

интерфейсе с подложкой, распространяются в направлении роста и могут достигать активной области оптоэлектронных приборов, снижая их выходные характеристики.

Данное явление происходит вследствие вюрцитной кристаллической структуры присущей нитридным соединениям. В таких кристаллах отсутствуют плоскости скольжения, через которые происходит движение и аннигиляция дислокаций.

В настоящий момент вопрос об эффективных методиках снижения дислокаций в нитридных гетероструктурах остается открытым. Частичное снижение изначального рассогласования с подложкой достигается за счет процесса нитридации, при котором атомы кислорода замещаются атомами азота [16].

В начале 90-х гг. исследования в области получения высококачественных слоев нитрида галлия, проведенные японским инженером Ш.Накамура, позволили изучить проводимость GaN p-типа, реализовать p-n-переход и благодаря этому создать голубые и УФ светодиоды [17], эффективно излучающие в условиях комнатной температуры [18].

Эти светодиоды превышают эффективность ламп накаливания. Сочетание диодов нескольких цветов, а также сочетание голубого диода с люминофором, частично преобразующим его свет в желто-зеленый позволило создать светодиоды белого света.

Дальнейшие исследования и коммерциализация высокопроизводительных синих светодиодов и фиолетово-лазерных диодов, дали развитие нитридным полупроводниковым устройствам, таким как ультрафиолетовые детекторы и высокоскоростные полевые транзисторы.

Создание ярко-излучающих синих светодиодов на основе нитрида галлия, было последним при разработке светодиодов основных цветов, что в конечном итоге обеспечило возможность создания полноцветных светодиодных экранов [19].

Одним из важнейших приборных применений материалов III-N является изготовление мощных полевых транзисторов. Основой таких транзисторов является двойная гетероструктура AlGa_N/Ga_N/AlGa_N. Сопоставимые результаты по получению мощных и маломощных полевых СВЧ-транзисторов достигнуты на полупроводниковых гетероструктурах, выращенных как методом газофазной эпитаксии из

металлорганических соединений (МОГФЭ), так и методом молекулярно-лучевой эпитаксии [20].

В настоящий момент более распространённой технологией массового производства светодиодов является МОГФЭ. Это связано с меньшей плотностью дислокаций в слоях, получаемых данным методом.

Несмотря на это метод молекулярно-лучевой эпитаксии обладает рядом ключевых особенностей, позволяющих считать его более перспективным для использования и дальнейшего изучения.

Выводы и постановка задачи

Основными выводами из проделанного литературного обзора являются:

Метод молекулярно-лучевой эпитаксии обладает рядом ключевых особенностей:

1. Использование высокочистых материалов , не влияющих на основные физико-химические свойства эпитаксиальных слоев , за счет экстремально низкого содержания примесей;
2. Сверхвысоковакуумные процессные условия, обеспечивающие получение эпитаксиальных слоев высокой чистоты;
3. Высокая точность управления атомарными потоками веществ и относительно низкие скорости роста, позволяющие получить сверхтонкие слои с контролируемым параметром толщины;
4. Возможность выращивания сверхтонких гетероструктур с резкими гетерограницами, обеспечиваемая благодаря низким ростовым температурам, препятствующим взаимной диффузии веществ;
5. Метод зонной инженерии, позволяющий создавать гетероструктур с заданными внутренними напряжениями растяжения или сжатия.

Главными задачами данной работы является:

1. Изучение физических принципов эпитаксиального роста в рамках физики полупроводников, направленное на преодоление проблем связанных с рассогласованием параметров решетки с подложкой и необходимостью формирования переходного зародышевого слоя;

2. Усовершенствование параметров полупроводниковых приборов за счет оптимизации процесса молекулярно-лучевой эпитаксии слоев нитридов металлов третьей группы:

– слоев GaN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота,

– слоев InN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота,

– слоев InAlN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота,

– гетероструктур на основе GaN/InAlN с двумерным электронным газом.

Глава 2. Оборудование и методика эксперимента

2.1. Конструкция установки МЛЭ

Для более детального описания процесса эпитаксиального роста полупроводниковых гетероструктур необходимо рассмотреть конструкцию установки МЛЭ.

Источником активного азота в такой установке является поток аммиака из аммиачного инжектора или поток азота из соответствующего плазменного источника. В качестве источников металлов III группы служат эффузионные ячейки Кнудсена. Установка (рис. 2) включает в себя 2 стойки процессную и стойку шлюза и перезарядки, и разделяющие их межкамерные шиберные заслонки (15). В состав стойки процессной входят: ростовая камера (20), азотные криопанели (4,19), ростовой манипулятор образца, обеспечивающий вертикальное перемещение (5), нагревательный узел (6), эффузионные источники (18), держатель образца (7), аммиачный инжектор или плазменный источник (17), межкамерная шиберная заслонка (2), а также система вакуумной откачки состоящая из форвакуумного (21) и турбомолекулярного (1) насосов. Напротив эффузионных источников и нагревательного узла расположены азотные криопанели, обеспечивающие вымораживание непрореагировавшего в процессе синтеза аммиака. Установочные порты на камерах позволяют разместить квадрупольный масс-спектрометр (8), флуоресцентный экран (9), электронную пушку (3) и вакуумные окна систем инфракрасного пирометра и лазерной интерференции (16). В состав стойки шлюза и перезарядки входят: камера перезарядки (11) с накопителем образцов (10), линейный манипулятор (12), межкамерная шиберная заслонка (13), а также ионный насос (14).

Кроме того, в состав установки входит газораспределительный шкаф с коррозионностойкими газовыми магистралями и регуляторами расхода газа, подающими азот или аммиака в ростовую камеру. Все элементы магистрали выполнены в высоковакуумном исполнении, что обеспечивает необходимую чистоту процесса. Ростовую камеру откачивает турбомолекулярный насос в коррозионно-стойком исполнении и безмасляный форвакуумный насосом, как при наличии, так и при отсутствии газовой нагрузки. Для откачки камеры перезарядки используется ионный насос.

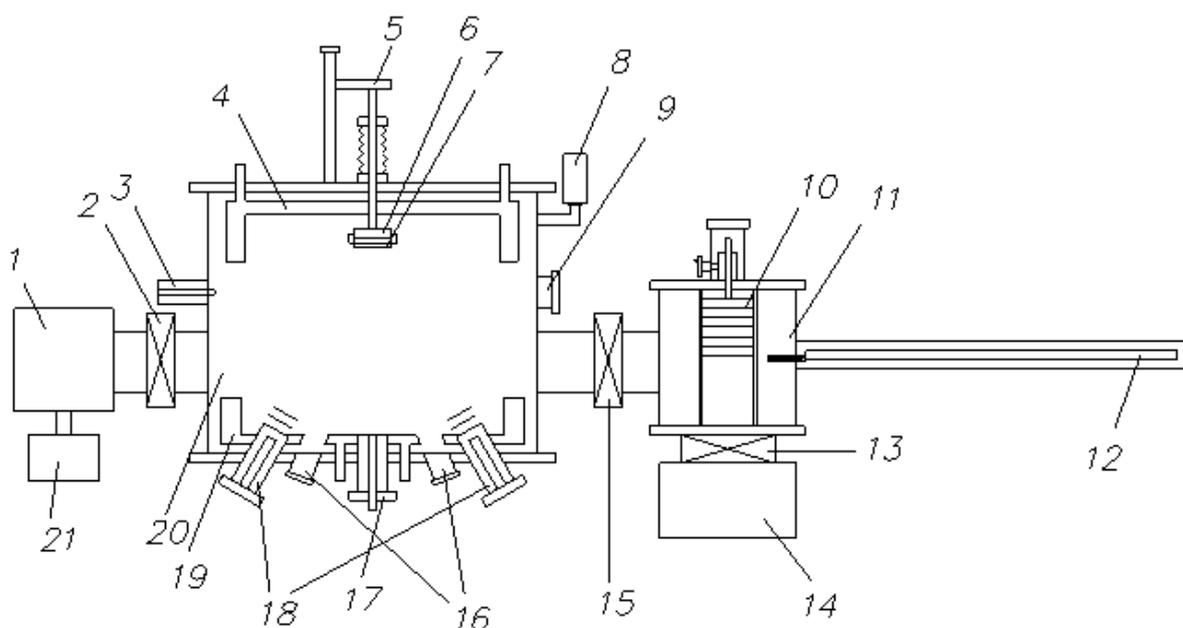


Рис. 2. Схематическое изображение нитридной установки молекулярно-лучевой эпитаксии.

Источниками материалов являются эффузионные ячейки Кнудсена. В качестве материалов могут использоваться: алюминий, галлий, индий и др. Чистота используемых материалов должна быть не хуже (6N) - 99,9999. Источником азота является аммиачный инжектор с возможностью подогрева. В качестве подложки используется сапфир ориентации (0001). Перед эпитаксиальным процессом необходимо нанести тонкий металлический слой стойкий к аммиачной среде, чаще всего титана, на обратную сторону подложки. Данная процедура позволит провозвести нагрев образца, так как чистый сапфир прозрачен для ИК излучения.

Благодаря высокому вакууму в ростовой камере в установках МЛЭ широко используют метод отражательной дифракции быстрых электронов (ОДБЭ), который применим только в ней и является важнейшей особенностью данной технологии роста. Электронный пучок, падающий под углом к поверхности выращиваемой пленки, дифрагирует от атомарных плоскостей. Полученные дифракционные картины определяют стехиометрию растущего соединения.

Исключительными качествами такой установки являются широкий диапазон температур на образце и отношений потоков элементов III/V.

Наличие таких конструктивных особенностей как наличие криопанелей и системы откачки позволяет достичь остаточного давления в камере порядка $5 \cdot 10^{-3}$ Па.

(температура подложки более 1000°C , поток аммиака $100\text{-}400\text{ см}^3/\text{мин}$) Низкое остаточное давление в камере является достаточно важным параметром при эпитаксии GaN. Нагревательный узел образца позволяет достичь высоких значений температур на подложке вплоть до 1200°C , что в свою очередь заметно улучшает свойства синтезируемых слоев AlN и многослойных гетероструктур AlN/AlGaN/GaN/AlGaN. Инфракрасный пирометр позволяет с высокой точностью контролировать температуру на поверхности образца.

Сама процедура получения полупроводниковой гетероструктуры на установке молекулярно-лучевой эпитаксии выглядит следующим образом:

- после загрузки сапфировой подложки (Al_2O_3) в ростовой манипулятор, производится ее высокотемпературный отжиг при 1150°C ;
- далее производится поверхностная нитридизация сапфира азотом при температуре 850°C , (атомы кислорода на поверхности замещаются атомами азота, что приводит к образованию тонкого слоя нитрида алюминия);
- по завершении этих подготовительных процессов, приступают к выращиванию тонкого зародышевого слоя AlN при температуре 900°C ;
- далее управляя потоками эпитаксиальных источников Ga и Al, а также инжектора аммиака, производится эпитаксиальный рост последующих комбинаций слоев GaN, AlN и AlGaN.

Полученные данным методом полупроводниковые гетероструктуры обладают резкими гетерограницами, что позволяет повысить качество основанных на них приборов. Благодаря чему исследования в области молекулярно-лучевой эпитаксии представляет повышенный интерес.

Глава 3. Исследование влияния условий роста на свойства гетероструктур с двумерным электронным газом AlN/AlGaN/GaN/InAlN

3.1. Определение оптимальных режимов роста слоев GaN методом МЛЭ с плазменным источником азота

Оптимальным режимом при выращивании III-N слоев методом МЛЭ с плазменным источником азота являются металл-обогащенные условия. Для определения этих условий нужны калибровки потоков металлов и плазменного источника.

Была проведена калибровка интенсивности свечения азотной плазмы в зависимости от потока молекулярного азота. Интенсивность измерялась с помощью фотодиода ФД-21-КП, установленном на специальном окне источника. Зависимость имеет четкий максимум (3scm; 440мВ) в районе которого проводилась дальнейшая работа (Рис. 3.)

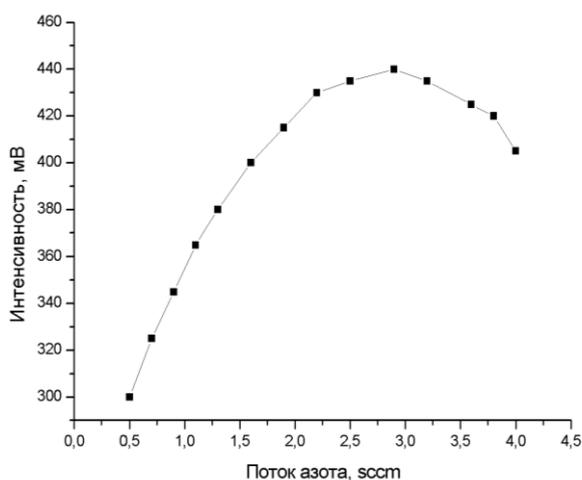


Рис. 3. Зависимость интенсивности свечения плазмы от потока азота N_2

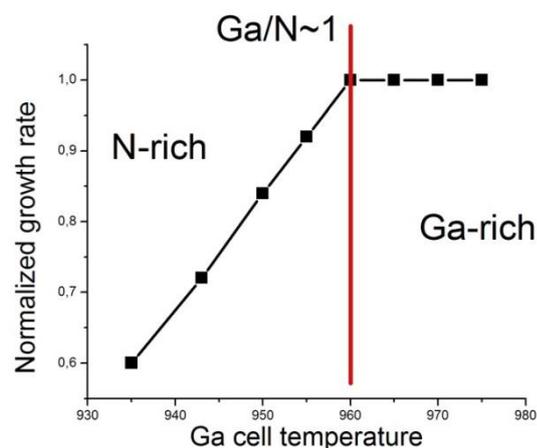


Рис. 4. Переход из N-rich в Ga-rich условия при повышении T_{Ga}

Калибровка эффективного потока активного азота производилась по наблюдению перехода роста из азот-обогащенных условий в металл-обогащенные. Температура подложки для калибровочных образцов устанавливалась заведомо ниже температуры начала термического разложения GaN. Главным критерием этого перехода считалось насыщение скорости роста, при повышении потока галлия (Рис. 4.)

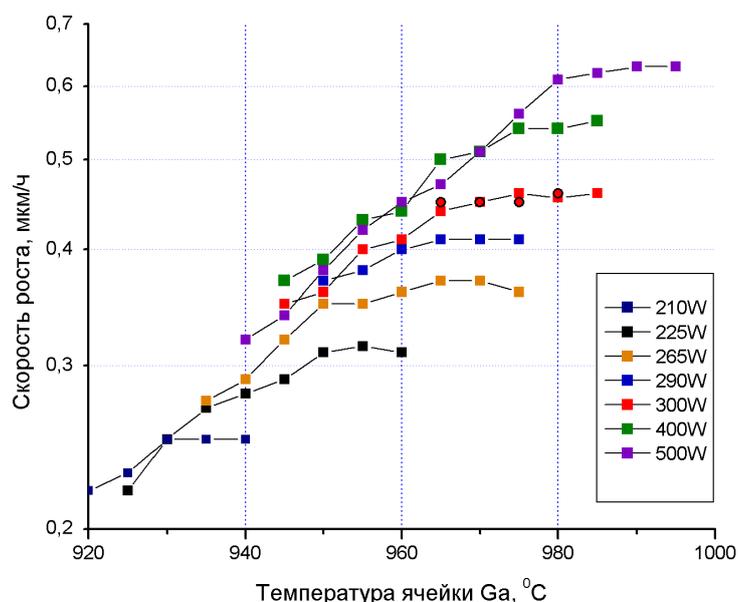


Рис. 5. Калибровочные кривые для различной мощности источника азота

Для этого был зафиксирован поток азота (мощность генератора) и установлен минимальный регистрируемый поток галлия. Затем поток галлия постепенно повышался до достижения равенства потоков азота и галлия. Калибровка в диапазоне мощности 210-500 Вт представлена на рисунке 5.

Переход в металл-обогащенные условия так же регистрируется по картине осцилляций лазерного интерферометра: наблюдается резкий скачок сигнала. На картине отражательной дифракции быстрых электронов (ОДБЭ) наблюдается переход из точкообразного паттерна в линейчатый (streaky like pattern).

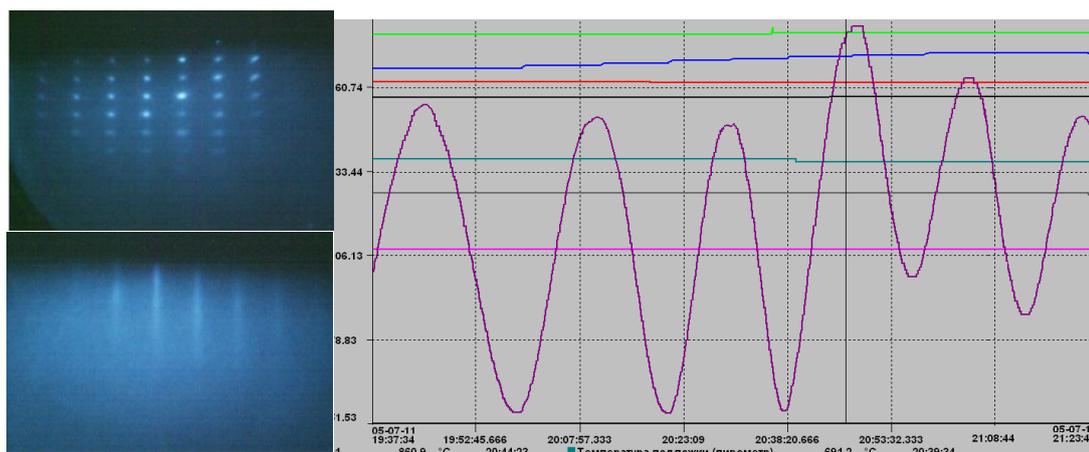


Рис. 6. Картина сигнала лазерного интерферометра и ОДБЭ

Для получения тестовых образцов были выращены методом аммиачной МЛЭ буферные слои, состоявшие из последовательности слоев AlN/сверхрешетка/AlGaIn. Для выращивания слоя AlN толщиной 0,2 мкм была использована экстремально вы-

сокая температура подложки TS=1100-1150°C. Далее была выращена короткопериодная последовательность слоев AlN/AlGaN (сверхрешетка) с периодом 10 нм и общей толщиной 200 нм при температуре 920-960°C. Затем были выращены переходные слои AlGaN (с содержанием алюминия 30 и 10%).

Затем температура подложки была понижена до 720 °C (выше температуры начала заметной десорбции галлия), чтобы предотвратить каплеобразование в слабом Ga-rich, но при этом еще нет заметного термического разложения нитрида галлия. После уменьшения температуры подложки закрывался поток аммиака и подавался азот в источник плазмы. На плазменный источник азота подавалось СВЧ напряжение мощностью 400Вт для создания индуктивно-связанного разряда плазмы. Затем плазма согласовывалась и устанавливалась мощность плазмы соответствующая скорости роста 0,37 мкм/ч (275 Вт). Открывался поток галлия соответствующий скорости роста 0,4 мкм/ч (980°C). Толщина слоя GaN 1 мкм во всех образцах.

Электрофизические параметры образцов определялись бесконтактным методом на установке фирмы LEI, позволяющей определять слои сопротивление, подвижность и концентрацию электронов. Параметры образцов представлены в таблице 2.

Образец	Подвижность, см ² /Вс	Концентрация, см ⁻³
1 (f421)	418	8,2E16
2 (f423)	436	1,46E17
3 (f424)	425	1,17E17
4 (f425)	428	1,05E17

Таблица 2. Электрофизические параметры эпитаксиальных структур.

Измерения электрофизических параметров полученных эпитаксиальных структур подтверждают правильность выбранных ростовых условий и конструкции образцов.

3.2. Эпитаксиальное выращивание слоев InN

Монокристаллический InN высокой чистоты очень сложно получить из-за его низкой температуры диссоциации и высокого равновесного парциального давления

азота [21]. Хотя Si широко используется в качестве подложки для роста InN, качество получаемой пленки обычно очень низкое. В 1994 году Ямамото и др. [22] попытались использовать металлоорганическую парофазную эпитаксию (MOVPE) для выращивания InN на Si-подложке, однако они не увенчались успехом, вследствие образования аморфного слоя SiN_x на поверхности подложки в результате непреднамеренного азотирования поверхности подложки в процессе роста. Температуры роста ниже 400 °С приводят к образованию поликристаллических пленок InN из-за уменьшения миграции осажденных материалов на поверхность кремния и скорости разложения исходных материалов.

Параллельно с этим широкое распространение получило эпитаксиальное выращивание слоев InN на подложках Al₂O₃. Один из недостатков такой пары является большое рассогласование кристаллической решетки пленок InN ~ 25% с Al₂O₃. Однако использование различных буферных слоев и процедуры азотирования поверхности при эпитаксиальном росте в системе InN/Al₂O₃ показало, что низкотемпературная (470-550°С) плазмоактивированная молекулярная эпитаксия (РАМВЕ) имеет большие перспективы [23,24].

3.3. Калибровка пирометра

Основным методом контроля температуры на подложке является инфракрасный пирометр. Одним из способов калибровки оптического инфракрасного пирометра является калибровка по точке плавления алюминия. В качестве образца, на котором проводилась калибровка, использовалась сапфировая подложка. Измерялся начальный сигнал лазерного интерферометра. Подложка отжигалась в течении часа при температуре 900-1000С. Устанавливалась температура источника алюминия соответствующая скорости роста 0,2 мкм/ч и температура подложки 550⁰С. В течении 3-5 минут открывалась заслонка алюминия и наблюдался рост сигнала интерферометра примерно в 5 раз.

Затем медленно увеличивалась температура подложки и регистрировались сигнал интерферометра и показания пирометра. По достижению фактической температуры на подложке 660⁰С (точка плавления Al) наблюдается резкое падение значения

сигнала интерференции до начального уровня, что обусловлено переходом алюминия на поверхности в жидкую фазу и его испарением. Показания пирометра устанавливаются равными 660°C .

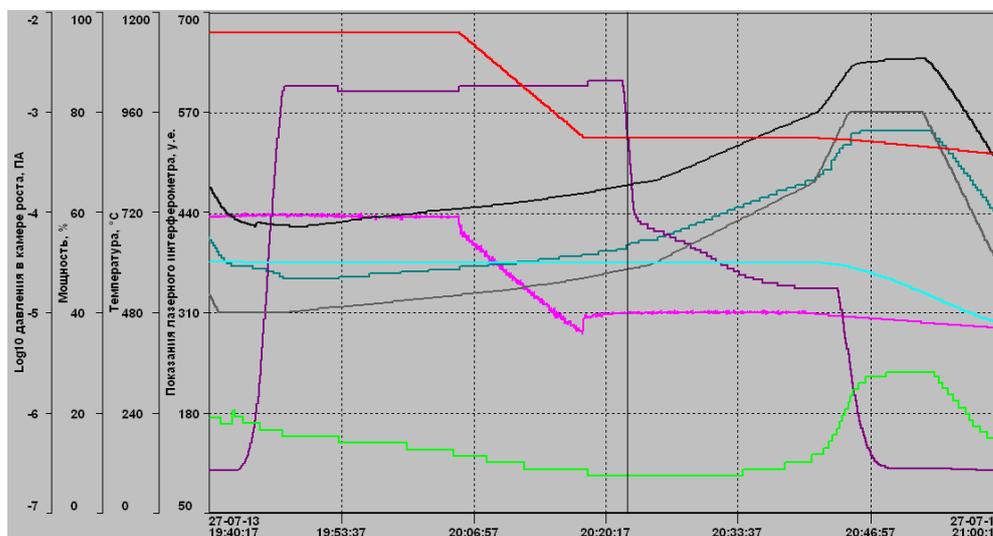


Рис. 7. Калибровка показаний пирометра по точке плавления Al

3.4. Калибровка потока индия

Первоначальная калибровка индия производилась при помощи датчика Байарда-Альперта (БА). Процедура калибровки потока индия осуществлялась следующим образом: датчик БА устанавливается в положение соответствующее положению образца во время роста. В этом положении БА замеряет давление паров молекулярного индия. Калибровка осуществлялась в интервале температур 620-900.

Полученные значения давления лежат в области от $1,3\text{E-}6$ до $2\text{E-}4$.

T, °C	Ga1 Pressure,	Ga5 Pressure, Pa	In3 Pressure, Pa
620			1,3 E-6
672			3 E-6
721			8,3 E-6
740			1,1 E-5
760			1,6 E-5
780			2,2 E-5
800			3 E-5
850			6,6 E-5
900			2 E-4
920		6,1 E-5	
930		6,7 E-5	
945		7,7 E-5	
950	3,5 E-5		
960	4,3 E-5		
965		1,0 E-4	
970	5,2 E-5		
975		1,2 E-4	
980	6,3 E-5		
985		1,4 E-4	
990	7,6 E-5		
998		1,7 E-4	
1000	9,1 E-5		
1010	1,1 E-4		
1020	1,3 E-4		
1030	1,5 E-4		
1040	1,8 E-4		
1050	2,1 E-4		

Таблица 3. Калибровка источников при помощи датчика Байарда-Альперта
Так же были проведены калибровки для источников Ga1 и Ga5

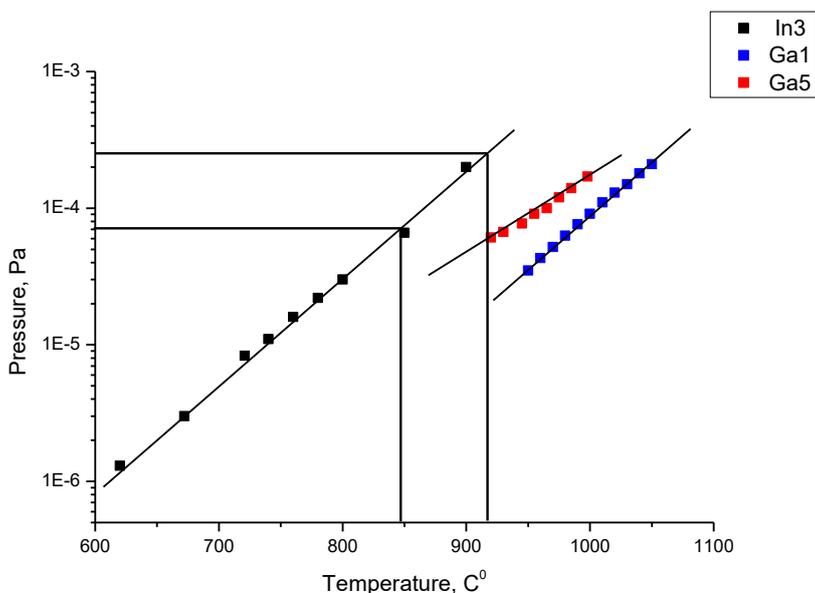


Рис.8. Калибровка источников Ga1, Ga5 и In3

На рисунке 8 графически представлены вышеописанные данные. Замечено что для источников одинаковой конструкции (Ga1 и In3) графики имеют одинаковый наклон. Предположено, что зависимость скорости роста от потока одинакова для этих источников. Аппроксимация данных по скорости и потоку галлия позволила получить приблизительную зависимость скорости роста нитрида индия от температуры источника.

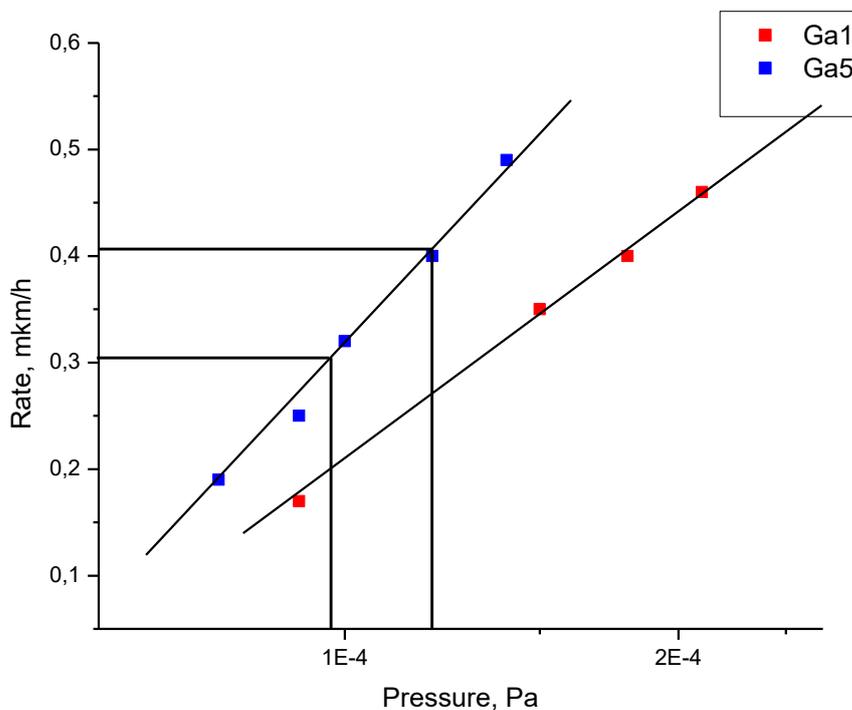


Рис.9. Калибровка скорости для источников Ga1 и Ga5

Калибровка скорости роста нитрида индия проводилась в диапазоне 0,1-0,4 мкм/ч, что должно соответствовать температурам источника (850-915°C). Калибровка проводилась в азот-обогащенных условиях. Слои InN толщиной 350 nm выращивались на буферном слое AlN/SLS/AlGaIn с использованием плазменного источника азота. Температура подложки 500C, эффективный поток азота соответствовал скорости роста 0,45 мкм/ч.

N	Структура	T In	Vg
454	InN (350nm)	915 °C	0.42 mkm/h
455	InN (350nm)	900 °C	0.32 mkm/h
456	InN (350nm)	850 °C	0.11 mkm/h
457	InN (350nm)	890 °C	0.3 mkm/h

Таблица 4 Калибровка скорости для источника In3

Простроена экспериментальная зависимость скорость-температура, представленная на риунке 10.

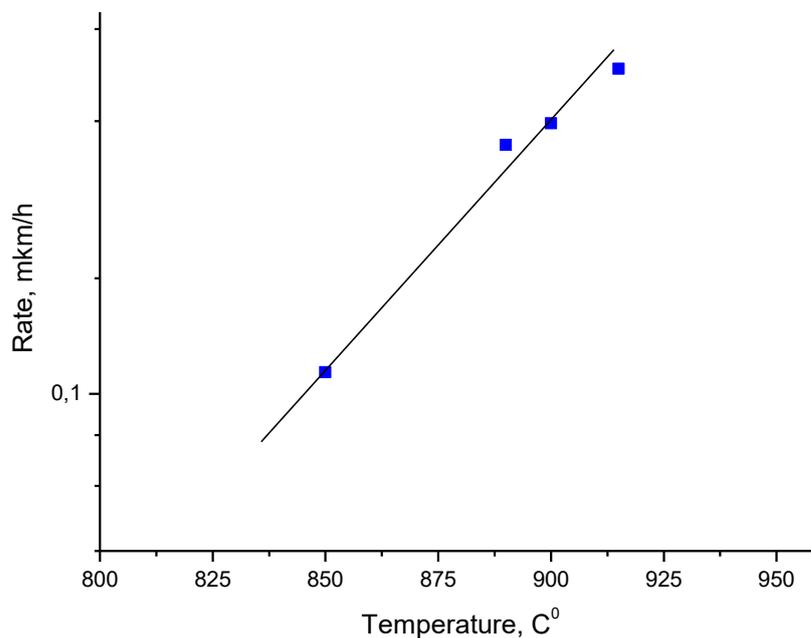


Рис.10. Зависимость скорости роста InN от температуры In

В процессе роста слоев InN возникла проблема – ухудшение сигнала лазерной интерференции. Она вызвано поглощением сигнала лазерного интерферометра (длина волны в данном приборе 650nm) слоями нитрида индия. Что приводит к затуханию колебаний с ростом толщины (рис .11)

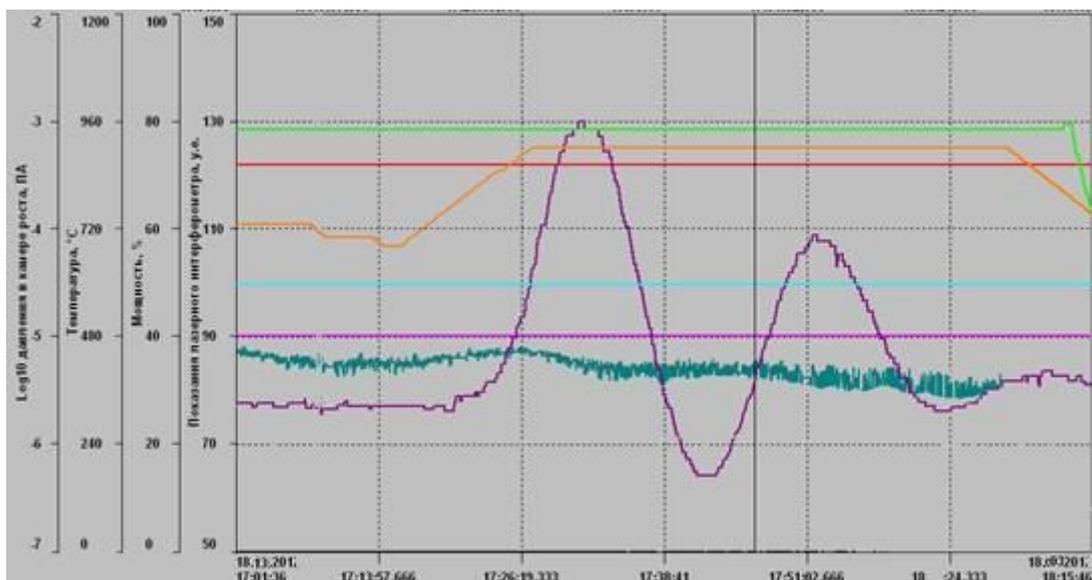


Рис. 11. Интерференционная картина эпитаксиального роста слоя InN

Проблема затухания колебаний с ростом толщины может быть решена заменой лазера на более коротковолновый. В ходе исследования особенностей роста слоев InN с использованием плазменного источника азота изучены требования к температуре роста. Установлено, что изменение температуры в пределах $\pm 20^\circ\text{C}$ от оптимального сильно ухудшает качество слоев. Проведена калибровка пирометра для прецизионного контроля температуры образца. Проведена калибровка скорости роста нитрида индия в зависимости от температуры источника индия. Обнаружена проблема поглощения сигнала лазерного интерферометра на «толстых» (более 200 нм) слоях InN. Полученные результаты необходимы для оптимизации эпитаксиального роста слоев InAlN.

3.5. Выработка предварительных требований на эпитаксиальные структуры на основе InAlN

Трудности синтеза материалов в системе InAlN в первую очередь связаны с принципиально различными условиями эпитаксиального роста с GaN и со сложностью включения In и Al в одну подрешетку без образования кластеров. Различные требования для роста бинарных соединений InN и AlN, содержащихся в тройном сплаве, являются одними из ключевых проблем связанных с ростом InAlN. При температурах эпитаксиального роста менее 1000°C наблюдается тенденция к снижению кристаллического совершенства AlN, а термическое разложение InN стано-

вится заметным начиная с 500°C . Данный факт накладывает ограничение на верхнюю температурную границу для синтеза слоев InAlN с необходимым составом. При выращивании методом МОГФЭ слои InAlN с требуемым содержанием индия 17-18% могут быть выращены при температурах более 600°C за счет использования высоких потоков аммиака и соответственно подавления термического разложения InN . Следует отметить, что данные температуры роста являются низкими по сравнению с типичными температурами роста GaN (более 1000°C). При этом высокие значения потока аммиака негативно сказываются на росте слоев InAlN с высоким содержанием алюминия вследствие паразитных реакций между триметилалюминием (ТМА) и аммиаком. При температурах свыше 500°C становится заметным эффективное разложение аммиака, что значительно усложняет синтез слоев InAlN методом аммиачной МЛЭ. До последнего времени считалось, что максимальное содержание In в слоях InAlN , выращенных методом аммиачной МЛЭ не превышает 12-13%. Однако недавно были опубликованы результаты получения слоев InAlN с содержанием индия 18% при помощи аммиачной МЛЭ [32]. При этом был использован поток аммиака порядка 1000 sccm, требующий специального регулятора расхода газа (для аммиачной МЛЭ нитрида галлия типичные значения потока составляют менее 100 sccm), а также приводит к нарушению режима баллистического пролета даже при использовании усиленной откачки. Вследствие отсутствия ограничений на минимальные значения температуры роста преимущественно распространенным методом получения слоев InAlN стала МЛЭ с использованием плазменного источника азота. Благодаря этому становится возможен эпитаксиальный рост при температурах $400\text{-}500^{\circ}\text{C}$. Тем не менее, трудности, связанные с различной оптимальной температурой роста слоев InN и AlN существуют и при использовании данного метода. Несмотря на это, слои с достаточно высоким структурным совершенством были выращены даже при не очень высоких температурах роста различными методами [27-32]. Вместе с тем, было установлено, что выращивание оптимизированной прослойки AlN (спейсера) между GaN и AlInN снижает шероховатость интерфейса, что резко улучшает подвижность электронов, как показано на рисунке 12. [25,26]

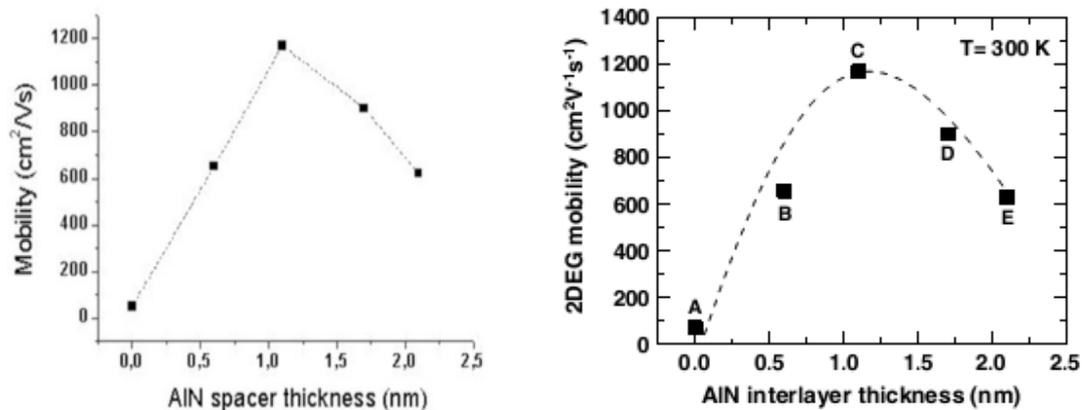


Рис. 12. Зависимость подвижности электронов в 2DEG в зависимости от толщины AlN

Использование прослойки AlN оптимальной толщины позволило получить подвижности электронов выше $1000 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ в сочетании с концентрацией носителей до $2,5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, типичное результирующее слоевое сопротивление около 210-300 Ом /квadrat. Высокое содержание алюминия в барьерном слое приводит к увеличению разности спонтанной поляризации, еще большей слоевой концентрации носителей заряда и максимальной плотности тока.

С точки зрения получения высокой концентрации электронов в системе InAlN, привлекательным подходом является снижение содержания индия в барьерном слое для того, чтобы приблизиться к AlN. Теоретически возможная максимальная концентрация зарядов $4 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$. Рисунок 13 показывает зависимость концентрации от содержания In в растворе [26]. Однако в этом случае барьерный слой будет напряженным, что нивелирует основное преимущество – стабильную работу прибора вследствие отсутствия напряжений. Из рисунка видно, что концентрация электронов в ненапряженной гетероструктуре GaN/In_{0.18}Al_{0.82}N находится на уровне $2,5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, что примерно в два раза выше чем в гетероструктуре GaN/Al_{0.3}Ga_{0.7}N.

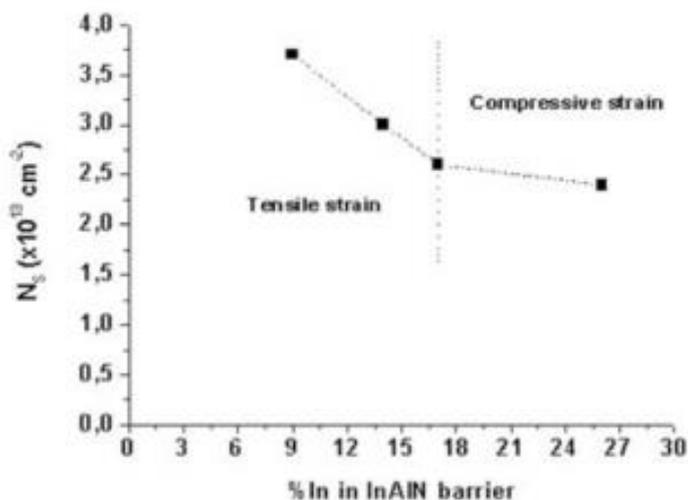


Рис .13. Слоевая концентрация в зависимости от состава

Толщина барьерного слоя так же влияет на концентрацию в двумерном газе. Увеличение толщины приводит к увеличению концентрации электронов. Оптимальная толщина составляет 9-12 нм, дальнейшее увеличение не приводит к заметному увеличению концентрации электронов, при этом увеличивает сопротивление омических контактов [25].

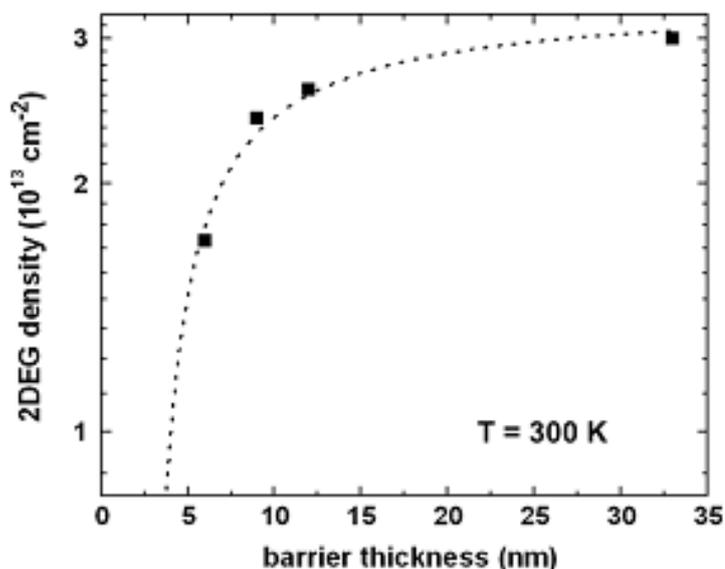


Рис.14. Зависимость концентрации от толщины барьерного слоя

Ниже представлены результаты измерений подвижности и концентрации в структурах различной конструкции, которые указывают на оптимальную конструк-

цию барьерного слоя – AlN (1 нм)/AlInN (содержание индия 17-18%, толщина 9-10 нм):

(0 0 0 2) XRD data			Hall effect (300 K)			Hall effect (77 K)		
d_{AlN} (nm)	d_{AlInN} (nm)	x_{In} (%) measured	μ_e ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$)	n_s (cm^{-2})	R (Ω/\square)	μ_e ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$)	n_s (cm^{-2})	R (Ω/\square)
0	18.5	18.5	70	2.5×10^{13}	3590	63	2.5×10^{13}	3900
0.6	12.9	18.4	658	2.7×10^{13}	349	1010	2.7×10^{13}	227
1.1	12.3	18.0	1170	2.5×10^{13}	210	3170	2.5×10^{13}	80
1.7	12.4	18.7	900	2.7×10^{13}	261	2000	2.5×10^{13}	125
2.1	12.2	18.8	630	3.0×10^{13}	330	1200	2.8×10^{13}	187

(0 0 0 2) XRD data			Hall effect (300 K)			Hall effect (77 K)		
d_{AlN} (nm)	$d_{\text{AlInN+AlN}}$ (nm)	x_{In} (%) targeted	μ_e ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$)	n_s (cm^{-2})	R (Ω/\square)	μ_e ($\text{cm}^2 \text{V}^{-1} \text{s}^{-1}$)	n_s (cm^{-2})	R (Ω/\square)
1.2	12	17 ± 1	1050	2.6×10^{13}	227	3000	2.4×10^{13}	87
1.2	9	17 ± 1	950	2.6×10^{13}	250	2500	2.5×10^{13}	100
1.1	6	17 ± 1	430	1.7×10^{13}	870	1200	1.7×10^{13}	316
1.4	32.5	17 ± 1	1030	3.0×10^{13}	205	3000	2.6×10^{13}	80

[26]

Таблица 5. Измерения подвижности и концентрации в структурах различной конструкции

In% in the barrier	AlN spacer	μ_{Hall} (cm^2/Vs)		n_s ($\times 10^{13} \text{cm}^{-2}$)	
		300 K	10 K	300 K	10 K
20%	1 nm	1563	15340	0.90	0.77
18%	1 nm	1510	17600	1.16	0.96
17%	1 nm	1410	11710	1.24	1.05
15%	1 nm	1600	11800	1.27	1.15
12%	1 nm	1420	14100	1.64	1.33
18%	no	120	100	2.42	2.12
15.5%	no	140		2.6	
15.5%	0.4 nm	120		1.8	
15.5%	0.7 nm	1370		1.1	
15.5%	1.1 nm	1550		0.9	

[25]

Таблица 6. Измерения подвижности и концентрации в структурах различной конструкции

Таким образом, наиболее подходящим с точки зрения обеспечения оптимальных условий роста слоев InAlN является метод МЛЭ с плазменной активацией азота.

Эпитаксиальные структуры для транзисторов с высокой подвижностью на основе InAlN должны соответствовать следующим предварительным требованиям:

- Оптимальное содержание In в тройном соединении составляет около 17%. В слое $\text{In}_{0.17}\text{Al}_{0.83}\text{N}$ не наблюдается напряжения и эффекта пьезополяризации, что потенциально должно привести к увеличению надежности гетероструктуры GaN/InAlN. В то же время, даже в отсутствие пьезополяризации плотность заряда в двумерном электронном газе вызванная только спонтанной поляризацией примерно в два раза больше, чем в AlGaN/GaN гетероструктурах.

- между слоями GaN и InAlN необходим промежуточный слой AlN (оптимальная толщина около 1 нм) для увеличения подвижности электронов в двумерном электронном газе

- оптимальная толщина барьерного слоя 9-10 нм

3.6. Эпитаксиальное выращивание слоев InAlN

Соединение InN имеет очень низкую температуру диссоциации, по сравнению с другими нитридами. Тем самым для его роста необходимы специальные условия. Большую роль играет метод синтеза слоёв. Наиболее перспективным, был выбран метод молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием плазменного источника азота. Он полностью удовлетворяет температурным условиям роста и слою InN. Полученные данным методом слои, обладают высоким качеством. Была получена зависимость скорости роста слоёв InN от температуры источника индия. Из полученных результатов видно, что небольшое изменение температуры подложки в пределах ± 20 °C сильно влияет на качество получаемых слоёв. Так же была выявлена проблема поглощения сигнала интерферометра на толстых слоях InN.

Слои InAlN были выращены на тонком буфере AlN толщиной 20 нм. По результатам исследования эпитаксии слоев InN температура источника индия была выбрана 850 °C, что соответствует скорости 0.11 мкм/ч. Температура источника алюминия была выбрана 1180 °C, что соответствует скорости 0.4 мкм/ч. На плазменный источник азота подавалось СВЧ напряжение мощностью 400 Вт для создания индуктивно-связанного разряда плазмы. Затем плазма согласовывалась и устанавли-

валась мощность плазмы 240 Вт. Были выращены четыре образца со слоями InAlN при различных температурах подложки: 480, 500, 530 и 560 °С. При помощи растрового электронного микроскопа (SEM) получены фотографии образцов. Толщины слоев AlN и InAlN на фотографиях совпадают с данными полученными методами insitu диагностики (рис.15).

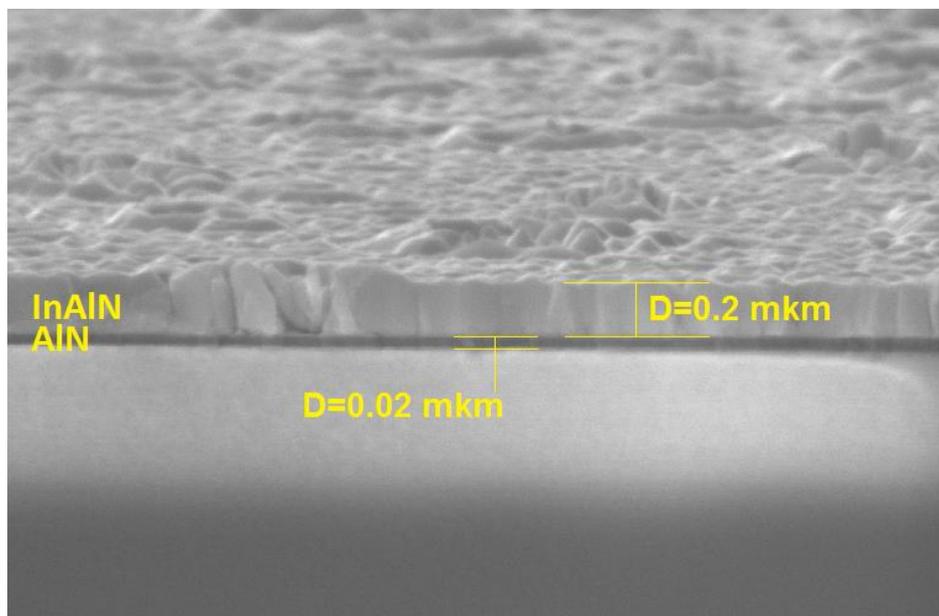


Рис. 15. Фотография образца №486 полученная растровым электронным микроскопом

Полученные результаты занесены в таблицу 7.

Номер образца	Структура	Температура подложки	Скорость
486	AlN(20)/InAlN(200)	480 °С	0,5 мкм/ч
487	AlN(20)/InAlN(200)	500 °С	0,42 мкм/ч
488	AlN(20)/InAlN(350)	560 °С	0,24 мкм/ч
489	AlN(20)/InAlN(350)	530 °С	0,36 мкм/ч

Таблица 7. Результаты измерения скорости эпитаксиального роста слоев InAlN

Построена графическая зависимость скорости роста слоя InAlN от температуры подложки.

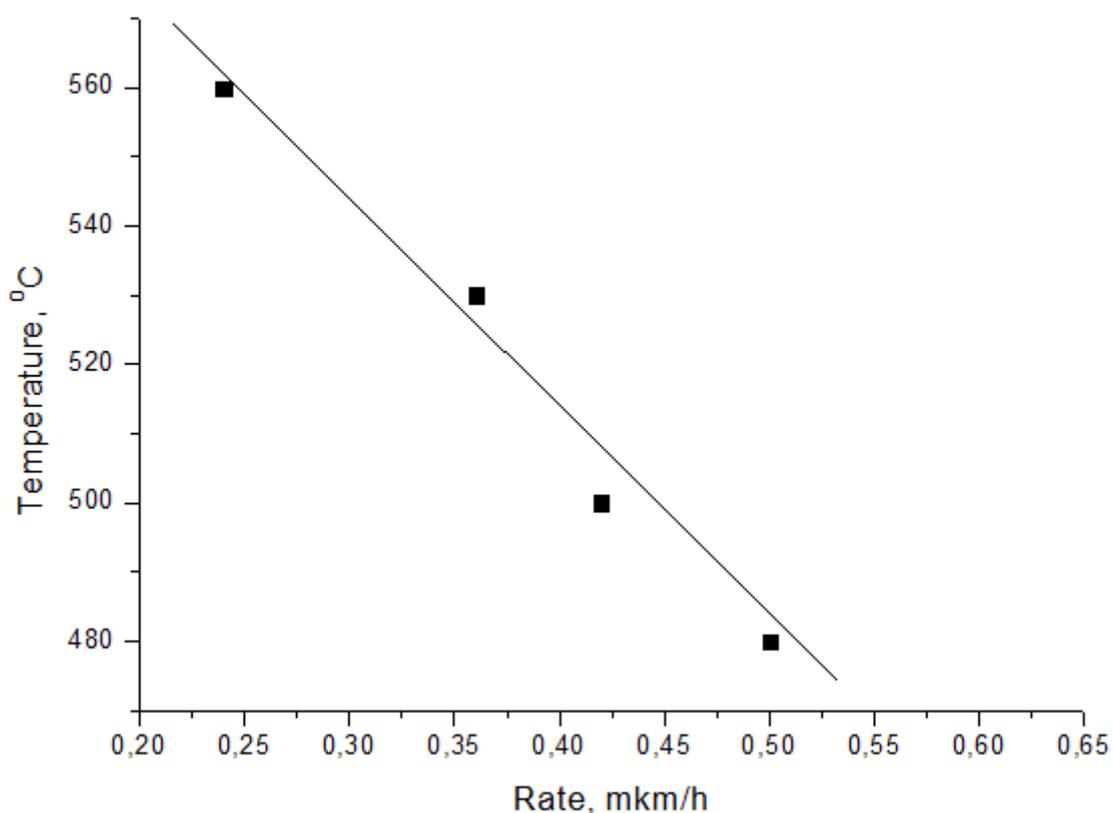


Рис. 16. Зависимость скорости роста слоя InAlN от температуры подложки

Из таблицы 7 видно, что для достижения оптимальной скорости роста необходимо держать температуру подложки в пределах 500 °С, иначе скорость роста начинает падать. Это связано с термическим разложением InN.

Полученные данные будут использованы для роста гетероструктур на основе GaN/InAlN с двумерным электронным газом.

3.7. Эпитаксиальное выращивание гетероструктур с двумерным электронным газом

Для получения активной области GaN плотностью дислокаций менее $4,8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ были выращены методом аммиачной МЛЭ буферные слои, состоявшие из последовательности слоев AlN/сверхрешетка/AlGaIn. Для выращивания слоя AlN толщиной 0,2 мкм была использована экстремально высокая температура подложки $T_s=1100-1150^\circ\text{C}$. Далее была выращена короткопериодная последовательность слоев AlN/AlGaIn (сверхрешетка) с периодом 10 нм и общей толщиной 200 нм при темпе-

ратуре 920-960⁰С. Затем были выращены переходные слои AlGaN (с содержанием алюминия 30 и 10%), активный слой GaN и тонкий слой AlN (1 нм) также с использованием аммиака в качестве источника азота.

Затем температура подложки была понижена до 500⁰С. После уменьшения температуры подложки до 650⁰С закрывался поток аммиака и подавался азот в источник плазмы. На плазменный источник азота подавалось СВЧ напряжение мощностью 400Вт для создания индуктивно-связанного разряда плазмы. Затем плазма согласовывалась и устанавливалась мощность плазмы соответствующая скорости роста 0,37 мкм/ч (275 Вт).

Была выбрана конструкция барьерного слоя AlN(1nm)/InAlN(9 nm). Расчетное содержание индия 18%. Структуры были выращены в различных технологических режимах: варьировались температура подложки и температура (поток) индия.

Электрофизические параметры образцов определялись бесконтактным методом на установке фирмы LEI, позволяющей определять слоевое сопротивление, подвижность и концентрацию электронов.

Для определения оптимального потока индия была проведена калибровка потока индия при выращивании слоев InN в N-обогащенном режиме с использованием буферных слоев AlN на сапфировых подложках при температуре 470-480⁰С (рис. 17).

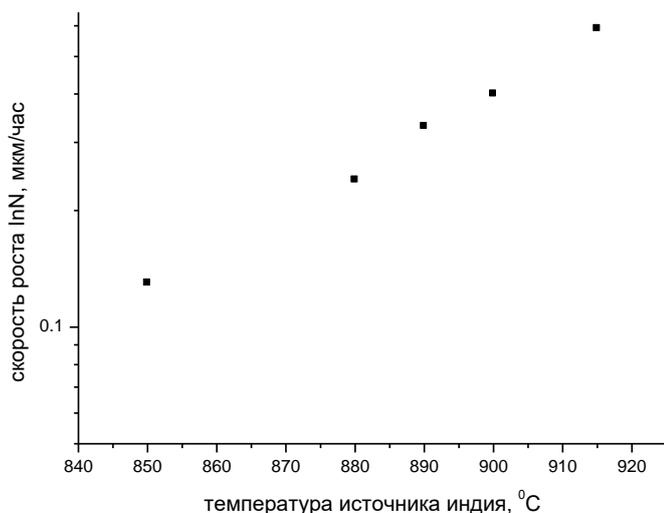


Рис. 17. Калибровка источника индия.

Затем были выращены слои InAlN на буферных слоях AlN при температурах 480, 500, 530 и 560°C для определения влияния температуры подложки на скорость роста и соответственно вхождение индия в твердый раствор. Установлено, что температура подложки должна быть не более 500°C.

Далее были выращены гетероструктуры с 2DEG AlN/AlGaN/GaN/InAlN. Было установлено, что уменьшение температуры подложки ниже 500°C позволяет повысить подвижность и концентрацию в двумерном электронном газе. Однако чрезмерно высокий поток индия приводит к образованию капель индия на ростовой поверхности, поскольку при данных температурах роста десорбция металлического индия с поверхности минимальна. Были экспериментально подобраны потоки индия, позволяющие получить высокое значение подвижности и концентрации электронов (низкое значение слоевого сопротивления) без капель металлического индия на поверхности. На рисунке 18 представлена зависимость слоевого сопротивления от температуры подложки и температуры источника индия для барьерного слоя InAlN, выращенного при мощности, подаваемой на плазменный источник азота, соответствующей скорости роста 0,37 мкм/час, скорости роста AlN 0,3 мкм/час и скорости роста InN более 0,1 мкм/час.

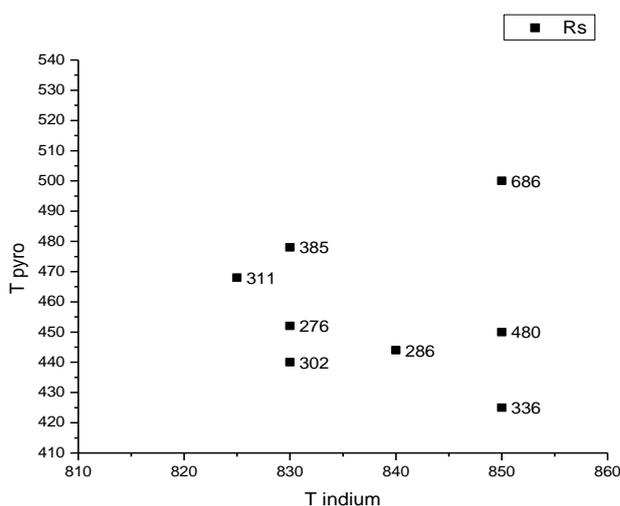


Рис. 18. Слоеое сопротивление гетероструктуры с двумерным электронным газом AlN/AlGaN/GaN/InAlN в зависимости от условий роста слоя InAlN (температуры подложки и источника индия).

Благодаря оптимизации условий эпитаксиального роста были получены гетероструктуры с 2DEG AlN/AlGaN/GaN/InAlN высокого качества, что подтверждается следующими электрофизическими параметрами: подвижность электронов в канале гетероструктур μ - $1500 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$, слоевая концентрация электронов в 2DEG n - $1,3 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$, слоевое сопротивление R_s - 320 Ом/ед.пл.

Заключение

В ходе выполнения НКР:

Изучены физические принципы эпитаксиального роста в рамках физики полупроводников, направленные на преодоление проблем связанных с рассогласованием параметров решетки с подложкой и необходимостью формирования переходного зародышевого слоя.

Проведена оптимизация процесса молекулярно-лучевой эпитаксии:

- слоев GaN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота.
- слоев InN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота.
- слоев InAlN на низкодислокационном буфере методом МЛЭ с плазменной активацией азота.
- гетероструктур на основе GaN/InAlN с двумерным электронным газом.

Список литературы

1. *Игошев, Б.М.* История технических инноваций: учеб. пособие / Б.М. Игошев, А.П. Усольцев. – М.: ФЛИНТА: Наука, 2013. – С. 118-127.
2. *Bell A.G.* On the Production and Reproduction of Sound by Light // *American Journal of Science* (1880-1910). – 1880. – V. 20. – №. 118. – p. 305.
3. *Жузе В.П., Курчатова Б.В.* К вопросу об электропроводимости закиси меди. // *ЖЭТФ*. 1932 – т.2 (516) – с. 309.
4. *Frenkel J., A.F. Ioffe.* On the electrical and photoelectric properties of contacts between a metal and semiconductor // *Phys. Z. d. SU.* – 1932. Bd. 1. N. 1. S. p.60 - 87.
5. *Frenkel J.* On the transformation of light into heat in solids. I // *Physical Review.* – 1931. – Rev. 37. – №. 1. – p. 17.
6. *Давыдов Б.И.* О контактном сопротивлении полупроводников // *ЖЭТФ*. 1939. – Т. 9. Вып. 4. – С. 451-458.
7. *Алферов Ж.И.* История и будущее полупроводниковых гетероструктур // *Физика и техника полупроводников.* – 1998. – Т. 32, №1 – С. 3-11.
8. *Вяткин А.П., Кривов М.А., Лаврентьева Л.Г.* История организации и становления научного направления по физике полупроводников в Томском университете и Сибирском физико-техническом институте // *Вестник Томского государственного университета.* – 2005. – № 285. – С. 3-12.
9. *Алферов Ж.И., Андреев В.М., Гарбузов Д.З.* Исследование влияния параметров гетероструктуры в системе AlAs–GaAs на пороговый ток лазеров и получение непрерывного режима генерации при комнатной температуре // *ФТП.* – 1970. – Т. 4. – С. 1826–1829.
10. *Мальшев К.В., Стрелков Б.В., Мешков С.А.* Молекулярно-лучевая эпитаксия нанослоёв, нанонитей и наночастиц. –М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 49 с.
11. *Cho A. Y., Arthur J. R.* Molecular Beam Epitaxy // *Progress in Solid State Chemistry.* – 1975. – С. 157.
12. *Nakamura S., Pearton S., Fasol G.* The Blue Laser Diode: The Complete Story – Springer, 2000. – 368 p.

13. *Ambacher O.* Growth and applications of group III-nitrides //Journal of Physics D: Applied Physics. – 1998. – V. 31. – №. 20. – p. 2653.
14. *Davydov V.Y. et al.* Band gap of hexagonal InN and InGaN alloys //physica status solidi (b). – 2002. – V. 234. – №. 3. – p. 787-795.
15. *Mohammad S. N., Morkoç H.* Progress and prospects of group-III nitride semiconductors //Progress in Quantum Electronics. – 1996. – V. 20. – №. 5-6. – p. 361-525.
16. *Жмерик В.Н., Мизеров А.М., Шубина Т.В. и др.* Способы управления потоком активного азота при росте АЗ-нитридов методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией // Письма в ЖТФ. – Т. 33. – №. 8. – С.36.
17. *Amano, H.* P-type conduction in Mg-doped GaN treated with low-energy electron beam irradiation (LEEBI) //Japanese Journal of Applied Physics. – 1989. – V. 28. – №. 12A. – p. L2112.
18. *Amano H., Asahi T., Akasaki I.* Stimulated emission near ultraviolet at room temperature from a GaN film grown on sapphire by MOVPE using an AlN buffer layer //Japanese journal of applied physics. – 1990. – V. 29. – №. 2A. – p. L205.
19. *Morkoç, H.* Large-band-gap SiC, III-V nitride, and II-VI ZnSe-based semiconductor device technologies // Journal of Applied Physics. – 1994. – V. 76. – №. 3. – p. 1363-139
20. *Aleksandrov S.B. et al.* Field-effect transistors based on AlGaN/GaN/AlGaN double-heterostructures grown by MBE //physica status solidi (c). – 2005. – V. 2. – №. 7. – p. 2688-2691.
21. *Saito Y. et al.* Growth Temperature Dependence of Indium Nitride Crystalline Quality Grown by RF-MBE //physica status solidi (b). – 2002. – T. 234. – №. 3. – C. 796-800.
22. *Yamamoto A. et al.* Heteroepitaxial growth of InN on Si (111) using a GaAs intermediate layer //Solid-State Electronics. – 1997. – T. 41. – №. 2. – C. 149-154.
23. *Lu H. et al.* Effect of an AlN buffer layer on the epitaxial growth of InN by molecular-beam epitaxy //Applied Physics Letters. – 2001. – T. 79. – №. 10. – C. 1489-1491.
24. *Saito Y. et al.* Growth of high-quality InN using low-temperature intermediate layers by RF-MBE //Journal of crystal growth. – 2002. – T. 237. – C. 1017-1021.

25. *Butt  R. et al.* Current status of AlInN layers lattice-matched to GaN for photonics and electronics //Journal of Physics D: Applied Physics. – 2007. – Т. 40. – №. 20. – С. 6328.

26. *Medjdoub F. et al.* Status of the emerging InAlN/GaN power HEMT technology //The Open Electrical & Electronic Engineering Journal. – 2008. – Т. 2. – №. 1.

27. *Федоров Ю.* Широкозонные гетероструктуры (Al, Ga, In) и приборы на их основе. Для миллиметрового диапазона длин волн //Электроника: наука, технология, бизнес. – 2011. – №. 2. – С. 92-107.

28. *Carlin J. F., Ilegems M.* High-quality AlInN for high index contrast Bragg mirrors lattice matched to GaN //Applied physics letters. – 2003. – Т. 83. – №. 4. – С. 668-670.

29. *Dadgar A. et al.* High-sheet-charge-carrier-density AlInN/GaN field-effect transistors on Si (111) //Applied physics letters. – 2004. – Т. 85. – №. 22. – С. 5400-5402.

30. *Katzer D. S. et al.* Molecular beam epitaxy of In AlN/ GaN heterostructures for high electron mobility transistors //Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena. – 2005. – Т. 23. – №. 3. – С. 1204-1208.

31. *Gonschrek M.* High Electron Mobility Lattice-matched AlInN/GaN Field-Effect Transistor Heterostructures //Appl. Phys. Lett. – 2006. – Т. 89. – С. 062102.

32. *Hoi Wong M. et al.* Molecular beam epitaxy of InAlN lattice-matched to GaN with homogeneous composition using ammonia as nitrogen source //Applied Physics Letters. – 2012. – Т. 100. – №. 7. – С. 072107.