

08

Синтез AlGaIn/GaN-гетероструктур для ультрафиолетовых фотоприемников методом молекулярно-лучевой эпитаксии

© Т.В. Малин,¹ А.М. Гишинский,¹ В.Г. Мансуров,¹ Д.Ю. Протасов,¹ А.К. Шестаков,¹
Е.Б. Якимов,² К.С. Журавлев¹

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

² Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
142432 Черноголовка, Московская область, Россия
e-mail: zhur@isp.nsc.ru

(Поступило в Редакцию 17 февраля 2014 г.)

Рассмотрена технология синтеза методом молекулярно-лучевой эпитаксии AlGaIn/GaN полупроводниковых гетероэпитаксиальных структур для фотоприемников ультрафиолетового диапазона спектра. Проведена разработка технологии получения AlGaIn-слоев и многослойных гетероструктур, включающей в себя нитридизацию поверхности подложки сапфира, создание иницирующего зародышевого слоя и рост буферного слоя, рост нелегированных и легированных слоев AlGaIn различного состава. Исследовано влияние режимов роста на морфологию поверхности, плотность прорастающих дислокаций и других структурных дефектов, электрофизические и оптические свойства отдельных слоев и AlGaIn-гетероструктур для ультрафиолетовых фотоприемников. Выполнено математическое моделирование $p-i-n$ -фотодиодов, разработан технологический маршрут изготовления AlGaIn-гетероструктур, изготовлены тестовые AlGaIn $p-i-n$ -диоды и исследованы их характеристики.

Введение

Значительный интерес к получению и производству широкозонных полупроводниковых материалов и многослойных гетероструктур на их основе стимулируется возможностью их практического применения в коротковолновой и высокотемпературной оптоэлектронике. Внимание, уделяемое фотоприемным устройствам ультрафиолетового (УФ) диапазона спектра, определяется их способностью регистрировать УФ-излучение различных источников на сильном солнечном фоне. Наибольший интерес с практической точки зрения представляют „солнечно-слепой“ диапазон спектра 240–280 nm, в котором солнечное излучение поглощается стратосферным озоновым слоем, и „видимо-слепой“ диапазон 300–390 nm. В качестве материалов для создания УФ-фотодетекторов рассматриваются полупроводники A_2B_6 , карбид кремния, алмаз и нитриды металлов третьей группы. В настоящее время наилучшими кандидатами для создания коротковолновых оптоэлектронных приборов считаются нитриды металлов третьей группы (АЗ-нитриды). Нитриды индия, галлия и алюминия являются прямозонными полупроводниками с шириной запрещенной зоны соответственно 0.67, 3.42 и 6.2 eV, что отвечает длинноволновой границе межзонных переходов 1850, 362 и 200 nm. Таким образом, на основе твердых растворов $In_xGa_{1-x}N$ и $Al_xGa_{1-x}N$ принципиально возможно создание фотоприемников с длинноволновой границей чувствительности в широком диапазоне от 200 до 1850 nm.

Исследования, нацеленные на определение оптимального типа УФ-фотоприемника на основе нитридов и

лучшей конструкции гетероструктуры для его создания, проводятся уже более 15 лет. С этой целью были изготовлены нитрид-галлиевые УФ-фотоприемники различных типов: фоторезисторы, диоды с барьером Шоттки, диоды металл–полупроводник–металл, структуры металл–изолятор–металл, $p-n$ - и $p-i-n$ -фотодиоды, полевые и биполярные фототранзисторы [1]. В настоящее время лучшие параметры демонстрируют УФ-фотоприемные устройства (ФПУ) на основе AlGaIn $p-i-n$ -диодов с засветкой через подложку, прозрачную в УФ-области спектра. Матрицы $p-i-n$ -фотодиодов изготавливаются на основе многослойных AlGaIn-гетероэпитаксиальных структур (ГЭС), выращиваемых на полированной с двух сторон прозрачной подложке сапфира.

В настоящей работе сообщается о разработке технологии синтеза AlGaIn/GaN-гетероструктур для УФ-фотоприемников методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Проведена разработка технологии начальных этапов роста гетероструктуры, получения нелегированных и легированных AlGaIn-слоев различного состава и многослойных AlGaIn-гетероструктур методом МЛЭ, выполнено математическое моделирование $p-i-n$ -фотодиодов на основе AlGaIn-гетероструктур, изготовлены тестовые AlGaIn $p-i-n$ -диоды и исследованы их характеристики.

1. Гетероструктуры для AlGaIn $p-i-n$ -фотодиодов

Пример зонной диаграммы ГЭС, предназначенной для создания $p-i-n$ -фотодиодов солнечно-слепого диапазо-

на спектра, приведен на рис. 1. Гетероструктура содержит последовательно выращиваемые на подложке слой фильтра на основе твердого раствора $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с молярной долей AlN $x = 0.65$ толщиной 500 нм, задающий коротковолновую границу чувствительности фотодиода, поглощающий свет i -слой с составом $x = 0.45$ толщиной 200 нм и контактный слой GaN p -типа проводимости толщиной 300 нм. Слой фильтра также является контактным слоем n -стороны диода. Гетероструктуры для работы в видимом-слепом диапазоне отличаются составом слоя фильтра и поглощающего слоя.

Для расчета и оптимизации характеристик ФПУ проводилось моделирование фотоэлектрических процессов в ГЭС. Моделирование выполнялось при помощи пакета программного обеспечения Sentaurus TCAD фирмы Synopsys. Для определения фотоэлектрических параметров фотоприемника в расчет закладывались структура ГЭС, распределение концентраций легирующих примесей, положение и размеры контактов, после чего проводилось численное решение системы уравнений, составляющих диффузионно-дрейфовую модель диода [2]: уравнения непрерывности, уравнения Пуассона и уравнения транспорта носителей заряда. При этом в узлах дискретной пространственной сетки рассчитывались электростатический потенциал, напряженность электрического поля, концентрации электронов и дырок, скорость и подвижность электронов и дырок, плотность электронного и дырочного токов, темпы генерации и рекомбинации электронов и дырок, энергии зоны проводимости и валентной зоны. В областях резкого изменения рассчитываемых величин шаг сетки уменьшался. Основные параметры материалов, использованные в расчете, — ширина запрещенной зоны и разрывы зон на гетерограницах, диэлектрические проницаемости, подвижности электронов и дырок, их эффективные массы

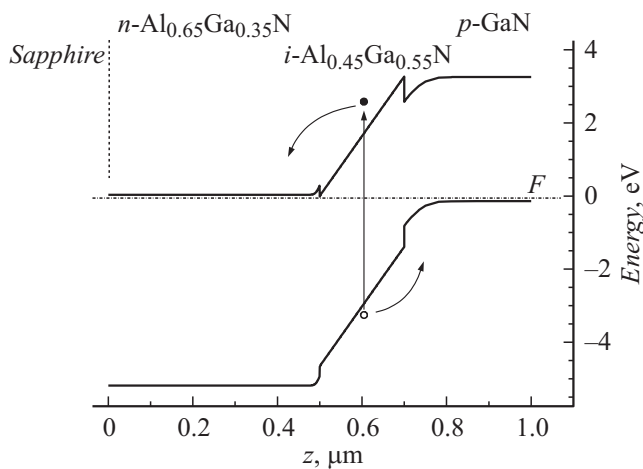


Рис. 1. Зонная диаграмма p - i - n -диода для работы в „солнечно-слепом“ диапазоне спектра. Координата z вдоль оси роста ГЭС отсчитывается от границы с подложкой, энергия отсчитывается от положения уровня Ферми F . Вертикальная стрелка обозначает переход при поглощении фотона с генерацией электрон-дырочной пары.

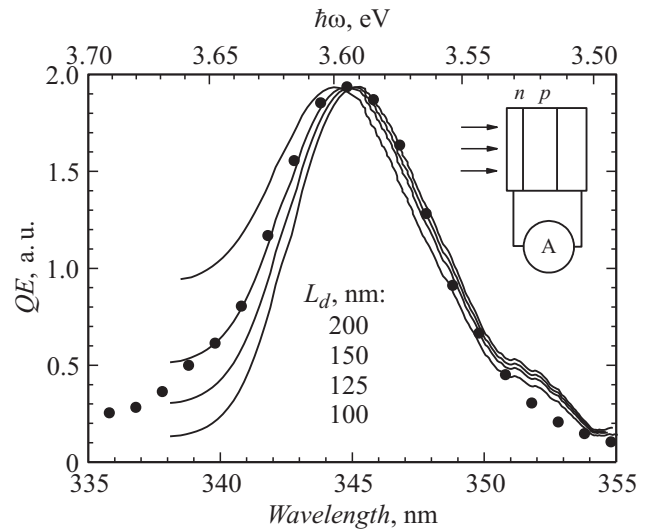


Рис. 2. Экспериментальный (точки) и теоретические (сплошные линии) спектры квантового выхода фототока фотодиодной структуры $n\text{-Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}/p\text{-Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}/p\text{-GaN}$. Теоретические спектры рассчитаны по измеренным спектрам коэффициента поглощения структуры для значений длины диффузии дырок L_d , указанных на рисунке. Спектры показаны в нормированном на максимум виде.

брались из базы данных, входящей в пакет моделирования Sentaurus TCAD [2,3]. Уточнение значений таких параметров, как длина диффузии неосновных носителей заряда, существенно влияющих на расчетные параметры прибора и значительно различающихся в зависимости от технологии синтеза слоев, проводилось в экспериментах на модельных структурах. На рис. 2 показаны экспериментальный и расчетные спектры квантового выхода фототока фотодиодной структуры $n\text{-Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}/p\text{-Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}/p\text{-GaN}$. Толщины n - и p -слоев ГЭС составляли соответственно 500 и 2000 нм, освещение производилось с n -стороны структуры. Расчетные спектры получены для различных значений длины диффузии дырок L_d в n -слое ГЭС. Коэффициент поглощения возбуждающего света, использованный в расчете, был измерен экспериментально. Значение длины диффузии дырок в $n\text{-Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$, полученное сопоставлением экспериментальных и расчетных данных, составило 125–150 нм. Оно подтверждается также результатами измерений методом тока, наведенного в барьере Шоттки электронным пучком растрового электронного микроскопа, и было использовано в дальнейшем в расчетах параметров ГЭС для фотоприемных структур.

2. Экспериментальная техника

Для получения AlGaN -гетероструктур нами использовался метод МЛЭ — эпитаксиальный рост в условиях высокого вакуума. МЛЭ AlN -нитридов развивается в двух основных направлениях, различающихся природой источника активного азота [4–8]. В обоих случаях в

качестве источников потоков металлов III группы используются эффузионные ячейки Кнудсена, а в качестве источника активного азота применяют либо плазменный источник азота, либо аммиак (NH_3). В плазменной МЛЭ (ПМЛЭ) молекулы азота (N_2) диссоциируют на химически активные атомы азота под действием радиочастотного электромагнитного излучения (РЧ-плазма) или электромагнитного излучения на частоте электронного циклотронного резонанса (ЭЦР-плазма). В МЛЭ второго типа — химически активной или аммиачной МЛЭ — аммиак термически разлагается с выделением атомарного азота непосредственно на поверхности нагретой подложки.

В настоящей работе для разработки технологии выращивания эпитаксиальных структур твердых растворов нитрида галлия–нитрида алюминия использовалась установка МЛЭ СВЕ-32Р фирмы Riberg (Франция), модифицированная для работы с аммиачным источником активного азота. Установка была оснащена дополнительной газовой линией подачи моносилана, обеспечившей возможность получения уровня контролируемого легирования эпитаксиальных слоев кремнием до $1 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Анализ структуры поверхности пленок в процессе эпитаксии проводился *in situ* с помощью исследования картины дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭ). Как известно, ДБЭ является одним из основных инструментов для анализа атомарной структуры поверхности пленок в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии [9]. Для регистрации дифракционной картины в процессе нитридации, зародышеобразования и роста слоев стандартная система ДБЭ установки СВЕ-32Р была оснащена специализированным видеорегистратором на базе ССД-камеры с широким динамическим диапазоном, позволяющим записывать эволюцию дифракционной картины и проводить анализ поведения интенсивности дифракционных рефлексов. Для контроля средней скорости роста слоев ГЭС установка была также оснащена лазерным интерференционным рефлектометром.

Рост ГЭС производился на двухсторонне полированных подложках сапфира ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) с кристаллографической ориентацией (0001) диаметром 50,8 mm производства ОАО „Монокристалл“ (Ставрополь). Одна сторона подложки покрывалась молибденом, что позволяло нагревать ее в высоком вакууме за счет поглощения металлом теплового излучения нагревателя. Для удаления с поверхности подложек остаточных загрязнений — следов травителей, растворителей, а также адсорбированных газов (H_2O , CO , CO_2 и др.) — перед загрузкой в ростовую камеру проводился предварительный отжиг подложек в условиях высокого вакуума в отдельной камере установки. В ходе предварительного отжига подложки в течение 30 min находились при температуре 600°C , при этом давление в камере не превышало $1 \cdot 10^{-4}$ Pa.

3. Технология выращивания GaN/AlGaN-гетероструктур на сапфировых подложках

Процесс выращивания ГЭС AlGaN методом МЛЭ включает в себя следующие необходимые стадии: нитридизацию поверхности подложки сапфира, формирование металлической полярности растущего слоя, рост буферного слоя; собственно рост слоев ГЭС. Выращивание ГЭС для ФПУ требует разработки режимов роста слоев GaN и AlGaN различного состава, получения легированных слоев *p*- и *n*-типов проводимости и создания многослойных структур с необходимой последовательностью слоев.

Из-за большого рассогласования параметров решеток сапфира и АЗ-нитридов для успешного эпитаксиального роста необходимо использовать специальные технологические приемы, среди которых одним из важнейших является так называемая нитридизация поверхности сапфира [10,11]. Процесс нитридации заключается в выдерживании нагретой до температуры $900\text{--}1000^\circ\text{C}$ чистой поверхности сапфира в потоке аммиака для создания на поверхности тонкого эпитаксиального кристаллического слоя AlN, обеспечивающего резкое улучшение качества последующих эпитаксиальных слоев. Для выбора условий и длительности нитридации с помощью ДБЭ нами была изучена кинетика образования AlN на подложке в ходе нитридации. Кривые эволюции интенсивности дифракционного рефлекса (01) AlN при различных температурах показаны на рис. 3. Исходя из полученных данных, были выбраны оптимальные условия нитридации — температура поверхности 900°C , длительность процесса 10 min в потоке аммиака стандартных $25 \text{ cm}^3/\text{min}$.

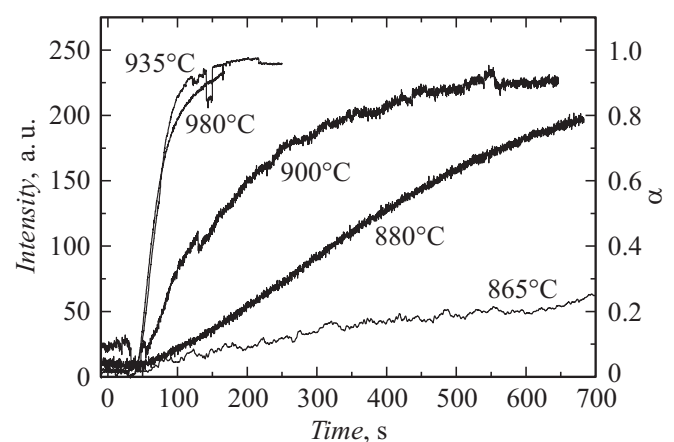


Рис. 3. Эволюция интенсивности дифракционного рефлекса (01) AlN при различных температурах нитридации поверхности (0001)Al₂O₃ в потоке аммиака $25 \text{ cm}^3/\text{min}$. Шкала α -степень покрытия поверхности в долях монослоя.

После нитридации сапфира проводился синтез „зародышевого“ слоя AlN, задающего полярность и вюрцитную модификацию кристаллической структуры последующих эпитаксиальных слоев. Известно, что для роста приборных структур по своим структурным и электрофизическим свойствам лучше подходят слои с металлической полярностью [12–17]. Было обнаружено, что зарождение на нитридованной сапфировой подложке тонкого слоя AlN при температуре 600°C в условиях обогащения по Al способствует формированию Al-полярности, тогда как зарождение в условиях обогащения по аммиаку ведет к росту слоев N-полярности. При дальнейшем росте в условиях обогащения ростовой поверхности аммиаком все последующие слои сохраняют полярность, заданную зародышевым слоем.

Для снижения плотности структурных дефектов слоев ГЭС на следующей стадии эпитаксии производился рост буферного слоя. Универсальным буферным слоем для ГЭС ФПУ с засветкой через подложку, чувствительных в УФ-области спектра, является слой AlN. Дальнейшее снижение плотности дефектов обеспечивается при использовании буферных слоев составной конструкции [18,19]. С помощью просвечивающей электронной микроскопии нами были изучены структурные дефекты в буферном слое и слоях AlGa_xN и исследовано влияние конструкции буферного слоя на плотность прорастающих дислокаций. Для этого в буферный слой вводились две сверхрешетки: первая из 25 пар слоев AlN/Al_{0,4}Ga_{0,6}N с толщинами слоев в парах 3 и 1.5 nm соответственно, затем вторая из 25 пар слоев AlN/Al_{0,4}Ga_{0,6}N с толщинами слоев 1.5 и 3 nm. Далее на таких буферных слоях выращивались слои Al_xGa_{1-x}N с составами $x = 0, 0.2, 0.4$ и 0.6 . При исследовании образцов, выращенных на составных буферных слоях, было обнаружено значительное, до 10 раз, уменьшение плотности прорастающих дислокаций по сравнению с образцами с буферными слоями без сверхрешеток. Использование многослойных буферных слоев для ГЭС ФПУ УФ-диапазона, однако, затрудняется возможностью поглощения излучения в буферном слое и требует расчета положения края поглощения в нем.

3.1. Рост нелегированных слоев AlGa_xN

Для разработки режимов роста слоев AlGa_xN сначала были определены границы диапазонов температур и соотношения потоков компонентов III и V групп, обеспечивающих устойчивый двумерный рост слоя GaN. Рост проводился на буферном слое AlN толщиной 150 nm. Далее были выращены тестовые слои Al_xGa_{1-x}N толщиной 1.1–1.3 μm с различным содержанием AlN в диапазоне $0 < x < 0.6$. Для воспроизводимого получения слоев требуемого состава необходимо задать и поддерживать определенное соотношение потоков металлов Ga и Al. Потоки металлов третьей группы измерялись в ростовой камере с помощью ионизационного датчика давления,

устанавливаемого на место образца. Кроме того, соотношение скоростей роста слоев AlN и GaN измерялось с помощью рефлектометра в предварительных экспериментах. По окончании роста состав эпитаксиальных слоев AlGa_xN контролировался *ex situ* с помощью методик спектральной эллипсометрии и оптического пропускания. Поверхность пленок характеризовалась с помощью атомно-силовой микроскопии, а структурное совершенство слоев определялось с помощью метода рентгеновской дифракции. Основными дефектами поверхности эпитаксиальных слоев AlGa_xN являются дислокации и границы ростовых колонн гексагональной формы [20], имеющих характерный размер в плоскости слоя до 3–4 μm. Плотность дислокаций в слоях AlGa_xN лежит в диапазоне $(1–5) \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$. Было обнаружено, что структурное совершенство слоев AlGa_xN ухудшается с увеличением молярной доли AlN в твердом растворе. Была проведена также электрофизическая характеристика эпитаксиальных пленок. Намеренно легированные слои AlGa_xN имели *p*-тип проводимости с концентрацией дырок *p*, оцениваемой с помощью CV-метода, изменяющейся от $3 \cdot 10^{16}$ до $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ при увеличении *x* от 0.1 до 0.6, что удовлетворяет требованиям, предъявляемым к поглощающему слою *p-i-n*-структуры.

3.2. Получение и исследование слоев, легированных донорами

Легирование слоев GaN и AlGa_xN донорами осуществлялось с помощью газового источника моносилана. Для обеспечения необходимой точности определения электрофизических параметров в экспериментах по легированию выращивались слои толщиной 1.1–1.3 μm. Измерения методом Холла показали, что газовый источник легирующей примеси позволяет получать концентрацию электронов (*n*) в слоях GaN свыше 10^{20} cm^{-3} (рис. 4). Как видно из рисунка, концентрация электронов в слоях GaN практически линейно растет с потоком моносилана вплоть до $n = 1.2 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ (рис. 4, *a*) при одновременном снижении подвижности электронов μ до $120 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ (рис. 4, *b*).

В слоях твердых растворов Al_{0,3}Ga_{0,7}N были достигнуты значения концентрации электронов $n = 4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ при подвижности $\mu = 60 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, а в слоях Al_{0,6}Ga_{0,4}N — концентрация $n = 2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ при подвижности $\mu = 15 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. При этом в слоях Al_{0,3}Ga_{0,7}N зависимость концентрации электронов от потока моносилана насыщается, в то время как в слоях Al_{0,6}Ga_{0,4}N она проходит через максимум, после чего концентрация падает с дальнейшим ростом потока моносилана. Такое поведение обусловлено самокомпенсацией Si и комплексообразованием в Al-содержащих слоях [21].

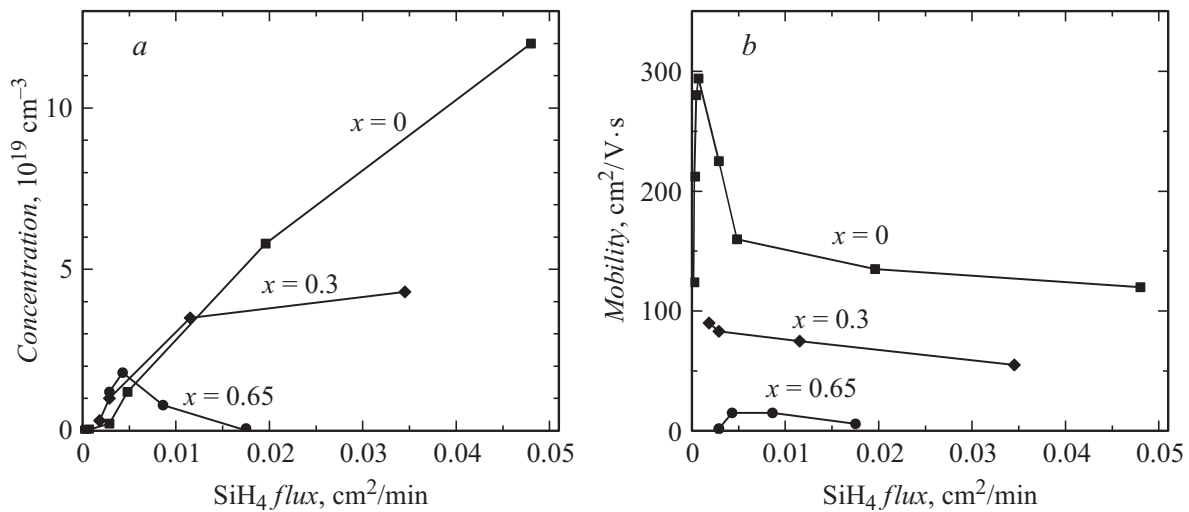


Рис. 4. Зависимости концентрации (a) и подвижности (b) электронов от потока моносилана при различных составах твердого раствора $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$.

3.3. Получение слоев, легированных акцепторами

Для получения слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ p -типа проводимости их легирование осуществлялось магнием, испаряемым из твердотельного источника. Для уменьшения загрязнения ростовой установки сильно летучим магнием потоки магния задавались умеренными.

На рис. 5 приведен профиль концентрации магния в слоях GaN, полученный с помощью метода вторичной ионной масс-спектропии (ВИМС). При использовании ВИМС концентрация примеси определяется путем нормировки данных, получаемых на исследуемом образце, на данные эталонного измерения. Эталонный образец с известной концентрацией магния создавался методом ионной имплантации. Из рис. 5

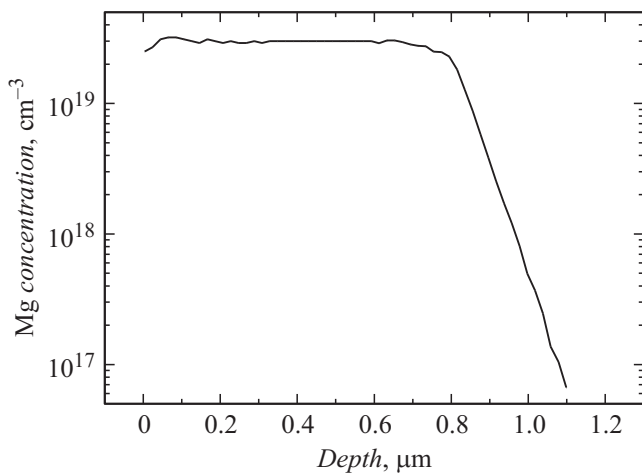


Рис. 5. Профиль концентрации Mg в слое $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$, измеренный методом ВИМС. Глубина травления отсчитывается от поверхности образца.

видно, что концентрация атомов магния в выращенных слоях достигает $3 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Концентрация и подвижность свободных носителей (дырок) в этих слоях измерялась методом Холла при комнатной температуре, при этом без дополнительного послеростового отжига были получены значения $p = 9.2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ и $\mu = 6.7 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. Такой уровень легирования, согласно расчетам, достаточен для изготовления p -контактных областей $p-i-n$ -диодов. Увеличение уровня легирования магнием до $\approx 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ и выше приводит к повышению дефектности материала и снижению проводимости p -слоя структуры [22–24].

4. Тестовые $p-i-n$ -фотодиодные структуры

На основе описанной технологии роста легированных и нелегированных слоев GaN и AlGaN были выращены многослойные $p-i-n$ -гетероструктуры. Для получения экспериментальных образцов $p-i-n$ -фотодиодов на основе AlGaN ГЭС были отработаны методики травления AlGaN и изготовления омических контактов к слоям n - и p -типов проводимости. Экспериментальные образцы фотодиодов были получены методом плазмохимического травления в среде $\text{BrCl}_3 : \text{Ar} : \text{N}_2$ через маску SiO_2/Cr . Омические контакты к материалу n -типа изготавливались напылением слоев Ti/Au с толщиной 10/100 nm с последующим вжиганием при температуре 600°C в атмосфере азота. Контакты к материалу p -типа изготавливались напылением слоев Ni/Au с толщиной 5/10 nm с последующими вжиганием на воздухе при температуре 500°C и повторным напылением для увеличения полной толщины металлизации до 100 nm. Изображения изготовленных $p-i-n$ -диодов, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии, показаны на

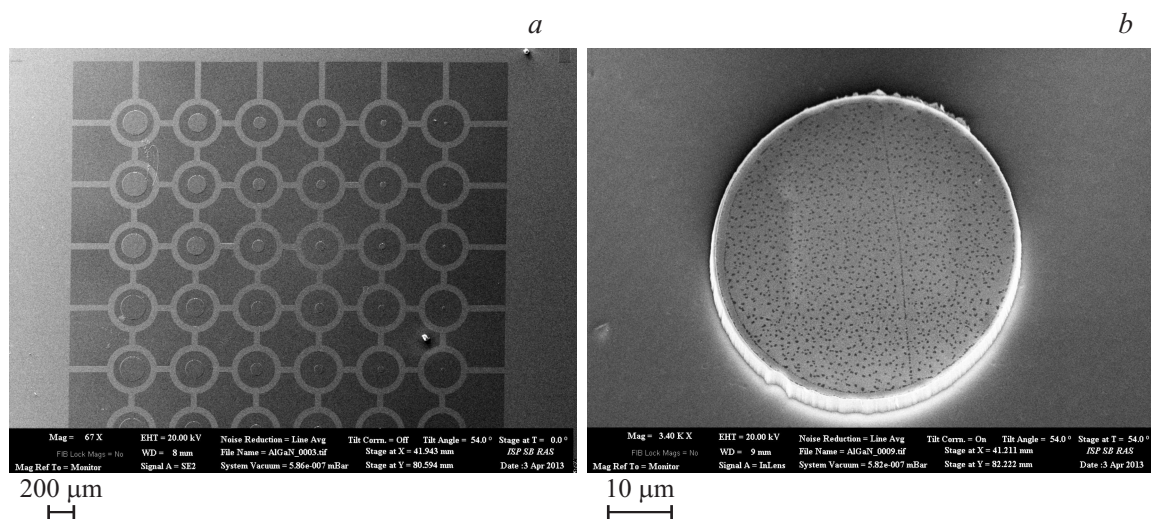


Рис. 6. Изображения наборов AlGaIn фотодиодов с различными диаметрами фоточувствительных площадок 25–200 μm (a) и одиночной меза-структуры (b), полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии.

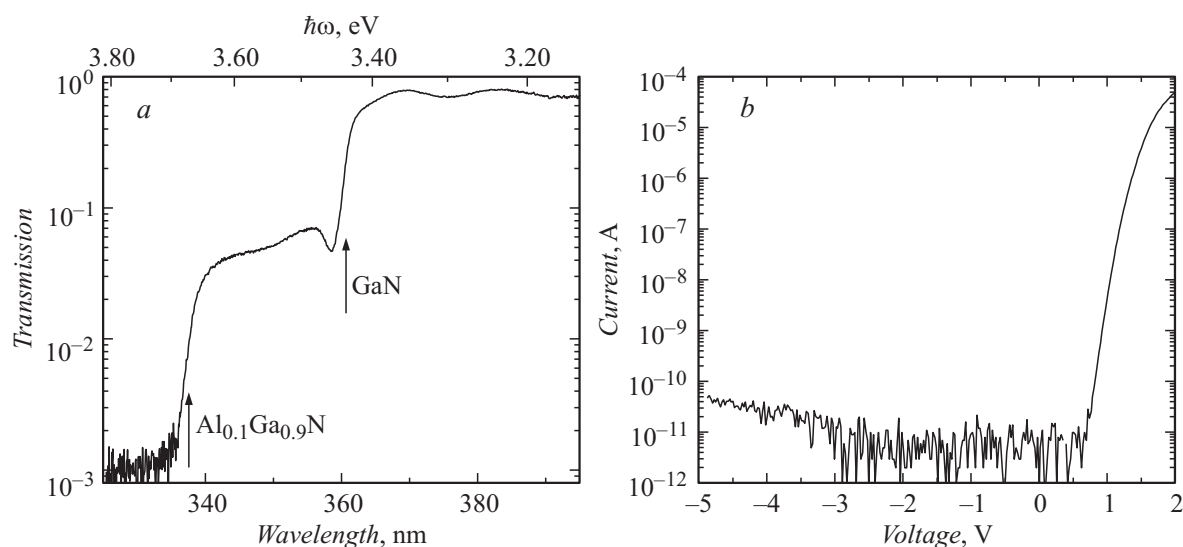


Рис. 7. a — спектр пропускания и b — вольт-амперная характеристика видимо-слепого фотодиода. Малые значения токов на ВАХ около 3–5 μA ограничены величиной входного тока измерительной установки.

рис. 6. На рис. 7 иллюстрируются спектр пропускания (рис. 7, a) и вольт-амперная характеристика (ВАХ) (рис. 7, b) видимо-слепого AlGaIn фотодиода. Как видно, описанная технология роста ГЭС обеспечивает высокое качество приборных структур, включая получение малых токов утечки p – n -гетеропереходов.

Заключение

Таким образом, в работе описана технология роста многослойных ГЭС на основе нитридов AlGaIn/GaN для УФ-фотоприемных структур методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Выполнено математическое моделирование AlGaIn p – i – n -диодов, проведена разработка МЛЭ технологии получения отдельных легированных и

нелегированных GaN и AlGaIn слоев различного состава n - и p -типов проводимости и многослойных AlGaIn-гетероструктур. Изготовлены AlGaIn p – i – n -фотодиоды и исследованы их характеристики.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты 13-02-00985, 14-02-91371 и 14-02-00033.

Список литературы

- [1] Monroy E., Omnes F., Calle F. // *Semicond. Sci. Technol.* 2003. Vol. 18. N 4. P. R33–R51.
- [2] TCAD Sentaurus Device User's Manual. Version F-2011.09. Mountain View: Synopsys Inc., 2011.
- [3] Vurgaftman I., Meyer J.R., Ram-Mohan L.R. // *J. Appl. Phys.* 2001. Vol. 89. N 11. P. 5815–5875.

- [4] Skierbiszewski C., Dybko K., Knap W., Siekacz M., Krupczycki W., Nowak G., Bokowski M., Usakowski J., Wasilewski Z.R., Maude D., Suski T., Porowski S. // *Appl. Phys. Lett.* 2005. Vol. 86. N 10. P. 102106–102106-3.
- [5] Bhattacharyya A., Moustakas T.D., Zhou Lin, Smith David. J., Hug W. // *Appl. Phys. Lett.* 2009. Vol. 94. N 18. P. 181907–181907-3.
- [6] Nikishin S., Borisov B., Kuryatkov V., Holtz M., Garrett G.A., Sarney W.L., Sampath A.V., Shen H., Wraback M., Usikov A., Dmitriev V. // *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2008. Vol. 19. N 8. P. 764–769.
- [7] Cordier Y., Moreno J.-C., Baron N., Frayssinet E., Chenot S., Damilano B., Semond F. // *IEEE Electron Device Lett.* 2008. Vol. 29. N 11. P. 1187–1189.
- [8] Damilano B., Natali F., Brault J., Huault T., Lefebvre D., Tauk R., Frayssinet E., Moreno J.-C., Cordier Y., Semond F., Chenot S., Massies J. // *Appl. Phys. Express* 2008. Vol. 1. N 12. P. 121101–121101-3.
- [9] Молекулярно лучевая эпитаксия и гетероструктуры / Под ред. Л. Ченга и К. Плога. М.: Мир, 1989.
- [10] Uchida K., Watanabe A., Yano F., Kouguchi M., Tanaka T., Minagawa S. // *J. Appl. Phys.* 1996. Vol. 79. N 7. P. 3487–3491.
- [11] Grandjean N., Massies J., Leroux M. // *Appl. Phys. Lett.* 1996. Vol. 69. N 14. P. 2071–2073.
- [12] Zhuravlev K.S., Mansurov V.G., Protasov D.Yu., Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Govorkov A.V. // *J. Appl. Phys.* 2009. Vol. 105. N 11. P. 113712–113712-8.
- [13] Huang D., Visconti P., Jones K.M., Reshchikov M.A., Yun F., Baski A.A., King T., Morkoc H. // *Appl. Phys. Lett.* 2001. Vol. 78. P. 4145–4147.
- [14] Rouviere J.L., Weyher J.L., Seelmann-Eggebert M., Porowski S. // *Appl. Phys. Lett.* 1998. Vol. 73. N 5. P. 668–670.
- [15] Seelmann-Eggebert M., Weyher J.L., Obloh H., Zimmermann H., Rar A., Porowski S. // *Appl. Phys. Lett.* 1997. Vol. 71. N 18. P. 2635–2637.
- [16] Sumiya M., Yoshimura K., Ohtsuka K., Fuke S. // *Appl. Phys. Lett.* 2000. Vol. 76. N. 15. P. 2098–2100.
- [17] Stutzmann M., Ambacher O., Eickhoff M., Karrer U., Lima Pimenta A., Neuburger R., Schalwig J., Dimitrov R., Schuck P.J., Grober R.D. // *Phys. Stat. Sol. (b)*. 2001. Vol. 228. N 2. P. 505–512.
- [18] Nikishin S.A., Faleev N.N., Antipov G., Francoeur S., Grave de Peralta L., Seryogin G.A., Temkin H., Prokofyeva T.I., Holtz M., Chu S.N.G. // *Appl. Phys. Lett.* 1999. Vol. 75. N 14. P. 2073–2075.
- [19] Jang S.-H., Lee C.-R. // *J. Cryst. Growth*. 2003. Vol. 253. N 1. P. 64–70.
- [20] Zhuravlev K.S., Osinnykh I.V., Protasov D.Yu., Malin T.V., Davydov V.Yu., Smirnov A.N., Kyutt R.N., Spirina A.V., Solomonov V.I. // *Phys. Stat. Sol. (c)*. 2013. Vol. 10. P. 315–318.
- [21] Borisov B., Kuryatkov V., Kudryavtsev Yu., Asomoza R., Nikishin S., Song D.Y., Holtz M., Temkin H. // *Appl. Phys. Lett.* 2005. Vol. 87. N 13. P. 132106–132106-2.
- [22] Fichtenbaum N.A., Schaake C., Mates T.E., Cobb C., Keller S., DenBaars S.P., Mishra Yu U.K. // *Appl. Phys. Lett.* 2007. Vol. 91. N 17. P. 172105–172105-2.
- [23] Romano L.T., Kneissl M., Northrup J.E., Van de Walle C.G., Treat D.W. // *Appl. Phys. Lett.* 2001. Vol. 79. N 17. P. 2734–2736.
- [24] Dong Nyung Lee // *Appl. Phys. Lett.* 2011. Vol. 99. N 24. P. 241905–241905-2.