

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ СИСТЕМ
УПРАВЛЕНИЯ И РАДИОЭЛЕКТРОНИКИ (ТУСУР)
АО "Научно-производственная фирма "МИКРАН"

УДК 621.382

На правах рукописи



Федин Иван Владимирович

**Мощные быстродействующие диоды на основе
гетероэпитаксиальных структур нитрида галлия**

Специальность 01.04.04 «Физическая электроника»

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Троян Павел Ефимович

Томск, 2019

Оглавление

Введение	5
Глава 1. Литературный обзор	14
1.1 Современная силовая электроника. Электронная компонентная база силовой электроники. Технологии энергосбережения в силовой электронике.	14
1.2 Сравнение кремниевой, карбид кремниевой и нитрид галлиевой силовой электроники. GaN как перспективный материал силовой электроники.	19
1.3 Диоды с барьером Шоттки. Особенности диодов с БШ на основе гетероструктур AlGaN/GaN.	22
1.4 Свойства гетероструктур AlGaN/GaN и технологии изготовления устройств на их основе.	29
1.4.1 Структура и поляризационные свойства материала GaN	29
1.4.2 Образование двумерного электронного газа в гетероструктурах $Al_xGa_{1-x}N/GaN$. Подвижность носителей заряда 2DEG в гетероструктуре	32
1.4.3 Температурные и радиационные свойства GaN	36
1.5 Методы роста гетероструктур AlGaN/GaN	39
1.5.1 Подложки для гетероструктур AlGaN/GaN	39
1.5.2 Эпитаксиальные методы выращивания гетероструктур AlGaN/GaN	40
1.5.3 Характерные толщины слоёв и известные зависимости свойств материала (приборов) от толщины слоёв	45
1.6 Образование омического контакта к гетероструктуре AlGaN/GaN	49
1.7 Образование барьерного контакта к гетероструктуре AlGaN/GaN	54
1.8 Выводы	56
Глава 2. Методы и техника эксперимента	58
2.1 Техника эксперимента	58
2.2 Методика эксперимента	59

2.2.1	Описание гетероструктуры	59
2.2.2	Формирование омических контактов к AlGaN/GaN	60
2.2.3	Технологический маршрут изготовления гетероструктурных силовых AlGaN/GaN диодов с барьером Шоттки	63
2.2.4	Измерение приведённого контактного сопротивления омических контактов методом линий передач (TLM)	71
2.2.5	Измерение параметров барьерных контактов	74
2.3	Выводы	77
Глава 3. Разработка технологии формирования низкотемпературного омического контакта на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN		78
3.1	Исследование влияния толщин металлизации и температуры отжига на электрические параметры низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN	78
3.2	Исследование влияния рецесса на электрические характеристики низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN	95
3.3	Выводы	97
Глава 4. Исследование влияния конструктивно-технологических особенностей изготовления анода на основе барьера Шоттки на электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов		98
4.1	Исследование влияния материала барьера Шоттки на электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов	98
4.2	Исследование влияния рецесса анодной области AlGaN на электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов	109
4.3	Выводы	125
Заключение		126
Литература		128

Приложение А	146
Приложение Б	147

Введение

Актуальность темы исследования.

Силовая электроника – это показатель уровня экономики любого современного государства. Ее решающая роль в экономике развитых стран вытекает из того, что более 80% вырабатываемой электроэнергии потребляется в преобразованном виде. Первый конкурентноспособный мощный MOSFET был выпущен фирмой International Rectifier в 1978 г. под торговой маркой HEXFET. Это определило развитие рынка силовой электроники в сторону кремния на последующие 30 лет [1]. Однако, не секрет, что кремниевая технология достигла своего теоретического предела.

В настоящее время перспективным путем развития силовой электроники в мире является переход к элементной базе на основе широкозонных полупроводников, таких как нитрид галлия (GaN) [2]. Нитрид галлия обладает целым рядом преимуществ над кремнием: большая ширина запрещённой зоны (ΔE_g), высокая электрическая прочность (E_c), высокая подвижность электронов (μ_e), высокая рабочая температура (T_{max}), высокая дрейфовая скорость насыщения электронов ($V_{дрейф}$) (табл. 1).

Таблица 1 – Сравнение параметров полупроводниковых материалов GaN и Si [3]

Материал	ΔE_g , эВ	E_c , МВ/см	μ_e , $\frac{cm^2}{B*с}$	$V_{дрейф}$, см/с	$T_{макс}$, °С
Si	1,1	0,25	1450	$1*10^7$	170
GaN	3,2	3	2000	$2,5*10^7$	300

Одними из наиболее перспективных приборов на основе GaN являются различные преобразователи мощности, так как особенности GaN позволяют значительно улучшить характеристики преобразователей:

1) большая ширина запрещенной зоны (в 3 раза больше, чем у кремния) обуславливает возможность работы преобразователя при высоких уровнях температуры и радиации.

2) максимальная критическая напряженность электрического поля (в

10 раз большая, чем у кремния) позволяет реализовать высокие пробивные напряжения;

3) малый заряд затвора позволяет отказаться от дополнительных фильтров на высоких частотах и тем самым снизить массогабаритные показатели преобразователя;

4) сочетание высокой концентрации электронов проводимости и высокой подвижности электронов существенно снижает сопротивление GaN транзисторов в открытом состоянии, и, как следствие, потери мощности в преобразователях.

Впервые возможность создания транзистора с высокой подвижностью электронов (HEMT) на базе гетероструктуры AlGaIn/GaN, выращенной на SiC подложке была продемонстрирована М.А. Ханом и др. в 1993 г. в работе [4]. После этого исследования в области силового GaN стали набирать популярность и в 2004 г. компания Eudyna Corp (Япония) вывела на рынок радиочастотный нормально-открытый AlGaIn/GaN транзистор [5]. Новой вехой в истории развития GaN электроники стала разработка компанией Efficient Power Conversion (EPC) нормально-закрытого (H3) 100 В транзистора в 2009 г., способного заменить устаревшие кремниевые MOSFET [6]. В 2014 г. компания GaN Systems представила 650 В H3 GaN транзистор, что сильно укрепило положение GaN на рынке силовой электроники. В настоящее время серийное производство GaN электроники освоено такими компаниями, как Panasonic (Япония), Transphorm, EPC (США), GaN Systems (Канада), Infineon (Германия)[7, 8, 9].

Для создания GaN электронно-компонентной базы (ЭКБ) помимо транзисторов необходимы мощные диоды. Начиная с 2000 г. GaN диоды Шоттки стали объектом постоянных исследований. Исследования в данном направлении велись в институте Фердинанта Брауна [10], компании IMEC [11], Transphorm [12] и множестве лабораторий по всему миру. Исследования GaN диодов разделились на 2 направления: вертикальные диоды, выполненные на естественной подложке (GaN) и квазивертикальные и латеральные диоды, выполненные на подложках SiC, Si, Al₂O₃ и др. Преимущества вертикальных диодов в большей плотности мощности, однако латеральные значитель-

но дешевле в производстве за счёт более дешёвых подложек. В настоящее время серийная технология латеральных AlGaIn/GaN диодов Шоттки освоена компаниями Transphorm и Panasonic, однако в свободную продажу они не поступают.

Успешное освоение технологии производства дискетных GaN диодов и транзисторов подтолкнуло исследователей к разработке интегральных схем (ИС) на GaN.

В августе 2016 г. компания Dialog Semiconductor анонсировала и продемонстрировала первую GaN ИС DA8801 для применения в зарядных устройствах, изготовленную по 650 вольтовой GaN/Si технологии на базе Taiwan Semiconductor Manufacturing Corporation's (TSMCs) [14].

В марте 2017 г. американский стартап в области широкозонных полупроводников Navitas анонсировал релиз ИС, базирующейся на AlGaIn/GaN транзисторах. Схема представляет собой полумост с интегрированным драйвером Navitas iDrive. Рабочая частота до 2 МГц, размер корпуса 6x8 мм [15].

В июне 2018 г. Французский стартап EXAGAN заявил о начале разработки силового GaN транзистора с драйвером переключения в интегральном исполнении [16].

В декабре 2018 г. компания TDK-Lambda представила первый источник питания на GaN ЭКБ эффективностью 98% при нормальной нагрузке и 92% при пиковой [17].

Компания IMEC в настоящий момент освоила технологию производства AlGaIn/GaN диодов и pGaIn/AlGaIn/GaN нормально-закрытых силовых транзисторов на кремниевых подложках диаметром 200 мм. Следующим шагом в этом направлении IMEC видит создание GaN интегральных схем, включающих в себя как диоды, так и транзисторы [18].

Совсем недавно (март-апрель 2019 г.) компанией Transphorm на рынок были выведены приборы, созданные на GaN ЭКБ: блок питания для персональных компьютеров с эффективностью преобразования 99% (рис. 1 а) [19], фотовольтаический инвертер с функцией быстрой зарядки аккумуляторов с плотностью мощности на 40% больше, чем у аналогов (рис. 1 б) [20] и модуль питания эффективностью 92% и сниженным на 38% тепловыделением (рис.

1 в) [21].

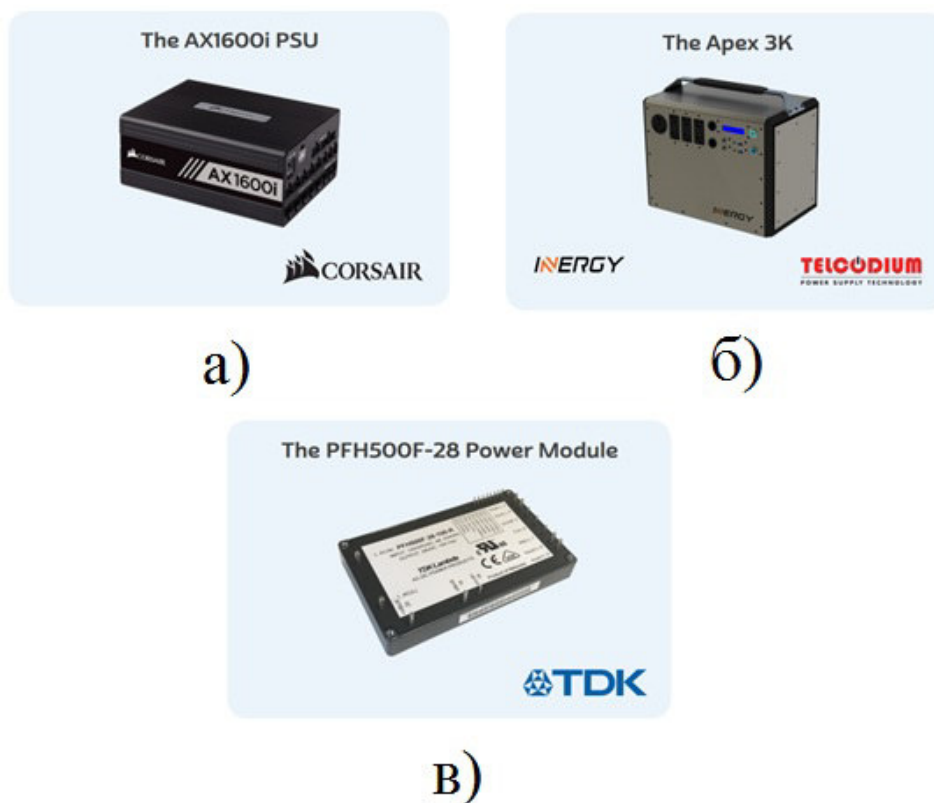


Рисунок 1 – Продукты компании Transphorm на GaN ЭКБ: источник питания (а), фотовольтаический инвертер (б) и модуль питания (в) [19, 20, 21]

Помимо вывода на рынок, компания Transphorm провела ускоренные испытания своей GaN продукции, показавшие наработку без отказов более 10^7 часов в нормальных условиях [22].

Китайская компания Anker, занимающаяся производством различных источников питания, выпустила линейку зарядных устройств (ЗУ) для смартфонов, планшетов и ноутбуков на GaN ЭКБ. Отличительной особенностью является ускоренная зарядка и меньший размер устройства, по сравнению с обычными ЗУ [23].

Применение GaN диодов и транзисторов позволило снизить потребление энергии в системах запуска электродвигателей, защиты электросетей от перегрузок и неожиданных отключений. Кроме того, очень высокая концентрация электронов в области двумерного электронного газа в сочетании с приемлемой подвижностью электронов дает возможность реализации большой плотности тока и малых электрических потерь [24].

Таким образом, создание GaN ЭКБ является актуальной и перспективной задачей, которую в настоящий момент решают как производственные фирмы, такие как Transphorm, EPC, GaN Systems поставляющие на рынок готовые решения, так и научно-исследовательские компании, такие как IMEC, Navitas, EXAGAN занимающиеся разработкой перспективных направлений микроэлектроники.

Цель работы

Целью настоящей работы является разработка технологии создания и исследование характеристик диодов Шоттки на основе гетероструктуры pGaN/AlGaN/GaN, выращенной на кремниевой подложке.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1) разработка технологии создания низкотемпературных омических контактов к гетероструктуре AlGaN/GaN, выращенной на кремниевой подложке;

2) разработка и исследование конструктивно-технологических особенностей изготовления барьера Шоттки на электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов.

3) разработка технологического маршрута создания мощных диодов Шоттки, на базе гетероструктуры pGaN/AlGaN/GaN, выращенной на кремниевой подложке.

Научная новизна

Научная новизна работы состоит в том, что:

1) впервые получены низкотемпературные омические контакты на основе металлизации Ta/Al к гетероструктуре AlGaN/GaN, выращенной на кремниевой подложке;

2) установлено, что для диодов Шоттки, изготовленных на основе pGaN/AlGaN/GaN гетероструктуры, применение анодного рецесса на глубину до 75% от толщины барьерного слоя AlGaN перед формированием барьера Шоттки увеличивает прямой и обратный ток диода;

3) предложен технологический маршрут создания мощных AlGaN/GaN диодов совместимый с технологией создания pGaN/AlGaN/GaN HЗ транзисторов.

Практическая значимость

Разработана технология создания AlGaN/GaN диодов Шоттки (ДШ) на базе гетероструктуры pGaN/AlGaN/GaN.

Предложенная технология создания диодов Шоттки позволяет объединить в монолитной интегральной схеме (МИС) диоды и HЗ транзисторы, что позволяет снизить массо-габаритные показатели и улучшить характеристики высокоэффективных источников вторичного электропитания на основе GaN электронно-компонентной базы (ЭКБ).

Предложенная технология получения омических контактов к AlGaN/GaN защищена патентом, а разработанные в ходе выполнения диссертации технологические режимы и процессы используются на производстве в НПК "Микроэлектроника"АО "НПФ "Микран".

Результаты работы могут быть использованы предприятиями микроэлектронной промышленности для формирования GaN ЭКБ, находящей применение в создании перспективных энергоэффективных источников вторичного электропитания, AC/DC преобразователях, инверторах.

Положения, выносимые на защиту

1) Контакт на основе Ta/Al металлизации к гетероструктуре Al_{0,25}Ga_{0,75}N / GaN (10 нм / 300 нм) на кремниевой подложке, полученный методом электронно-лучевого напыления в вакууме с применением катодного рецесса глубиной 5 нм, и вожжённый при температуре 550 °С методом быстрого фотонного отжига в течение 60 с. обладает удельным контактным сопротивлением $3,2 \cdot 10^{-6}$ Ом·см²;

2) Рецесс анодной области гетероструктуры Al_{0,25}Ga_{0,75}N / GaN (10 нм / 300 нм) на глубину 7,5 нм, сформированный методом плазмохимического травления в BCl₃ + O₂ индуктивно-связанной плазме перед осаждением Ni

барьера Шоттки, приводит к росту токов прямого смещения в 2,6 раз (при напряжении +1,2 В) и росту токов обратного смещения в 32 раза (при напряжении -80 В) за счёт уменьшения высоты потенциального барьера между металлом анода и двумерным электронным газом;

3) Технология создания AlGaN/GaN диодов с Ni барьером Шоттки совместима с технологией создания pGaN/AlGaN/GaN H3 транзисторов и позволяет получать диоды с характеристиками в следующих пределах: $I(U=+1,2 \text{ В}) = 25 - 65 \text{ мА/мм}$, $I_{\text{обр}} = 1,3 - 41 \text{ мкА/мм}$, $U_{\text{обр}} = 230 - 340 \text{ В}$, $C_{\text{ВХ}} = 0,5 \text{ пкФ/мм}$. ($h_{\text{рец}} = 0 - 7,5 \text{ нм}$, $L_{\text{а-к}} = 7 \text{ мкм}$).

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения, списка литературы и двух приложений. Объем работы составляет 147 страниц машинописного текста, включая 74 рисунка, 12 формул, 11 таблиц, список литературы из 154 наименований и 2 приложения. В соответствии с поставленными задачами вся диссертационная работа разделена на четыре главы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (Соглашение № 14.577.21.0250 от 26.09.17). Уникальный идентификатор проекта RFMEFI57717X0250.

Первая глава посвящена обзору литературы, в котором представлены фундаментальные свойства нитрида галлия, а также преимущества его использования при изготовлении силовых диодов.

Во второй главе описана методика и техника эксперимента использованная при изготовлении и характеристики мощных AlGaN/GaN диодов.

Третья глава посвящена разработке низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al металлизации. В ней рассмотрено влияния толщин металлизации, температуры вжигания и рецесса AlGaN на характеристики ОК.

Четвёртая глава посвящена разработке барьерного контакта к AlGaN. В ней рассмотрены различные материалы барьера Шоттки, влияние рецесса анодной области и анодного полевого электрода на характеристики диодов.

Также в четвёртой главе представлены электрические характеристики разработанных AlGaIn/GaN диодов.

В заключении сформулированы основные результаты работы.

Апробация работы

Основные результаты работы были доложены автором на 17 международных и 1 всероссийской конференции, также автором был получен 1 патент на изобретение и 1 акт внедрения:

- IEEE международная сибирская конференция по управлению и связи (SIBCON-2019). Томск, Россия;

- международная научная студенческая конференция (МНСК-2018, МНСК-2019). Новосибирск, Россия;

- международная научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых учёных "Научная сессия ТУСУР" (НСТ-2016, НСТ-2017, НСТ-2018, НСТ-2019). Томск, Россия;

- XIV международная научно-практическая конференция "Электронные средства и системы управления" (ЭСИСУ-2016, ЭСИСУ-2017, ЭСИСУ-2018). Томск, Россия;

- 6-ой международный конгресс по радиационной физике, сильноточной электронике и модификации материалов "Потоки энергии и радиационные эффекты" (EFRE-2018). Томск, Россия;

- XV международная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных "Перспективы развития фундаментальных наук" (ПРФН-2018). Томск, Россия;

- IV международная научная конференция "Информационные технологии в науке, управлении, социальной сфере и медицине" (ИТвНУССМ-2017). Томск, Россия;

- V международный молодежный форум «Интеллектуальные энергосистемы» (ИЭ-2016, ИЭ-2017). Томск, Россия;

- XVII международная конференция молодых специалистов по микро / нанотехнологиям и электронным приборам (EDM-2016). Эрлагол, Россия;

- IV российская молодежная научная школа-конференция «Энергетика, электромеханика и энергоэффективные технологии глазами молодежи» (ЭЭиЭТГМ-2016). Томск, Россия;

- международная конференция "Микро- и наноэлектроника" (ICMNE-2016). Звенигород, Россия;

- патент на изобретение № 2696825 "Способ изготовления омического контакта к AlGaN/GaN";

- акт внедрения результатов диссертационной работы на предприятии АО НПФ Микран.

Публикации

Основные результаты диссертации опубликованы в 22 работах, 5 из них в журналах из перечня ВАК, 10 в сборниках международных и 1 в сборнике всероссийской конференции, 6 проиндексированы в базе данных Scopus. Ссылки на работы, опубликованные в соавторстве, приведены в каждой оригинальной главе диссертации.

Личный вклад автора

Диссертация является итогом исследований, проводившихся автором совместно с сотрудниками АО НПФ «Микран» и НОЦ "Нанотехнологии" ТУСУР. Автором, совместно с научным руководителем, формулировались цели работы, обсуждались пути их достижения, а также анализировались результаты эксперимента. Автором совместно с соавторами был опубликован ряд работ, представленных в списке литературы. Непосредственно автором проводилось создание топологических слоёв пластин, ведение пластин по маршруту, выполнение операций химических обработок пластин, измерения на постоянном токе, оптическая микроскопия. Вклад диссертанта в диссертационную работу является определяющим.

Глава 1

Литературный обзор

1.1 Современная силовая электроника. Электронная компонентная база силовой электроники. Технологии энергосбережения в силовой электронике.

"Электроника-это часть электротехники, относящаяся к вакуумным, газонаполненным и ртутным вентилям или полупроводниковым приборам, объединённым под общим названием "электронные элементы". Такие элементы используются как в силовой электронике, так и в технике связи.

Силовая электроника является частью сильноточной техники, задачей которой является генерирование, передача и распределение электроэнергии с последующим её преобразованием и регулированием в соответствии с нуждами потребителя. Силовая электроника непосредственно используется при регулировании напряжения, частоты, числа фаз и порядка их чередования. Для решения задач силовой электроники используются электронные элементы и приборы." [25].

Важность силовой электроники и новых широкозонных материалов вытекает из растущей потребности в энергии и изменении климата. Одна из важнейших проблем человечества заключается в постоянном росте потребности в электрической энергии. Увеличение эффективности в выработке, распределении и накоплении электричества является ключевой задачей для достижения устойчивого энергетического будущего.

Индивидуальное потребление энергии в Европе растёт экспоненциально, начиная со средних веков, эпохи индустриализации и продолжается до сих пор. Схожий рост энергопотребления имеет место и в развивающейся части мира. В настоящее время, 25% населения планеты потребляет 75% всей вырабатываемой энергии. В то же время растёт и население Земли. К 2050 году популяция людей на планете может достигнуть 9 миллиардов, тем самым пятикратно превысив население 1950 г. Большая часть данного демографического взрыва приходится на развивающиеся страны. Следовательно, в

ближайшие годы ожидается и значительный рост энергопотребления.

Существует две экологические проблемы, связанные с производством и потреблением энергии. Первая заключается в ограниченности ископаемых источников энергии (нефть, природный газ, уголь), вторая в парниковом эффекте, вызванном накоплением двуокиси углерода в атмосфере.

Кроме того, потребность в электричестве постоянно растёт. К 2050 году потребление электроэнергии возрастёт на 160%. Доступ к данному базовому сырью распределён по миру очень неравномерно, а наибольший спрос ожидается в развивающихся странах. Электричество считается зелёной энергией. Однако, более 70% электрической энергии, генерируемой к 2025 году будет приходиться на невозобновляемые источники энергии, и только 20% на возобновляемые, 10% приходится на атомную энергетику.

Акцент на энергоэффективности обусловлен двумя проблемами – необходимостью сберечь природные ресурсы, перерабатывая их в электроэнергию наиболее эффективным способом, и сохранением электрической энергии эффективно её распределяя и уменьшая потери в силовых электрических системах.

Силовая электроника является ключевой технологией по контролю потоков электрической энергии от источника к потребителю. Доля силовой электроники в перераспределении электроэнергии в целом по отрасли, начиная от доставки электричества и заканчивая различными электрическими двигателями, с 2000 г. возросла с 40% до 80%.

Силовая электроника предоставляет возможность для эффективного использования, перераспределения и выработки электрической энергии. Развитие силовой электроники позволит на 50% сократить потери, связанные с преобразованием электроэнергии от аккумуляторов или магистральной сети. Силовая электроника является ключевой технологией устойчивого развития, требующего постоянного увеличения потребляемой электроэнергии. Рост потребления электричества, в свою очередь, обязывает применять эффективные методы энергосбережения и энергопользования. Производство, распределение и потребление электрической энергии требует постоянных преобразований энергии, эффективность которых напрямую зависит от уровня развития

силовой электроники. Данные положения являются основной движущей силой развития силовой электроники и эффективного преобразования энергии.

Потенциал энергосбережения посредством использования силовой электроники раскрывается в возможности создании энергоэффективной техники, такой как скоростные электродвигатели с регенерацией энергии, «умные» источники питания с широким диапазоном нагрузки и нулевым потреблением в режиме ожидания, гибридные и электрические двигатели. Более того, силовая электроника позволяет создавать стабильные источники питания, работающие на возобновляемых источниках энергии, таких как ветер и солнце. Силовая электроника позволяет осуществить эффективную доставку электроэнергии от данных неустойчивых источников к электрической сети. Также становится возможным установить эффективную взаимосвязь между различными способами хранения энергии, с целью лучшей стабилизации питания электрической сети.

Эффективность силовых электронных систем зависит от потерь в активных и пассивных элементах [26]. Эффективность может быть значительно улучшена заменой кремниевых устройств на карбид кремниевые (SiC) или нитрид галлиевые (GaN) [27]. Особые свойства материала GaN, такие как высокая электрическая прочность совместно с высокой подвижностью электронов, высокая теплопроводность обеспечивают хорошие динамические характеристики и высокую эффективность приборов на его основе. Более высокие рабочие температуры, по сравнению с кремнием, позволяют экономить на средствах охлаждения, тем самым уменьшая стоимость, вес и размеры конечного устройства, увеличивая при этом частоты переключения.

Использование широкозонных полупроводников позволит увеличить эффективность энергосбережения в следующих областях:

а) электродвигатели используют более 20% всей потребляемой электроэнергии. Использование двигателей переменной скорости позволит на половину сократить этот показатель. Кроме того, 20% энергии выделяемой при торможении может быть восстановлено использованием электронных тормозов.

б) внедрение широкозонных материалов позволит ускорить процессы

электрофикации, что приведёт к большему распространению гибридных и электрических транспортных средств, позволяющих экономить органическое топливо и снижать вредные выбросы в атмосферу.

в) умные сети и возобновляемые источники энергии составляют около 2-4% всей передаваемой и распределяемой энергии. Приоритеты в области охраны окружающей среды являются доминирующими, однако 50%-ная экономия от уровня современных преобразователей возможна.

г) базовые станции и центры обработки данных. Более 50% энергии может быть сохранено при внедрении продвинутой силовой электроники в центрах управления и распределения энергии.

д) освещение и умные здания. Данная область так же обладает огромным потенциалом в области энергосбережения.

Широкий спектр задач, решаемых силовой электроникой приводит к выделению целого ряда её составляющих (рис. 1.1).



Рисунок 1.1 – Состав силовой электроники [28]

Решением проблемы эффективного преобразования энергии занимается, в том числе, физика твёрдого тела, за счёт разработки и применение энергоэффективных полупроводниковых устройств, на основе кремния (Si), карбида кремния (SiC) и нитрида галлия (GaN). Начиная с 80х годов СЭ бурно развивается, за счёт появления новых, полностью управляемых полупровод-

никовых приборов. Основными активными элементами СЭ в настоящее время являются:

- 1) полевые транзисторы с изолированным затвором (MOSFET-Metall-Oxid-Semiconductor Field-Effekt-Transistor).
- 2) биполярные транзисторы с изолированным затвором (IGBT-Insulated Gate Bipolar Transistor).
- 3) запираемые тиристоры (GTO-Gate-Turn-Off).
- 4) запираемые тиристоры с интегрированным управлением (IGCT-Integrated Gate-Commutated Thyristor).
- 5) диоды (общего назначения, быстросостанавливающиеся, Шоттки)

На рис. 1.2 представлена схема рынка силовых устройств, разделённых по напряжению и производительности.



Рисунок 1.2 – Позиционирование силовых устройств по напряжению и производительности [28]

Как видно из рис. 1.2 приборы на основе кремния до сих пор занимает большую часть рынка силовой электроники. Однако GaN и SiC устройства постепенно отвоёвывают свои ниши. Для GaN перспективными направлениями являются напряжения до 1,2 кВ, для SiC свыше 1 кВ. Требования к повышению энергоэффективности в конечном счёте приведут к вытеснению

кремния более перспективными полупроводниками.

1.2 Сравнение кремниевой, карбид кремниевой и нитрид галлиевой силовой электроники. GaN как перспективный материал силовой электроники.

Силовая электроника, традиционно базирующаяся на кремниевой технологии, в настоящее время испытывает давление новых перспективных широкозонных материалов, таких как карбид кремния (SiC) и нитрид галлия (GaN). В табл. 1.1 приведено сравнение характеристик Si, SiC и GaN.

Таблица 1.1 – Свойства материалов Si, SiC и GaN [24, 33, 34, 35, 36]

Материал	E_g , эВ	μ , см ² /В·с	V_S , *10 ⁷ см/с	f_t , ГГц	$E_{\text{КРИТ}}$, МВ/см
Si	1,1	1300-1500	1	20	0,2-0,3
SiC	2,9	650-700	2	20	2-3,5
GaN	3,4	900-2000	2,5-2,7	150	3-3,3

Даже при беглом рассмотрении табл. 1.1 видно преимущество GaN и SiC над кремнием. Не удивительно, что в последние годы заметно активизировались исследования широкозонных полупроводников и приборов на их основе. Высокая критическая напряженность поля у GaN дает потенциальную возможность реализовывать более высоковольтные приборы. Большая ширина запрещенной зоны обеспечивает высочайшую стабильность свойств при изменении температуры или воздействии радиации, что чрезвычайно важно в первую очередь для космической и военной электроники, а также для устройств, работающих в жестких условиях. Весьма показательным является анализ зависимости удельного сопротивления от напряжения пробоя для Si, SiC и GaN, приведённый на рис. 1.3 [34, 36].

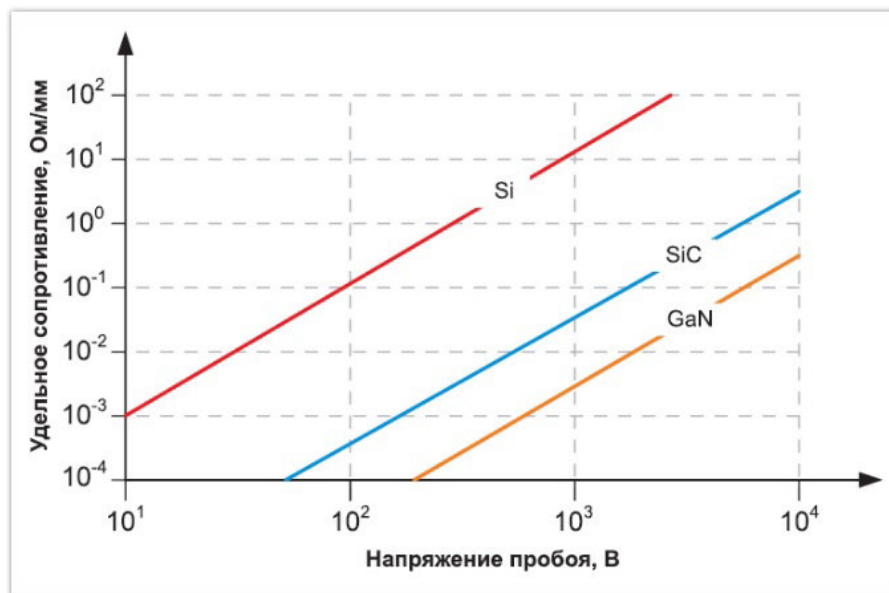


Рисунок 1.3 – Зависимость удельного сопротивления от напряжения пробоя для Si, SiC и GaN [34]

Важнейшим преимуществом GaN перед SiC является возможность материалов III-N системы формировать тройные и, даже, четверные системы (Al-Ga-N, In-Al-N, In-Ga-N), что позволяет конструировать необходимую зонную структуру. Это имеет очень большое значение для применения в электронике и оптоэлектронике [37]. Также преимущества GaN над SiC следуют из более высокой подвижности электронов и, как следствие, больших рабочих частот. Кроме того, скорость насыщения электронов у GaN выше чем у SiC. В результате GaN-транзисторы имеют на порядок большую удельную мощность, что должно приводить к значительному уменьшению габаритов [38].

Не смотря на очевидные преимущества широкозонных полупроводников кремний остаётся основным материалом силовой электроники. Ответ на вопрос почему?, лежит на поверхности. Более чем полувековая история изучения и развития Si-технологий дают о себе знать. Выверенные до нанометров техмаршруты позволяют выжимать все теоретически предсказанные возможности. Ведущим производителям не так то просто отказаться от надёжной и изученной кремниевой электроники в пользу хоть и перспективных, но значительно менее знакомых GaN и SiC. Не смотря на это, на рынок выходят новые игроки, такие как Efficient Power Convention (EPC), Transphorm,

IMEC и Microsemi. На рис. 1.4 приведены данные по рынку GaN устройств за 2016-2017 годы и прогноз до 2022 года.

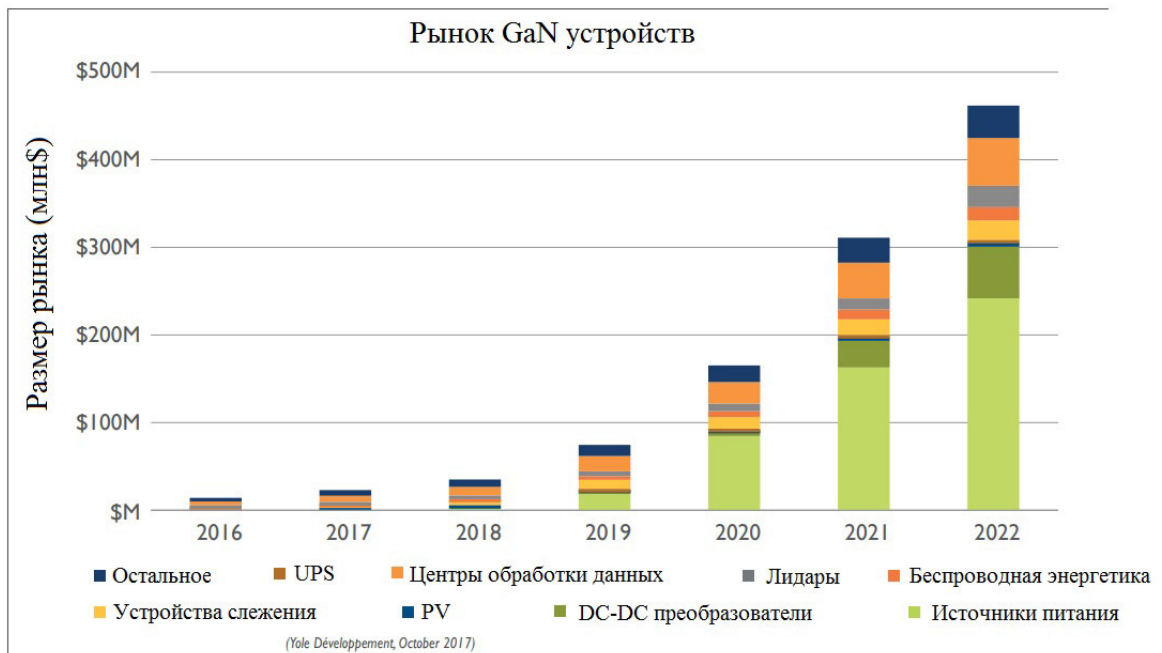


Рисунок 1.4 – Прогноз развития рынка GaN устройств до 2022 года [39]

Столь бурное развитие рынка GaN устройств не в последнюю очередь обязано развитию эпитаксиальной техники и появлению возможности выращивать гетероструктуры на основе GaN на подложках из Si, SiC и Al_2O_3 , ведь объёмный GaN всё ещё очень дорог. Также компания EPC разработала и внедрила в производство коммерчески оправданные нормально-закрытые GaN транзисторы (eGaN FET) [34]. На их основе создана широкая линейка приборов, состоящая из таких сегментов как:

- ◇ дискретные eGaN FET общего назначения;
- ◇ интегральные eGaN FET сборки общего назначения;
- ◇ eGaN FET для ВЧ-приложений;
- ◇ отладочные наборы практически для всех силовых приборов;
- ◇ демонстрационные наборы;
- ◇ законченные миниатюрные модули DrGaNPLUS.

Таким образом, GaN электроника является перспективной и бурно развивающейся технологией, способной составить конкуренцию как мастодонту кремнию, так и уже довольно детально изученному карбиду кремния.

1.3 Диоды с барьером Шоттки. Особенности диодов с БШ на основе гетероструктур AlGaN/GaN.

"Диод Шоттки - это полупроводниковый диод, выпрямительные свойства которого основаны на использовании выпрямляющего электрического перехода между металлом и полупроводником"[29]. Контакт металл-полупроводник с барьером Шоттки - один из наиболее активно исследуемых объектов полупроводниковой электроники, находящий широкое применение, в том числе, в силовых приложениях [30].

Главным отличием диодов с барьером Шоттки (ДШ) от диодов на p-n переходе является отсутствие в ДШ токов неосновных носителей заряда, что исключает процесс их накопления и рассасывания и, как следствие, снижает время переключения диода, в итоге, фактором, ограничивающим частотные свойства, выступает барьерная ёмкость. При прямом смещении ДШ ток протекает за счёт движения основных носителей заряда, неосновные же не могут перейти из металла в полупроводник из-за высокого потенциального барьера. На рис. 1.5 приведена зонная диаграмма контакта металл-полупроводник при отсутствии внешнего потенциала (а), при прямом смещении (б) и при обратном смещении (в).

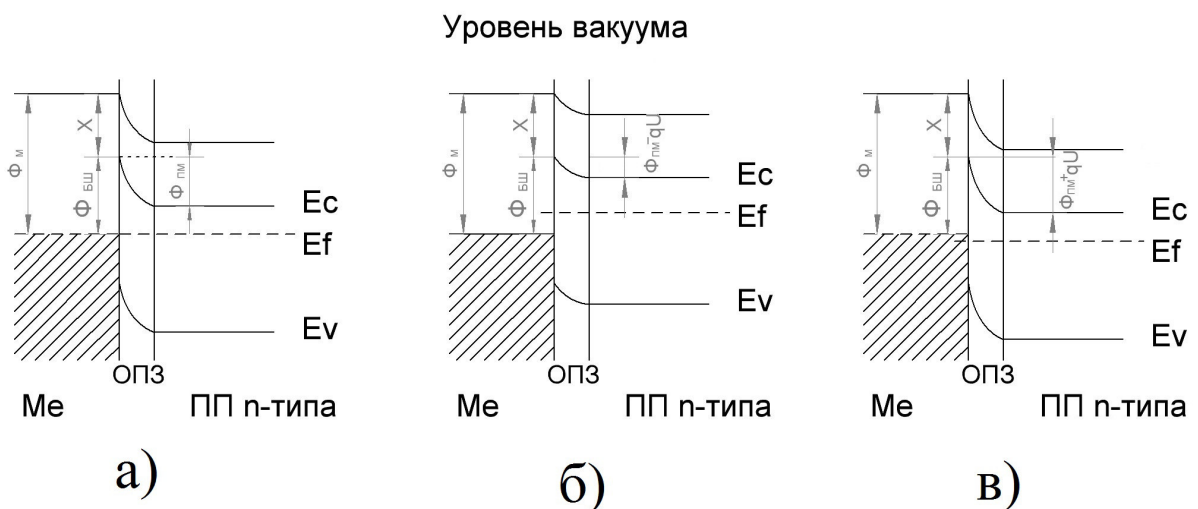


Рисунок 1.5 – Зонная диаграмма контакта металл-полупроводник при отсутствии внешнего потенциала(а), при прямом смещении (б) и при обратном смещении (в)

Высота барьера Шоттки определяется как разность между работой выхода электронов из металла (Φ_m) и сродством электронов (X) [31]. Поток основных носителей заряда (ОНЗ) из полупроводника в металл ограничивается величиной потенциального барьера Φ_{p-m} . Приложение прямого смещения к переходу Шоттки снижает Φ_{p-m} , давая возможность протекать току основных носителей. Приложение отрицательного смещения к переходу Шоттки увеличивает величину Φ_{p-m} , прерывая ток электронов. При этом обратный ток будет состоять из неосновных носителей заряда, концентрация которых в полупроводнике низка [29, 31, 32].

Преимущества ДШ перед диодами на р-п переходе вытекают из физики процесса выпрямления. Отсутствие инжекции неосновных носителей заряда приводит к повышению рабочих частот, за счёт отсутствия затрат времени на их накопление и рассасывание. Также ДШ обладают меньшим прямым напряжением из-за меньшей высоты потенциального барьера для ОНЗ; большей максимально допустимой плотностью тока, достигаемой как за счёт меньшего потенциального барьера, так и за счёт лучшей теплоотдачи через металлический контакт, что снижает общую температуру перехода и повышает возможную нагрузку [29].

Диоды Шоттки нашли широкое применение в электронике. Они бывают детекторные, смесительные, лавинно-пролетные, параметрические, импульсные, умножительные. Однако сочетание одновременно хороших частотных свойств и высоких плотностей тока позволяет создавать на их основе мощные высокочастотные полупроводниковые устройства.

Диоды с барьером Шоттки на основе объёмного GaN довольно хорошо исследованы как в отечественной литературе [40, 41, 42], так и в зарубежной [43]. Исследования по GaN ДШ систематизированы, собраны в метаанализы и книги. С гетероструктурными AlGa_N/GaN диодами Шоттки ситуация обстоит несколько иначе. Это направление более молодое и интенсивно развивающееся вследствие объективных причин - значительное удешевление гетероструктурных пластин стало возможным после освоения технологии эпитаксиального выращивания на не родных подложках (Si, SiC, Al₂O₃). Изготовление гетероструктурных ДШ имеет свои особенности. Возникает проблема подбо-

ра оптимальной гетероструктуры под конкретную задачу. Но, в то же время появляется возможность дополнительно влиять на характеристики диодов. Так широкое распространение получила технология формирования рецесса (углубления) барьерного слоя AlGaN как для невыпрямляющего (омического) контакта (рис. 1.6 (а)) [44], так и для выпрямляющего (барьерного) (рис. 1.6 (б)) [46, 47], позволяющая повысить токи прямого смещения, уменьшить напряжение открывания и, тем самым, снизить ёмкость конечного устройства (за счёт уменьшенной периферии). Так же нашла своё применение технология анодного полевого электрода (Field Plate), позволяющая повысить напряжение пробоя диодов [48, 49]. В литературе представлены различные конструкции одинарных (рис. 1.6 (б)) и двойных (рис. 1.6 (в)) FP.

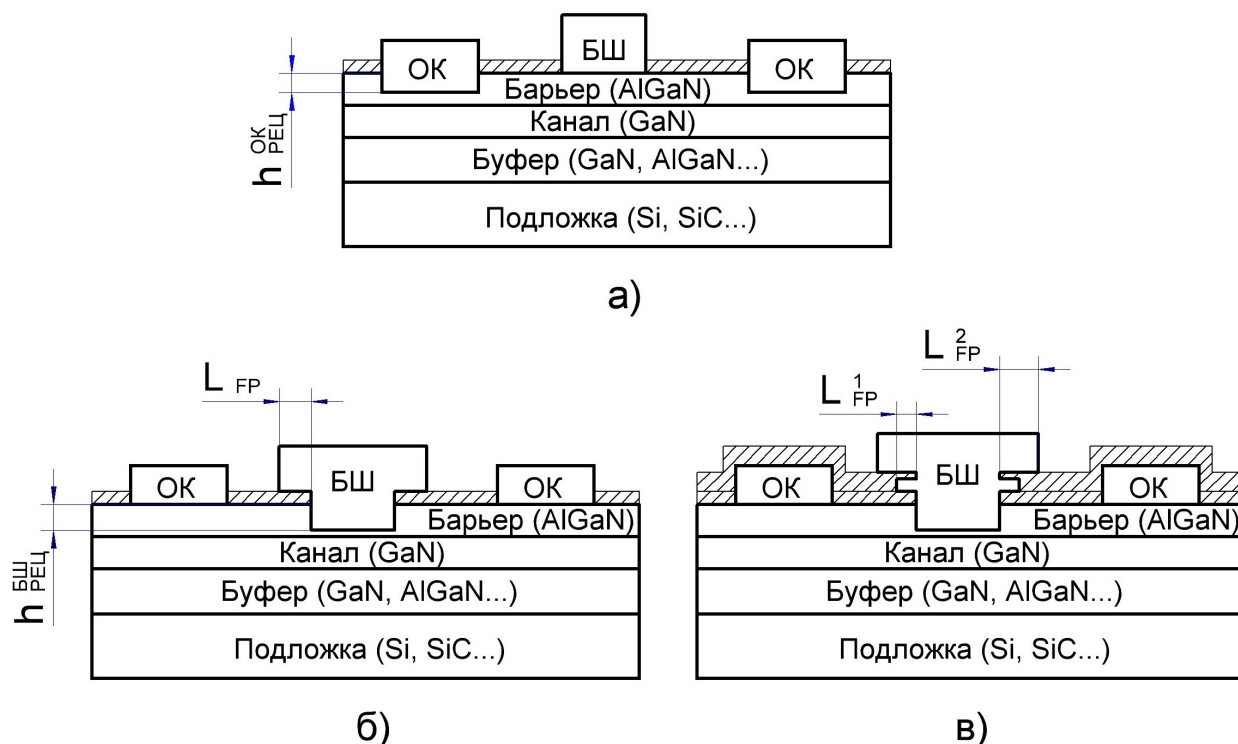


Рисунок 1.6 – Схематическое изображение AlGaN/GaN диода, выполненного со стандартной структурой БШ и с рецессом ОК (а); с рецессом БШ и одинарным FP (б); с рецессом БШ и двойным FP (в)

Ещё одна технология, так называемых GET (Gate Edge Termination) диодов получила своё развитие относительно недавно. Суть идеи заключается в использовании особой структуры анодной области диода, в которой края области рецесса пассивируются тонким GET-диэлектриком (рис. 1.7).

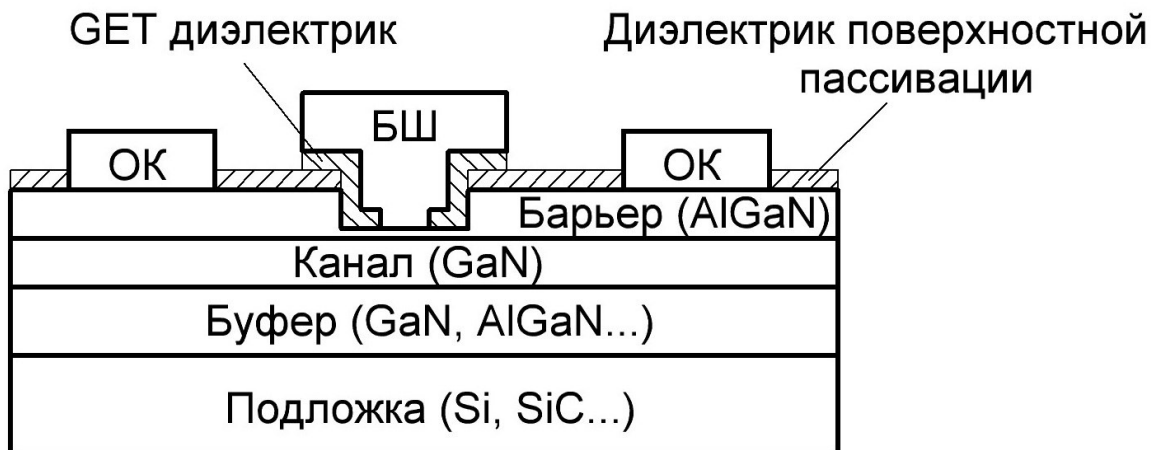


Рисунок 1.7 – Схематическое изображение ГЕТ-диода

Такая структура анодной области, по сообщениям источников [50, 51, 52, 53, 54], позволяет снизить токи утечки ГЕТ-диодов на несколько порядков, по сравнению с обычными.

Различные модификации приведённых улучшений гетероструктурных ДШ открывают большие возможности для исследований. Любое изменение гетероструктуры (мольной доли Al, толщины слоёв, степени легирования) приводит к необходимости пересмотра известных зависимостей. Всё это ведёт к появлению большого числа публикаций и снижению воспроизводимости результатов, что усложняет вывод каких-то фундаментальных закономерностей.

В настоящее время ведущие исследовательские коллективы GaN электроники и AlGaN/GaN ДШ в частности сосредоточены в таких компаниях и университетах как IMEC, Transform, институт Фердинатна Брауна в Лейбнице. Учёные из института ФБ в 2013 г. представили диод с шириной канала 134 нм, напряжением открывания 0,6 В и сопротивлением 280 мОм при токе 6 А, ток утечки не превышает 30 мкА/мм (рис. 1.8) [10].

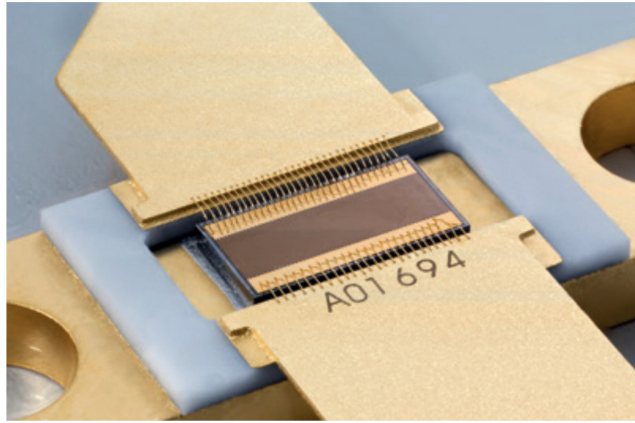


Рисунок 1.8 – AlGaIn/GaN ДШ института Фердинанта Брауна

Компания Transphorm в том же 2013 году анонсировала 4 и 6 амперные AlGaIn/GaN диоды, с рабочим напряжением 1,3 В и пробивным напряжением 600 В. Как указано на сайте компании для "проверенных" клиентов цена за диод составит 2,06 и 1,38 долларов США для 6 и 4 А соответственно при заказе от 1000 штук [55], однако в разделе продукции на продажу GaN диоды не представлены. Уже сейчас на сайте компании есть источники питания системных блоков персональных компьютеров (мощность до 1,6 кВт, эффективность 95% на 50% мощности рис. 1.9) и зарядные устройства для мобильных телефонов изготовленные из GaN комплектующих.

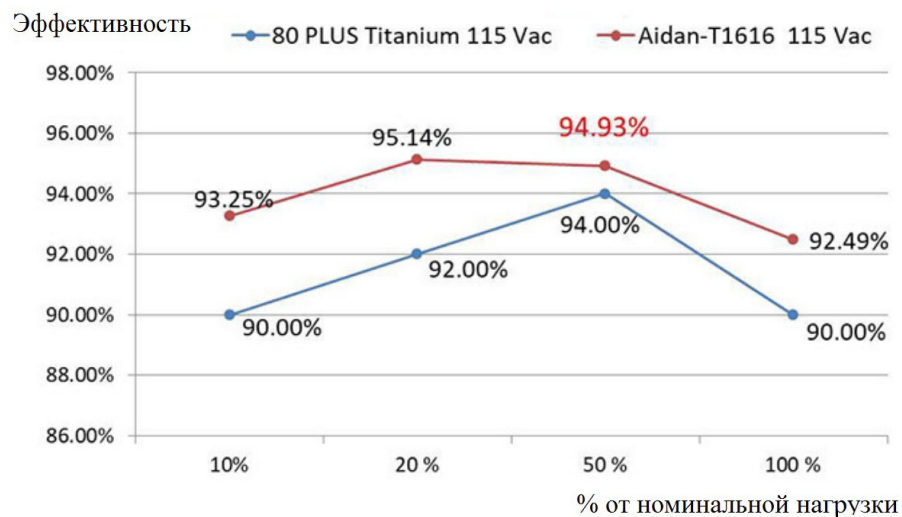


Рисунок 1.9 – Зависимость эффективности от нагрузки источников питания компании Transphorm изготовленных из GaN компонентов

Компания IMEC сообщает о разработке технологии производства

AlGaN/GaN диодов на 200 мм кремниевых подложках с применением GET-технологии, позволяющей значительно снизить токи утечки [11]. В табл. 1.2 приведены характеристики диодов компании IMEC при $T = 25 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таблица 1.2 – Характеристики AlGaN/GaN/Si диодов компании IMEC [11]

Параметр	Условия измерений	200 В	650 В
U_F	Прямое смещение, $I_{a-k} = 100 \text{ мА/мм}$	1,3 В	1,6 В
$U_{откр}$	Напряжение открывания, $I_{a-k} = 1 \text{ мА/мм}$	0,6	0,7
$I_{ут}$	Ток утечки U_{a-k} =номинальное	10 нА/мм	5 нА/мм
$R_{откр}$	Сопротивление в откр. сост. $\Delta U/\Delta I$	3,5 Ом·мм	5,7 Ом·мм

В дальнейшем IMEC планирует увеличить напряжение пробоя до 1200 В и перейти к созданию силовых устройств в интегральном исполнении.

Объединение дискретных приборов в завершённое устройство в виде интегральной схемы (ИС) позволяет уменьшить массо-габаритных показатели, улучшить частотные свойства конечного изделия (уменьшить паразитные ёмкостные и индуктивные сопротивления), снизить себестоимость. Для создания интегральных схем на основе GaN необходимо научиться создавать на одной пластине как диоды так и транзисторы. Основными потребителями силовой электроники в диапазоне напряжений 200 - 1200 В являются источники вторичного электропитания (различные зарядные устройства, блоки питания компьютеров и электроустановок). Для создания энергоэффективных источников вторичного электропитания на основе электронной-компонентной базы GaN необходимы нормально-закрытые (НЗ) гетероструктурные AlGaN/GaN транзисторы с высокой подвижностью электронов (HEMT).

Существуют разные способы получения AlGaN/GaN транзисторов, работающих в режиме обогащения: рецесс AlGaN, легирование барьерной области фтором, создание МОП (МДП) затвора [56] и использование затворного слоя р-GaN, легированного магнием [57]. Последний способ является наиболее предпочтительным благодаря своей технологичности и воспроизводимости. Таким образом, для получения НЗ транзисторов на поверхности

AlGaN в одном эпитаксиальном процессе с основными слоями гетероструктуры выращивается слой pGaN, выполняющий функцию обеднения канала транзистора. С целью унификации технологии создания диодов и транзисторов и возможности их объединения в одной ИС в данной работе используется pGaN/AlGaN/GaN гетероструктура, нехарактерная для создания GaN диодов. Это накладывает определённые ограничения на технологический маршрут создания диодов. Малая длина затвора транзисторов (менее 0,5 мкм) вызывает трудности при совмещении p-GaN с затворной металлизацией. Одним из эффективных способов решения проблемы совмещения является технология самосовмещения. При этом сначала формируется затворная металлизация (рис. 1.10 а) и выполняется обтав pGaN по её маске (рис. 1.10 б).

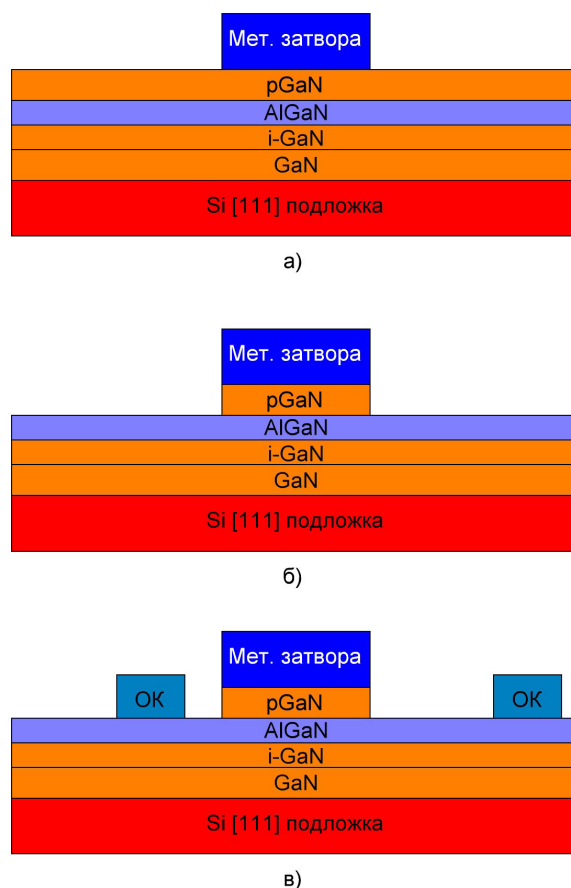


Рисунок 1.10 – Схематическое изображение самосовмещённой технологии формирования затвора транзистора

После этого формируется металлизация ОК и выполняется вжигание ОК (рис. 1.10 в). Из-за того что металлизация затворов отжигается одно-

временно с ОК происходит деградация барьера Шоттки, сформированного затворной металлизацией и p-GaN. Для снижения негативного воздействия отжига ОК на токи утечки затворов температуру вжигания ОК необходимо снижать. Поскольку нет возможности и необходимости создавать отдельно ОК диодов и транзисторов, в данной работе разрабатываются низкотемпературные ОК.

На момент начала работ по теме диссертации литература описывающая изготовление диодов на p-GaN/AlGaN/GaN гетероструктуре авторами не обнаружена.

1.4 Свойства гетероструктур AlGaN/GaN и технологии изготовления устройств на их основе.

1.4.1 Структура и поляризационные свойства материала GaN

Нитриды 3 группы периодической таблицы Менделеева (AlN, GaN, InN) могут образовывать 3 кристаллические структуры: вюрцитную, цинковой обманки и каменной соли [58]. При нормальных условиях термостабильной является вюрцитная структура, состоящая из двух взаимопроникающих гексагональных плотно упакованных решёток, сдвинутых относительно друг друга на величину $3/8 \cdot c_0$, где c_0 - это высота ячейки гексагональной решётки, приведённой на рис. 1.11 [59]

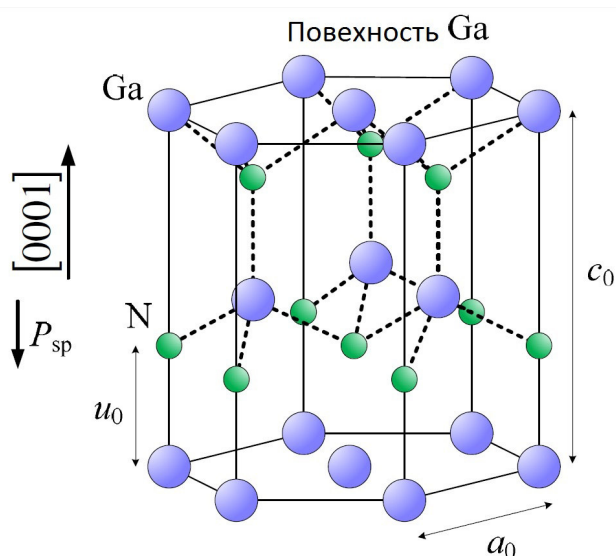


Рисунок 1.11 – Расположение атомов в кристаллической решётке GaN

Каждый атом галлия тетраэдрически связан с четырьмя атомами азота и наоборот. Вследствие высокой разности электроотрицательностей атомов азота и галлия химическая связь носит ионный характер. Кроме того, GaN нецентросимметричен вдоль кристаллографического направления $[0001]$ - оси c , за направление которой условно считается вектор, соединяющий атом галлия с соседним атомом азота. Отсутствие инверсной симметрии означает, что все атомы плоскости со стороны каждой связи одинаковы. Следовательно вюрцитный кристалл GaN имеет две различные плоскости (поверхности): плоскость галлия и плоскость азота [60]. Плоскость азота химически активна, что позволяет применять методы "сухого" травления для обработки материала. Данная плоскость имеет очень развитую морфологию, в отличие от плоскости галлия. Плоскость галлия химически инертна и подвержена лишь плазмохимическому травлению, но обладает лучшей электропроводностью, по сравнению с плоскостью азота.

Характерной особенностью III-N материалов являются малая длина связи между составляющими материал атомами и большая ширина запрещённой зоны. На рис. 1.12 представлена взаимосвязь между длиной связи и шириной запрещённой зоны для различных материалов.

Малое расстояние взаимодействия приводит к сильной энергии связи атомов и, как следствие, высокой химической стабильности материала. Кроме того, высокая энергия связи и малая масса атомов являются причиной большой энергии фононов, поэтому рассеяния носителей заряда на кристаллической решётке практически не происходит. Всё это приводит к высокой тепло- и электропроводности, а высокая ширина запрещённой зоны является причиной высокой электрической прочности материала. Как следствие, приборы на основе GaN способны работать при повышенных температурах без потери мощности. Поэтому GaN чрезвычайно перспективен для применения в высоковольтных, высокомоощных, высокотемпературных и СВЧ приборах [61, 62].

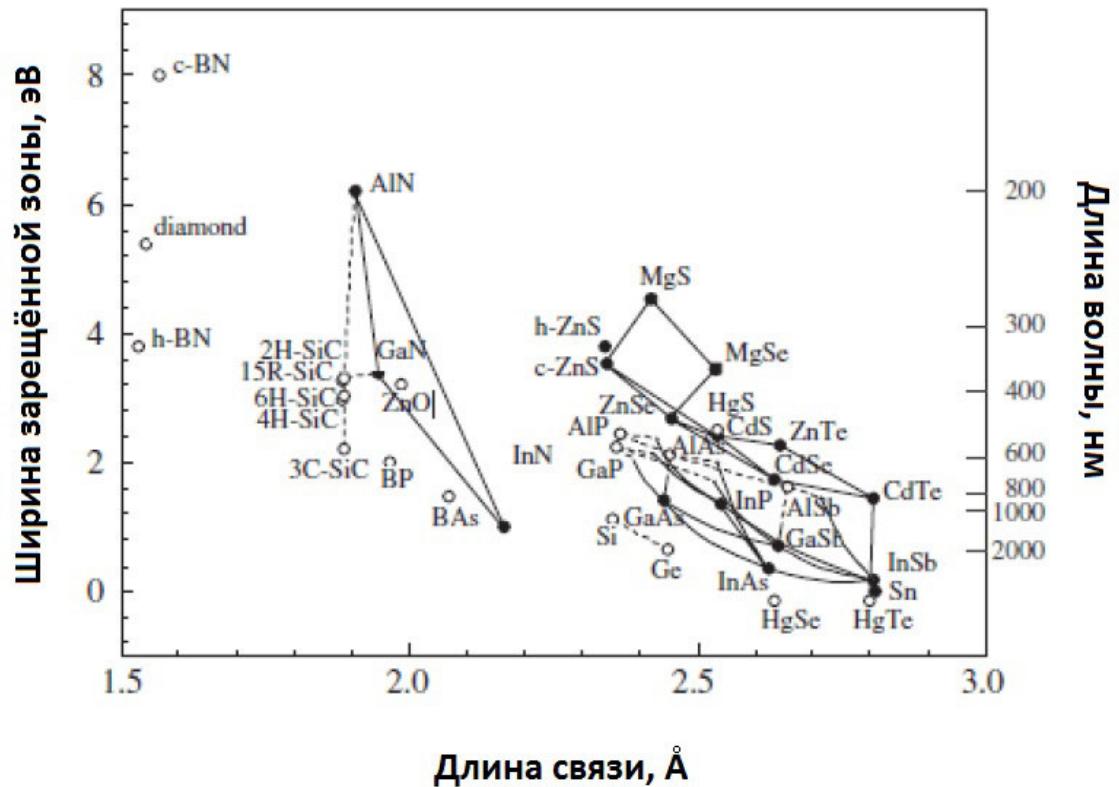


Рисунок 1.12 – Взаимосвязь между длиной связи и шириной запрещённой зоны для различных материалов

Значительная часть свойств материалов на основе GaN описывается с учётом его поляризационных свойств. В вюрцитных III-N материалах поляризация всегда направлена перпендикулярно поверхности гетероструктуры, т.е. вдоль оси c . Поверхностный заряд, индуцированный изменением поляризации двух слоёв, притягивает свободные заряды для компенсации своего заряда. Если знак заряда на границе положительный, то притягиваются отрицательные свободные носители заряда и наоборот. В AlGaN/GaN структурах на границе материалов различие в поляризации слоёв вызывает поляризацию поверхностного заряда. На этой поверхности зарядовая плотность положительная-свободные электроны компенсируют этот заряд и формируют 2Д газ [60].

Пьезоэлектрическая поляризация GaN равна нулю до тех пор, пока буферный слой допускает отсутствие напряжений. Как только AlGaN вырастет на галлиевой поверхности, GaN будет постоянно находиться под механиче-

ской деформацией (нагрузкой) и пьезоэлектрическая и спонтанная поляризации будут иметь один знак и складываться.

Сильная положительная поляризация индуцирует поверхностный заряд на границе AlGa_xN/GaN, который может быть компенсирован свободными электронами, в результате чего будет сформирован двумерный электронный газ [60].

1.4.2 Образование двумерного электронного газа в гетероструктурах Al_xGa_{1-x}N/GaN. Подвижность носителей заряда 2DEG в гетероструктуре

Важной особенностью гетероструктурных диодов на основе Al_xGa_{1-x}N/GaN является канал, образованный носителями заряда, собирающимися вдоль гетероперехода в квантовой яме, такое явление называют образованием двумерного электронного газа (2ДЭГ или 2DEG) [61]. Электроны 2DEG пространственно отделены от слоя собственных доноров, благодаря чему значительно снижается кулоновское рассеяние носителей заряда и повышается их подвижность.

В первых поколениях гетероструктур на основе Al_xGa_{1-x}N/GaN источником носителей заряда был переход между сильнолегированным широкозонным и слаболегированным узкозонным полупроводником. В современных гетероструктурах накопление носителей заряда происходит в основном за счёт поляризации заряда расположенного вдоль гетероперехода со стороны широкозонного AlGa_xN полупроводника. Образование 2DEG поясняет рис. 1.13

На рис. 1.13 (а) уровни Ферми (E_F) не совпадают. В реальных гетероструктурах в состоянии термодинамического равновесия это приводит к изгибу зон до тех пор, пока в структуре уровни Ферми не выровняются рис. 1.13 (б). В результате образуется гетероструктура в которой зона проводимости и валентная зона имеют разрыв в месте гетероперехода. Возникает треугольная квантовая яма, заполняемая электронами из полупроводника II, в результате чего 2DEG расширяется. В условиях 2DEG электроны имеют квантованные уровни энергии в одном пространственном направлении и свободы

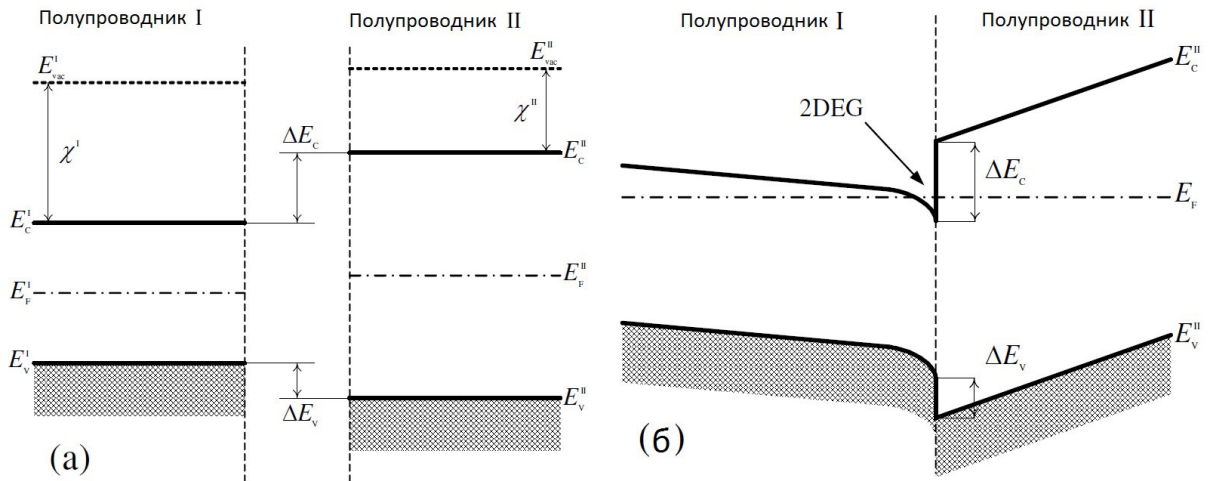


Рисунок 1.13 – Зонная диаграмма гетероструктуры, образованной пьезоэлектрическим узкозонным полупроводником I и пьезоэлектрическим широкозонным полупроводником II.

II. а - полупроводники пространственно разделены, б - полупроводники приведены в соприкосновение

к передвижению в двух других, параллельных поверхности. Известно, что в эпитаксиальных слоях нитридов под воздействием механических напряжений возникают как пьезоэлектрические так и спонтанные поляризаационные поля.

В устройствах силовой электроники сопротивление области дрейфа может быть радикально уменьшено заменой узкозонного полупроводника (типа кремния) широкозонным (например GaN). Во всех полупроводниках носители заряда ускоряются преимущественно электрическим полем, а средняя скорость определяется рассеянием на различных дефектах. Во время движения носителей заряда по направлению приложенного поля, их скорость увеличивается до момента столкновения с дефектом. В массивных полупроводниках рассеивание может быть вызвано как взаимодействием с решёткой, так и с ионизированным донором или акцептором. Следовательно, подвижность носителей определяется температурой вещества и концентрацией ионизированной примеси. В слабых полях подвижность определяется как коэффициент пропорциональности между скоростью носителей и электрическим полем. В силовых устройствах присутствуют сильные электрические поля и скорость носителей больше не возрастает пропорционально электрическому

полю. Фактически, скорость достигает максимального значения, известного как скорость насыщения. По мере движения через полупроводник носители испытывают взаимодействие с массивным материалом. Подвижность электронов широко распространённый и наиболее важный параметр, характеризующий микроразмерные качества полупроводниковых слоёв. Подвижность приводят для того, чтобы численно выразить достоинства материалов, используемых в электронике.

В дополнение к высокой концентрации носителей, вызванной легированием, индуцированной поляризацией, носители 2Д газа обладают чрезвычайно высокой подвижностью. В AlGaN/GaN гетероструктурах носители заряда формируют канал 2DEG в узкозонном полупроводнике (GaN), в то время как источником носителей является широкозонный полупроводник (AlGaN). Благодаря пространственному разделению носителей заряда и их доноров, рассеяние на ионах практически ликвидировано, что приводит к повышению подвижности носителей до уровня нелегированных полупроводников.

Подвижность электронов это ключевой параметр, определяющий достижимое сопротивление так же как и скорость прироста скорости носителей (ускорение) под действием электрического поля. Низкопольная подвижность в GaN определяется различного вида рассеяниями носителей. Подвижность электронов ограничена взаимодействием электронов с фононами и, частично, с оптическими фононами. Это справедливо как для объемного материала, так и для 2Д газа.

Хан в своих ранних работах показал, что подвижность носителей объёмного GaN возрастает с $450 \text{ см}^2/(\text{В}^*\text{с})$ при комнатной температуре до $1500 \text{ см}^2/(\text{В}^*\text{с})$ при 150 К. Для более низких температур, наблюдается спад подвижности, вызванный рассеянием на ионизированной примеси. С другой стороны, Подвижность электронов в гетеропереходе возрастает с $1500 \text{ см}^2/(\text{В}^*\text{с})$ при комнатной температуре до $5000 \text{ см}^2/(\text{В}^*\text{с})$ при 150 К и практически не меняется до 80 К. Данное улучшение подвижности вызвано наличием 2DEG газа на гетерогранице. Рост подвижности 2Д газа обусловлен большей концентрацией электронов (по сравнению с объемным GaN) что вызывает повышение энергии уровня Ферми и более эффективное экранирование рис. 1.14

[64], [65].

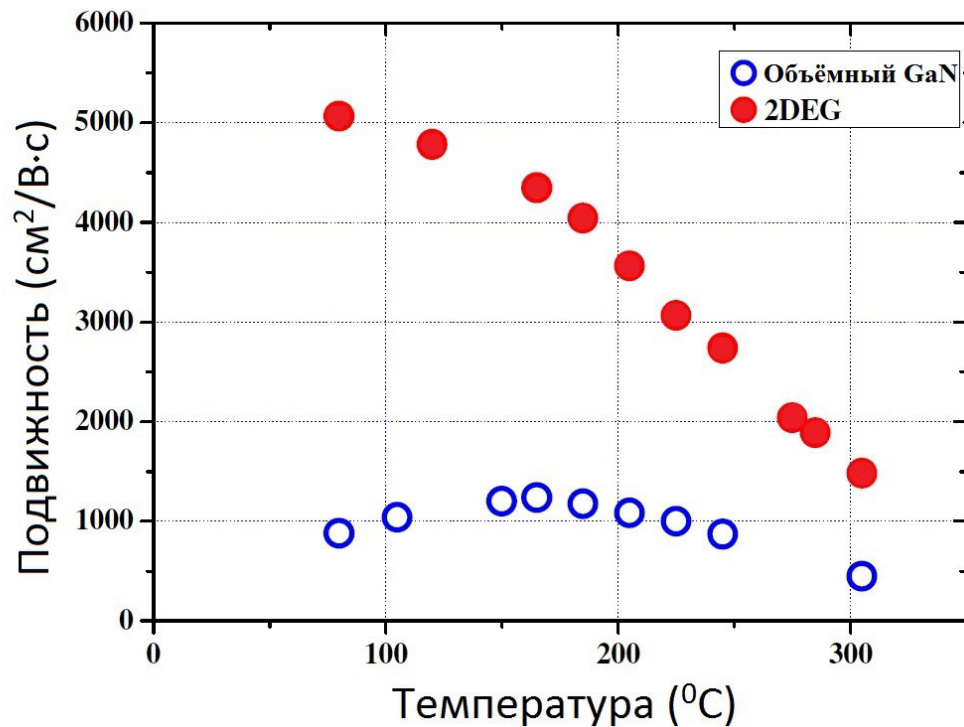


Рисунок 1.14 – Экспериментальные данные подвижности электронов для объемного образца GaN с концентрацией электронов $n = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и для 2DEG, образованного $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ гетероструктурой

Традиционные механизмы рассеяния в 2DEG и их влияние на подвижность носителей изучалась как для AlGaN/GaN гетероструктур, так и для кремниевых MOSFET транзисторов. Электроны, движущиеся в 2DEG испытывают столкновения с поверхностными шероховатостями вследствие плавной границы между AlGaN и GaN . Волновая функция 2DEG газа в основном определена в GaN но есть и конечная вероятность ее проникновения в AlGaN барьер, вызывающее рассеяние на неидеальностях сплава. Рассеяние на поверхностных шероховатостях и на неидеальностях сплава являются коротко дистанционными рассеяниями [66]. В полупроводниках всегда присутствуют ионизированная примесь, вызывающая Кулоновское дальнедистанционное рассеяние. Колебания кристаллической решетки и фононы формируют мощный механизм рассеяния, особенно сильно проявляющийся на высоких температурах. Важной формой Кулоновского рассеяния является рассеяние на оборванных связях дислокаций, проявляющееся при высокой плотности

последних.

Сильные электрические поля, вызванные поляризацией, приводят к тому, что электроны 2DEG прижимаются электро-статическим полем ближе к границе AlGa_N/Ga_N и центроид волновой функции смещается ближе к гетерогранице. Это приводит к повышению чувствительности рассеяния на дефектах сплава и шероховатостях поверхности, в результате чего данные процессы рассеяния являются определяющими на низких температурах, а в 2DEG и при комнатных. Кроме того, микроскопические нарушения в слое сплава приводят к нарушению периодичности дипольного момента кристаллической решетки, вследствие чего возникают рассеяния на диполях. Этот новый механизм рассеяния не имеет аналогий в традиционных неполярных и слабо полярных полупроводниках.

При проектировании Ga_N силовых устройств необходимо учитывать следующие особенности [67]: подвижность 2DEG низкой плотности ($n_{2DEG} = 10^{12}$ см⁻²) ограничена на таких зарядовых дефектах, как дислокации, диполи, остаточная примесь; подвижность 2DEG высокой плотности не чувствительна к рассеянию зарядовых дефектах. На низких температурах основную роль в рассеянии играют дефекты сплава.

Высокая плотность носителей заряда генерируется в AlGa_N/Ga_N гетеропереходе вследствие эффектов спонтанной и пьезоэлектрической поляризации [64]. Комбинация высокой плотности носителей с высоким пробивным напряжением материала позволяет достигать высоких мощностей на выходе прибора.

1.4.3 Температурные и радиационные свойства Ga_N

Большая ширина запрещённой зоны определяет многие свойства Ga_N, в том числе рабочие температуры и радиационную стойкость. Для широкозонных полупроводников теоретически предсказаны значительно большие рабочие температуры, чем для классических. Температурная зависимость теплопроводности при данной температуре выражается соотношением 1.1 [37]:

$$K(T) = K_{300K} \cdot \left(\frac{T}{300K}\right)^\alpha \quad (1.1)$$

где K - теплопроводность;

T - температура в Кельвинах;

K_{300K} - теплопроводность при 300 К;

α - коэффициент степени из табл. 1.3.

В таблице 1.3 приведены значения теплопроводности при 300 К, коэффициента степени уравнения 1.1 и теплоёмкости (C_{300K}) при 300 К для GaN, 6H-SiC и Si.

Таблица 1.3 – Термические свойства GaN, 6H-SiC и Si при $T=300$ К [68, 69, 70]

Материал	K_{300K} , Вт/К · м	α	C_{300K} , Дж/К · кг
Si	148	-1,35	711
GaN	130	-0,43	491
SiC	390	-1,5	715

Для GaN характерно значительное влияние дислокаций на теплопроводность [69, 71]. Измерения указывают на сильное увеличение теплопроводности при уменьшении плотности дислокаций до 10^8 см⁻², особенно при температурах ниже 200 К. Теоретические предсказания оценивают максимальное значение для теплопроводности в GaN около 200 Вт /К · м [37]. Рабочие температуры GaN приборов оцениваются от 200 С [72] до 300 С [73].

В настоящее время очень мало известно о влиянии излучения на электрические и рекомбинационные свойства GaN, практически нет сведений о радиационных эффектах в AlGaN/GaN гетероструктурах и МДП-структурах на основе GaN, данные о безызлучательных механизмах рекомбинации в нитридах III группы в условиях облучения очень скудные, а изучение влияния дислокаций на такие процессы вообще не проводилось [74].

В ряде работ [75, 76] показано, что облучение гамма-квантами, электронами, нейтронами и протонами приводит к изменению сопротивления светодиодной структуры и уменьшению ее светового квантового выхода. Эти изменения свойств светодиода вызваны образованием в кристаллической решетке полупроводников радиационных дефектов – ловушек свободных носителей

заряда, которые выступают центрами безызлучательной рекомбинации. При этом отмечено, что дефекты, созданные гамма – облучением неустойчивы и самопроизвольно отжигаются вблизи комнатных температур при хранении облученных образцов [74].

В работе [77] исследовалось влияние нейтронного облучения на свойства нитрида галлия методами релаксационной спектроскопии глубоких уровней, эффекта Холла, измерения электрофизических характеристик. Нейтронное облучение вводит высокую концентрацию центров, приводящих к сильной перколяционной фотопроводимости. Показано, что скорость удаления электронов при таком облучении близка к 5 см^{-1} , доминирующее глубокое состояние, связанное с нейтронными нарушениями, имеет энергию активации 0.75 эВ. Наблюдаемые явления объясняются в предположении, что доминирующими дефектами в облученном нейтронами GaN являются разупорядоченные области, образованные атомами отдачи с высокими энергиями [74].

В работе [78] авторы проводят три эксперимента и заключают, что радиационная стойкость GaN больше, чем у арсенида галлия (GaAs). В первом случае, материал изучался с помощью метода фотолюминесценции. Во втором случае проводилось сравнение электролюминесценции GaAs и GaN светодиодов. В третьем эксперименте было исследовано удельное сопротивление в модели 2-х мерного электронного газа. В каждом случае, флюенс, при котором GaN начинал ухудшаться, был на два порядка величины выше, чем у GaAs. Это различие приписывается более сильным связям GaN. Авторы делают вывод, что сила связей GaN сравнима с силой связи атомов в карбиде кремния. Прочнее только алмаз. Поскольку GaN – прямозонный полупроводник, он конкурирует с GaAs в оптоэлектронных применениях. GaN более стойкий, чем GaAs и соответственно должен быть более полезным в космических применениях [74].

В работе [79] исследовалась радиационная стойкость эпитаксиальных GaN ДШ. Авторами представлена зависимость проводимости в прямом направлении диодов Шоттки на GaN диаметром 10 и 50 мкм от дозы облучения протонами с энергией 15 МэВ 1.15.

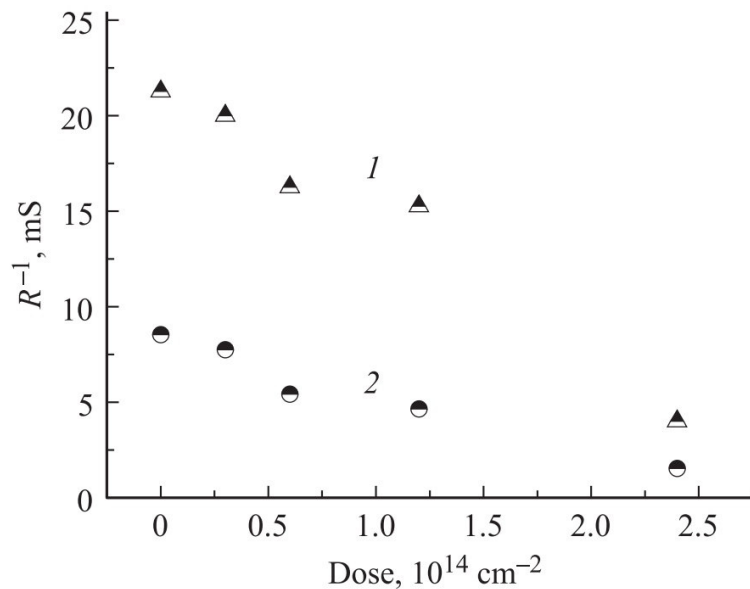


Рисунок 1.15 – Зависимость проводимости в прямом направлении диодов Шоттки на GaN диаметром 10 (1) и 50 мкм (2) от дозы облучения протонами с энергией 15 МэВ. [79]

Как видно из рис. 1.15, зависимость $1/R = f(D)$, или $N = f(D)$, носит линейный характер. Это указывает на то, что компенсация материала происходит за счет образования глубоких акцепторных центров, на которые переходят электроны с мелких донорных уровней. Скорость удаления носителей при облучении протонами оказалось близка к скорости удаления в эпитаксиальных слоях SiC [79].

1.5 Методы роста гетероструктур AlGaN/GaN

1.5.1 Подложки для гетероструктур AlGaN/GaN

Для III-N материалов лучшей является естественная подложка, но на современном уровне технологии очень трудно изготавливать такие подложки и они чрезвычайно дороги. Поэтому III-N материалы растят на подложках из сапфира, кремния или карбида кремния. Свойства данных материалов представлены в табл. 1.4.

Наиболее распространённой является сапфировая подложка. Она выдерживает высокие температуры роста, является полуизолирующей и недорогой. Однако, сапфировую подложку невозможно использовать для высокомошных применений, ввиду её низкой теплопроводности. Подложки из SiC

Таблица 1.4 – Свойства материалов подложек для GaN технологии

Свойство подложки	Si(111)	Al ₂ O ₃ (100)	6H-SiC	GaN(0001)
Постоянная решётки (А)	3.846	4.758	3.081	3.189
ТКР (10^{-6}K^{-1})	2.6	7.3	4.5	5.6
Теплопроводность ($\text{Вт см}^{-1} \text{K}^{-1}$)	1.5	0.5	4.5	1.3
Размер подложки	2" - 12"	2" - 8"	2" - 6"	2"
Стоимость	Низкая	Средняя	Высокая	Высокая

обладают значительно лучшей теплопроводностью, однако довольно дороги. Наиболее привлекательной подложкой для высокоомощных GaN применений выступает кремний. Он дешёв, обладает достаточной теплопроводностью и возможно создание подложек большого диаметра. Однако, большое несоответствие решёток Si и GaN приводит к возникновению большого числа дефектов, которые могут негативно повлиять на качество создаваемых устройств [80]. Кроме того, несоответствие температурных коэффициентов линейного расширения может привести к появлению трещин на выращиваемых структурах, что делает выращивание тонких буферных слоёв GaN труднодостижимым. Ещё больше возникает проблем при выращивании сложных гетероструктур, применяемых в транзисторах с высокой подвижностью электронов (HEMT - High Electron Mobility Transistor) или гетероструктурных диодах. Мощные GaN приборы часто изготавливаются на гетероструктурах Al_xGa_{1-x}N/GaN. Большое количество слоёв, точность уровня легирования, напряжённость материала значительно усложняют задачу исследователям. Детально процесс роста III-N материалов на кремнии рассмотрен Ченгом в [81].

1.5.2 Эпитаксиальные методы выращивания гетероструктур AlGaN/GaN

Задача эпитаксиального выращивания AlGaN/GaN гетероструктур является не тривиальной. Важной проблемой на пути к данной цели выступает

отсутствие массового производства естественной GaN подложки. В связи с этим широкое распространение получили способы выращивания AlGaN/GaN гетероструктур на подложках из сапфира, кремния и карбида кремния. Использование чужеродных подложек, в свою очередь, приводит к серьёзному рассогласованию с гетероструктурой по параметру кристаллической решётки и коэффициенту термического расширения. Такие рассогласования самым худшим образом сказываются на качестве получаемых эпитаксиальных структур, так как вызывают большое количество дефектов в виде дислокаций, трещин, напряжений и проч. Перечисленные проблемы вынуждают использовать особые техники эпитаксиального выращивания AlGaN/GaN гетероструктур.

Основными методами выращивания приборных гетероструктур являются газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (МОГФЭ или МОСVD) и молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ). В слоях, выращиваемых при помощи МОГФЭ, плотность дислокаций в среднем на порядок-полтора меньше, чем в слоях, получаемых при помощи МПЭ. Уменьшение плотности дислокаций, скорее всего, связано с характерными для МОГФЭ более высокими температурами подложки, что выражается в лучшей, по сравнению с МПЭ, коалесценцией зародышевых блоков на начальном этапе роста. В методе МПЭ условие сохранения высокого вакуума для обеспечения режима баллистического пролета частиц не позволяет увеличить давление азотсодержащих реагентов до значений, сравнимых с МОГФЭ, и увеличение температуры роста ограничено термическим разложением материала. Таким образом, качество гетероструктур находится на пределе, достаточном для их прикладного использования, и весьма чувствительно к методу получения [82].

Важной проблемой, возникающей при эпитаксиальном росте AlGaN/GaN гетероструктур является высокая чувствительность 2DEG к внешним воздействиям, что приводит к нестабильности СВЧ-характеристик приборов и их долговременной деградации [83]. В настоящее время широко распространённой является конструкция гетероструктуры, состоящая из толстого GaN-буфера (1-3 мкм), плавно переходящего в GaN канал (~ 300 нм) и закрытого сверху барьерным $Al_xGa_{1-x}N$ ($0.15 < x < 0.35$), толщиной 10-30 нм. Также

возможна пассивация AlGaN тонким GaN или SiN. Данная структура является базовой, обеспечивающей образование двумерного электронного газа на гетерогранице двух полупроводников с различной шириной запрещённой зоны, но, также возможны и широкие модификации: легирование слоя AlGaN, выращивание p-GaN с целью получения нормально-закрытого режима работы транзисторов, легирование буферного GaN, использование многослойного буферного слоя, использование спейсеров на основе AlN между барьерным и канальным слоями и др.

Важным обстоятельством при создании приборов на основе гетероструктуры AlGaN/GaN является электронное ограничение, определяющее токи утечки в закрытом состоянии [84]. Также существует серьёзная проблема, так называемого "коллапса тока" когда при высоких напряжённыхностях электрического поля происходит "выброс" электронов из канала и захват на ловушки в буферном и барьерном слое, что ограничивает максимально достижимые токи и плотности мощности [82]. Решение данной проблемы может заключаться в выращивании нелегированного GaN высокого кристаллического качества, однако это сопряжено с рядом трудностей. Из-за большого рассогласования постоянных решёток подложки и гетероструктуры, зародышевые слои могут образовывать области с дефектной проводимостью вблизи интерфейсов буферного и зародышевого слоев [85]. Также возможна диффузия донорной примеси в GaN из подложки, что приводит к образованию в структуре шунтирующих каналов [86, 87]. Кроме того, пьезоэлектрическая природа GaN приводит к образованию наведенных положительных и отрицательных зарядов вблизи дефектов, границ блоков мозаичной структуры, на гетероинтерфейсах, что может привести к усилению токов утечки и пробоем через буферный слой. Вследствие указанных причин в реальных приборах используются дополнительные способы получения нужного сопротивления буферного слоя.

Для получения высокоомного буферного слоя существует несколько подходов. Оптимизация условий роста нелегированного GaN (соотношение потоков соединений, режим отжига, скорость роста) позволяет добиться снижения проводимости на несколько порядков [88]. Также минимизация токов утечки возможна за счёт ввода компенсирующей примеси (Fe, Mg, C и др.)

[89]. Для уменьшения эффекта коллапса тока за счёт захвата электронов ловушками в AlGaN используется пассивация SiN или GaN [90], однако проблема ловушек в буферном остаётся не решённой. Для изоляции 2DEG от ловушек буферного слоя применяют двойные гетероструктуры (ДГС) GaN/InGaN/AlGaN и AlGaN/GaN/AlGaN [91, 92, 93] характеристики которых, сравнимы с полученными в приборах на основе «классических» однопереходных структур. Полноценная реализация всех потенциальных преимуществ ДГС затруднена теми же характерными для данного материала обстоятельствами — механическими напряжениями из-за несоответствия параметров решеток GaN и AlN, а также связанными с этим пьезополями, существенно искажающими зонную диаграмму. Введение широкозонного материала с нижней стороны канала GaN без дополнительных изменений конструкции ДГС AlGaN/GaN/AlGaN приводит к уменьшению проводимости по двум основным причинам. Во-первых, релаксация механических напряжений в слое GaN при превышении некоторой критической толщины сопровождается формированием дополнительных дефектов, и приближение двумерного электронного газа к этой дефектной области приводит к уменьшению подвижности электронов в канале. Во-вторых, при уменьшении толщины GaN возрастает влияние искривления зонной диаграммы, вызванного поляризационными эффектами [82].

Для повышения качества гетероструктур и решения проблемы большого количества дефектов при росте AlGaN/GaN гетероструктур на Si-подложках компания ОММІС разработала технологию с применением переходных слоёв, компенсирующих растягивающие напряжения. Основными элементами переходных слоев являются AlN и AlGaIn, которые имеют меньший параметр решетки, чем нитрид галлия. (рис. 1.16).



Рисунок 1.16 – Пример введения переходных слоев на подложке из кремния от компании OMMIC [94]

В гетероструктурах AlGaN/GaN полярная природа GaN и AlGaN приводит к их спонтанной поляризации уже в процессе роста. Кроме того, возникает дополнительная пьезоэлектрическая поляризация из-за тангенциальных растягивающих напряжений на границе раздела AlGaN/GaN. Напротив, в гетероструктурах InGaN/GaN при выращивании слоя InGaN/GaN возникают сжимающие напряжения, которые приводят к генерации зарядов противоположного знака. Таким образом, в гетероструктурах на основе GaN и его твердых растворов можно управлять концентрацией двумерного газа носителей, что как раз и позволяет оптимизировать их свойства под конкретные применения уже в процессе роста. Плотность мощности транзисторов, созданных компанией OMMIC на подобных гетероструктурах составляет 3,3 Вт/мм [94].

1.5.3 Характерные толщины слоёв и известные зависимости свойств материала (приборов) от толщины слоёв

Конечные характеристики гетероструктурных приборов определяются, в первую очередь, свойствами гетероструктуры. Большое количество переменных параметров в гетероструктуре $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ (толщина барьера, канала и буфера, мольная доля алюминия, легирование буфера, дополнительные слои AlN и поверхностная пассивация и т.д.) приводят к гибкости проектирования с одной стороны, и сложности с другой. В целом основные зависимости к настоящему моменту исследованы довольно подробно.

Пожалуй, основным параметром гетероструктуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$, определяющим мощностные свойства прибора, выступает концентрация двумерного электронного газа в канале. В работе [95] предложена модель, описывающая зависимость концентрации 2DEG в канале от толщины барьерного слоя AlGaN :

$$qn_S = \sigma_{PZ}(1 - d_{CR}/d), d \geq d_{CR} \quad (1.2)$$

где q - заряд электрона,

n_S - слоевая концентрация электронов,

σ_{PZ} - слоевая плотность индуцированного поляризацией заряда на гетерогранице,

d - толщина барьерного слоя AlGaN ,

d_{CR} - минимальная толщина AlGaN , при которой 2DEG перестаёт существовать. Критическая толщина AlGaN определяется формулой 1.3:

$$d_{CR} = \frac{\varepsilon(E_D - \Delta E_C)}{q\sigma_{PZ}} \quad (1.3)$$

где ΔE_C - величина разрыва зоны проводимости на гетерогранице,

ε - диэлектрическая проницаемость AlGaN ,

E_D - энергия активации поверхностных доноров.

Приведённые выражения хорошо согласуются для толщин барьеров $d < 30$ нм. На рис. 1.17 приведена зонная диаграмма, иллюстрирующая рассматриваемые величины.

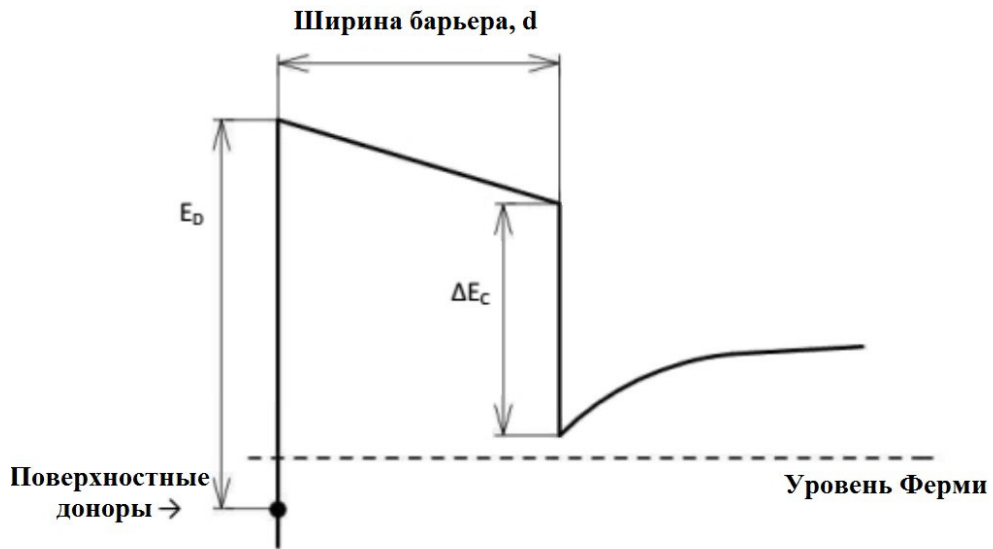


Рисунок 1.17 – Зонная диаграмма гетероперехода AlGaIn/GaN [96]

При уменьшении толщины барьерного слоя, концентрация носителей в проводящем канале снижается. Как только толщина AlGaIn становится меньше критического значения d_{CR} , двумерный газ исчезает. Добиться высокого значения слоевой концентрации электронов n_s при снижении толщины барьерного слоя можно повышением мольной доли алюминия. Долю Al можно поднимать при уменьшении вплоть до 100%, в то время как в толстом барьерном слое AlGaIn высокое содержание алюминия приведет к образованию дополнительных дефектов или даже разрушению слоя из-за значительного рассогласования параметров решеток GaN и AlGaIn и вызванных им латеральных напряжений [96]. В работе [97] приведена зависимость концентрации 2DEG в канале от толщины барьерного AlGaIn для мольной доли алюминия 32% (рис. 1.18).

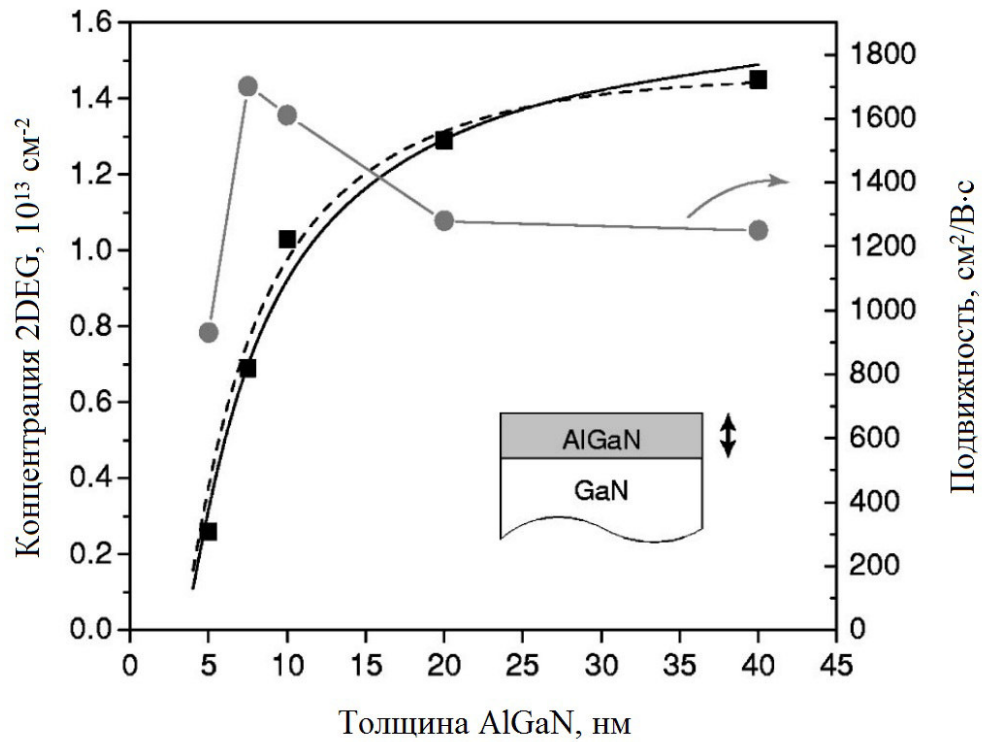


Рисунок 1.18 – Результаты моделирования влияния толщины барьера AlGaN на плотность и подвижность 2DEG в AlGaN/GaN гетероструктуре [97]

Согласно [97], концентрация 2DEG в канале возрастает вплоть до увеличения толщины барьера до 25-35 нм, далее рост концентрации останавливается. Схожие зависимости получены в [98] для мольной доли алюминия 35%. В работе [99] приводятся экспериментальные данные исследования влияния мольной доли алюминия в барьерном слое AlGaN на высоту Ni-барьера Шоттки (рис. 1.19 а) и плотность 2DEG (рис. 1.19 б) при толщине AlGaN 25 нм.

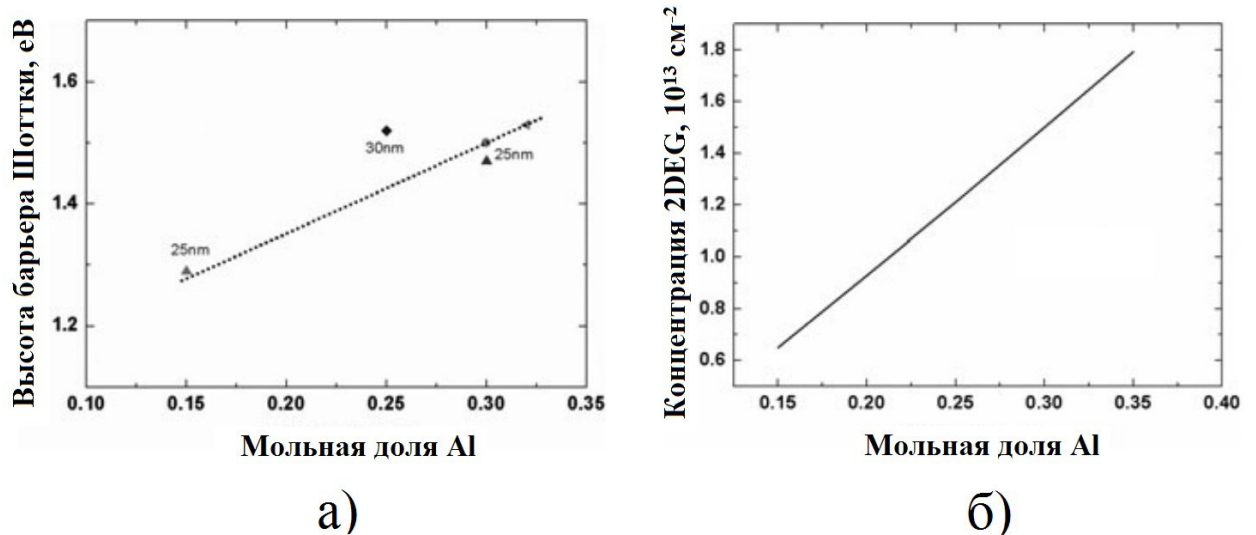


Рисунок 1.19 – Влияние мольной доли алюминия в гетероструктуре AlGaN/GaN на высоту барьера Шоттки с Ni металлизацией(а) и концентрацию 2DEG в канале (б) [99]

Как видно из рис. 1.19 б, увеличение мольной доли алюминия приводит к росту концентрации носителей в 2DEG, что подтверждается численным моделированием в работе [102]. Однако, как уже было отмечено, эпитаксиальный рост AlGaN с высоким содержанием Al может привести к ухудшению кристаллического качества барьерного слоя, что связано с рассогласованием параметров кристаллических решеток GaN и AlN и опасностью образования дефектов при превышении критической толщины или состава. В работе [103] исследуется влияние толщины канала GaN на характеристики AlGaN/GaN транзистора с высокой подвижностью электронов (HEMT). На рис. 1.20 представлена зависимость уменьшения сопротивления канала от толщины канального GaN.

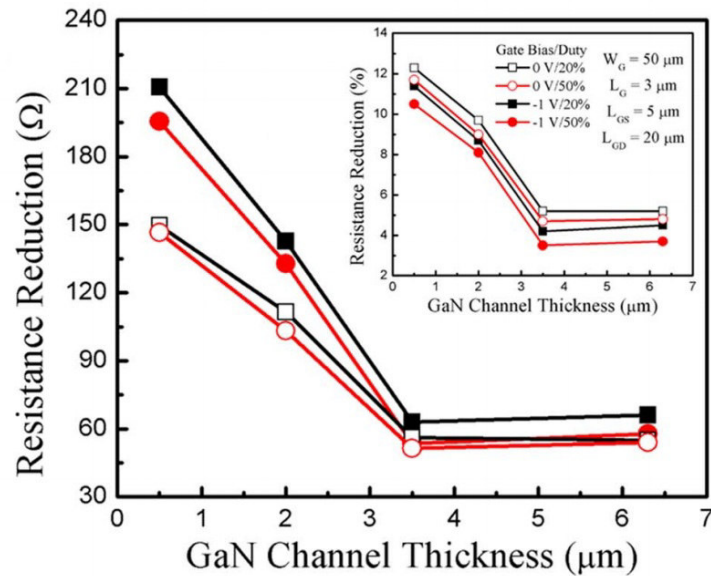


Рисунок 1.20 – Зависимость уменьшения сопротивление канала НЕМТ от толщины канального GaN для напряжений на затворе 0 и 1 В [103]

Как видно из рис. 1.20 рост толщины канального GaN вплоть до 3,5 мкм приводит к уменьшению сопротивления канала НЕМТ. Дальнейшее увеличение толщины канального GaN ведёт к незначительному росту сопротивления. Авторы связывают рост сопротивления канала с возрастающим числом дефектов в толстой эпитаксиальной плёнке.

1.6 Образование омического контакта к гетероструктуре AlGaN/GaN

Невыпрямляющие (омические) контакты, как основа любого полупроводникового прибора, чрезвычайно важны. Очень перспективным, но технологически сложным способом является создание несплавных (не требующих операции отжига) контактов. В данном случае снижение высоты потенциального барьера осуществляется за счёт выращивания высоколегированного слоя полупроводника. Такие контакты ещё называют повторно выращенными (regrown). Существенным недостатком такого способа получения ОК является потеря естественной последовательности стадий эпитаксиального выращивания. Высоколегированный слой выращивается непосредственно перед напылением металлизации ОК, часто по маске диэлектрика. Большое количество дефектов поверхности, возникших после технологических операций и

сложности с получением идеальной поверхности полупроводника приводят к сильно неоднородному зарастиванию окон ОК, что в свою очередь вызывает слабую воспроизводимость результатов [43]. Однако, потенциал данной технологии очень высок. Есть сообщения о получении контактного сопротивления $0,125 \text{ Ом}\cdot\text{мм}$ [104], но из-за технологической сложности данной технологии её промышленное внедрение в настоящее время весьма затруднено, поэтому далее речь пойдёт только о сплавных ОК.

Для гетероструктур на основе AlGaN/GaN в настоящее время широко распространены высокотемпературные вжигаемые ОК на основе металлизаций Ti/Al/X/Au, где X может быть Pt, Ni, Mo. Типичные значения контактного сопротивления (R_C) для таких ОК находятся в пределах $0,4\text{-}0,5 \text{ Ом}\cdot\text{мм}$. Серьёзным недостатком ОК с подобной композицией металлизации является высокая температура вжигания ($800^0\text{-}900^0 \text{ C}$), приводящая к нарушению морфологии ОК появлению недопустимых неровностей края [43] и невозможность применения самосовмещённой технологии формирования затворов нормально-закрытых pGaN/AlGaN/GaN HEMT. В случае применения в качестве нижнего слоя металлизации титана, формирование проводящего ОК связывают с образованием в процессе вжигания TiN, способствующего понижению высоты и ширины потенциального барьера [105]. Однако, цельной теории формирования ОК к AlGaN/GaN гетероструктурам на данный момент нет. В то же время показана возможность получения ОК к GaN с использованием Hf вместо Ti [106]. Авторами было показано достижение более низких значений контактного сопротивления при температуре $650^0\text{-}750^0 \text{ C}$ для композиции Hf/Al/Ni/Au, в сравнении с Ti/Al/Ni/Au (рис. 1.21). Авторы заявляют, что определяющим фактором формирования ОК в данном случае выступает Hf-Al-N сплав, возникающей при температуре ниже 400^0 C [107] и играющий ту же роль, что и Ti-Al-N сплав для ОК на основе Ti.

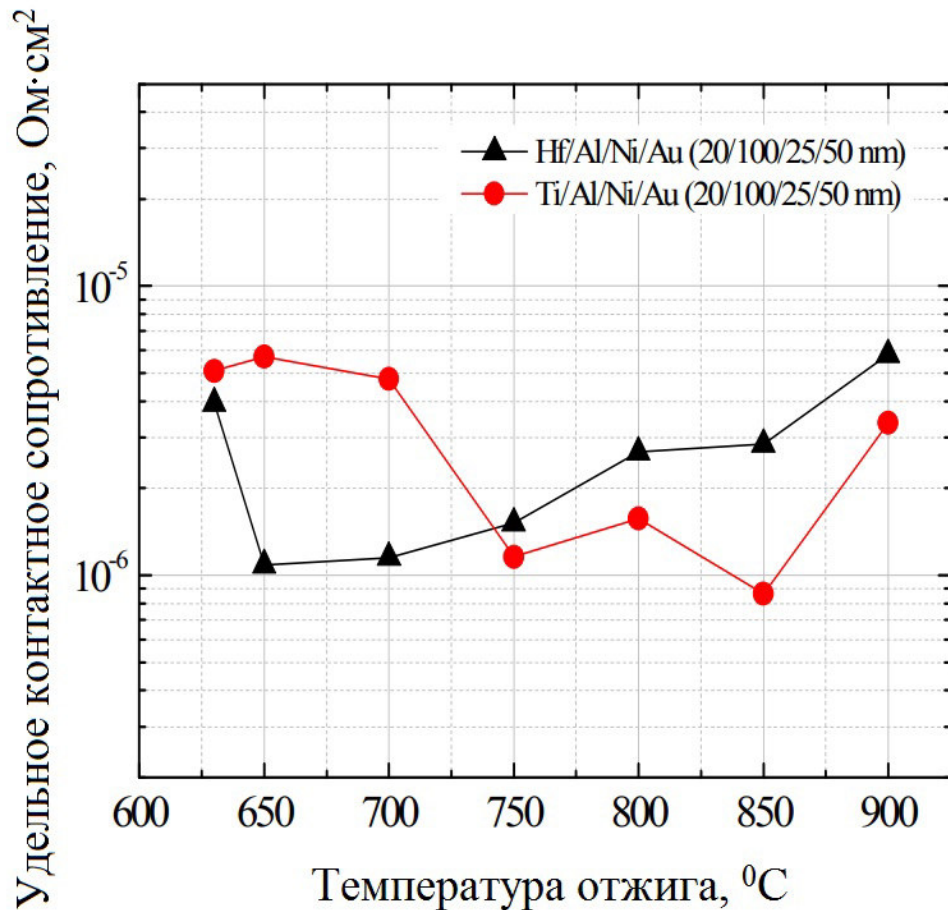


Рисунок 1.21 – Зависимость удельного контактного сопротивления от температуры вжигания для Hf/Al/Ni/Au и Ti/Al/Ni/Au ОК к GaN [106]

Многие коллективы стремятся к снижению температуры вжигания ОК, так как это позволяет не только снизить нагрузку на гетероструктуру и избежать нежелательных процессов диффузии, но и получить более гладкую морфологию ОК, ровный край а также, что более важно, при создании нормально-закрытых pGaN/AlGaN/GaN НЕМТ использовать технологию самовмещения затворной металлизации. В работе [108] авторы получили контактное сопротивление $5,44 \cdot 10^{-5}$ Ом·см², отжигая металлизацию Ti/Al/Ti/TiW при температуре $T_{\text{отж}} = 600$ °C с применением рецесса AlGaN. Авторы [111] предлагают композицию низкотемпературных ($T_{\text{отж}} = 550$ °C) ОК Ti/Al/TiN с соотношением Ti/Al=1/20, позволяющую достичь сопротивления 0,62 Ом·мм. При этом авторы применяют рецесс подконтактной области на всю глубину AlGaN. Существенным недостатком ОК имеющих в

своём составе Me-N соединения (TiN, TaN) является сложность воспроизведения свойств плёнки нитрида металла и, как следствие, свойств ОК. Нитриды металлов, чаще всего, получают методом реактивного магнетронного распыления в смеси газов $Ar+N_2$. Большое количество переменных параметров (потоки газов, давление в камере, ток и мощность плазмы, параметры магнетронной системы, геометрия камеры) и сложность методов контроля характеристик плёнки (рентгено-фазовый анализ) затрудняют воспроизведение результатов в других лабораториях.

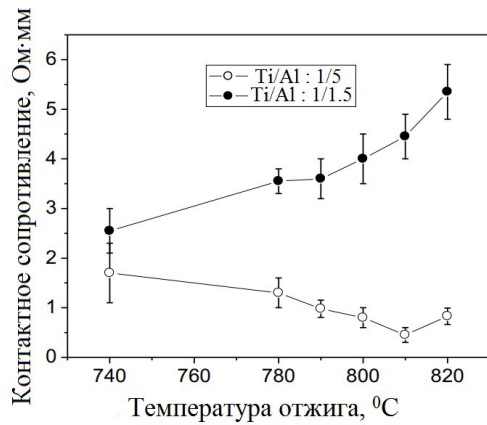
Достаточно перспективными являются низкотемпературные ОК на основе Ta. Авторам [112] удалось получить рекордно низкие значения контактного сопротивления ($0,06 \text{ Ом}\cdot\text{мм}$) применяя ОК на основе Ta/Al/Ta (10/280/20 нм) при $T_{\text{отж}} = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ для гетероструктуры GaN/Al_{0,14}Ga_{0,86}/GaN выращенной на SiC подложке. Серьёзным недостатком таких ОК является применение гетероструктуры с низкой мольной долей алюминия, что исключает создание высокомошных приборов на её основе. В той же работе авторами были получены Ta/Al/Ta ОК на гетероструктуре более подходящей для мощных применений Al_{0,25}Ga_{0,75}/GaN (подложка SiC), однако контактное сопротивление значительно выросло и составило $0,28 \text{ Ом}\cdot\text{мм}$, что, однако, является ниже чем у Ti/Al/TiN ОК из работы [111]. Полученные на обеих гетероструктурах ОК продемонстрировали высокую надёжность (за 300 часов отжига при температуре $300 \text{ }^\circ\text{C}$ сопротивление не менялось) и гладкую морфологию поверхности. В работе [114] формирование такого ОК объясняется получением в результате отжига слоя TaN (рис. 1.22), снижающим высоту потенциального барьера.



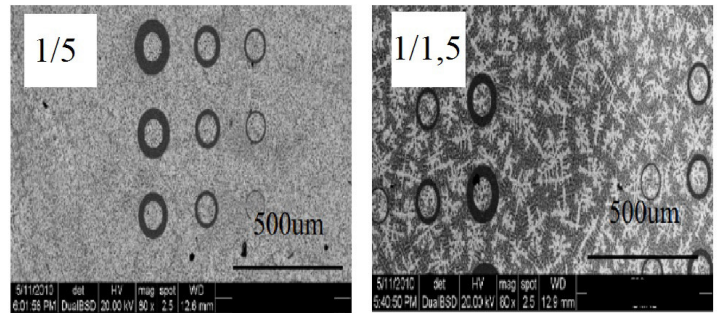
Рисунок 1.22 – Микрофотография скола ОК к AlGaIn/GaN на основе композиции металлов Ta/Ti/Al (50/50/50 нм) [114]

В то же время к подобным объяснениям формирования ОК за счёт снижения высоты/ширины потенциального барьера посредством образования TaN или TiN стоит относиться осторожно, ведь напыление чистых TiN или TaN не приводит к формированию проводящего контакта. К тому же литературы о формировании Ta/Al контактов к AlGaIn/GaN гетероструктурам, выращенных на Si подложках на момент начала написания диссертации обнаружено не было.

Определяющим фактором, влияющим на все параметры ОК выступает соотношение толщин слоёв металлизации, и чем больше слоёв, тем сложнее найти оптимальное соотношение. Поэтому исследования в области ОК всегда будут актуальны и востребованы. В работе [115] наглядно показано влияние соотношения толщин Ti/Al в Ti/Al/Ni/Au ОК на контактное сопротивление и морфологию поверхности. Авторами рассмотрены соотношения Ti/Al 1/5 и 1/1,5 и показано значительное снижение контактного сопротивления для соотношения 1/5 (рис. 1.23 а)



а)



б)

Рисунок 1.23 – Зависимость контактного сопротивления от температуры отжига (а) и морфология поверхности (б) ОК с соотношением Ti/Al 1/5 и 1/1,5 [115]

Как видно из рис. 1.23 б, соотношение металлов влияет не только на сопротивление контакта, но и на морфологию поверхности. При соотношении Ti/Al 1/5 поверхность контакта выглядит значительно более гладкой, чем при соотношении 1/1,5.

1.7 Образование барьерного контакта к гетероструктуре AlGaN/GaN

Получение стабильных, надёжных и воспроизводимых выпрямляющих (барьерных) контактов важнейшая задача при создании любого полупроводникового прибора. В настоящее время технологически научились получать надёжные контакты Шоттки к AlGaN/GaN гетероструктурам. Эмпирически широко изучены барьеры Шоттки (БШ) на основе Ni, однако полноценной теории формирования контакта и механизмов токопроводимости пока нет. Большое число исследований посвящено исследованию КШ к GaN [116, 117, 118], однако экстраполировать данные результаты на гетероструктурные AlGaN/GaN ДШ не совсем верно. Важной характеристикой БШ выступает обратный ток утечки. Согласно обзору [119] на данный момент существуют следующие модели, описывающие обратную ветвь ВАХ GaN ДШ: многоступенчатое туннелирование через серию дискретных уровней, туннелирование с участием дефектных состояний, однородно распределенных по

энергии в запрещенной зоне, многофононное туннелирование, прыжковая проводимость с переменной длиной прыжка по дислокациям, неоднородность высоты барьера Шоттки по площади диода и неоднородность легирования по глубине области пространственного заряда (ОПЗ), вызванная непреднамеренным образованием доноров в приповерхностном слое GaN. Как видно из вышеуказанного примера вопрос механизма протекания обратных токов в GaN ДШ остаётся открытым. В работе [120] приведена расчётная высота барьера Шоттки для контакта различных металлов с GaN (табл. 1.5).

Таблица 1.5 – Высота барьера Шоттки контакта Me/GaN [120]

Металл	Работа выхода, эВ	Расчётная максимальная высота БШ, эВ
Ta	4.25	0,15
Al	4,28	0,18
Ti	4,33	0,23
Mo	4,6	0,5
Au	5,1	1,0
Pd	5,12	1,02
Ni	5,15	1,05
Ir	5,25	1,15
Pt	5,65	1,55

Из табл. 1.5 видно, что аноды на основе Au, Pd, Ni, Ir и Pt, скорее всего, будут лучше подходить в качестве выпрямляющих (барьерных) контактов благодаря большей высоте барьера Шоттки. Металлизации на основе Ta, Al, Ti и Mo должны лучше подходить для образования невыпрямляющего (омического) контакта, благодаря очень низкой высоте Барьера Шоттки.

Когда же речь заходит о гетероструктурных AlGaN/GaN ДШ всё становится ещё сложнее, ведь на основную характеристику - высоту барьера будут влиять: толщина AlGaN, мольная доля алюминия, наличие спэйсера AlN, различные обработки перед напылением барьера, рецесс AlGaN и режим в котором он проводился. Именно поэтому характеристики AlGaN/GaN

ДШ очень сильно разнятся от исследования к исследованию.

Механизм токопротекания в AlGaN/GaN диодах Шоттки до конца не ясен. Более того, он может отличаться при модификации стандартной конструкции (например введения рецесса, полевого электрода и т. д.). В работе [121] исследуется механизм токопротекания в AlGaN/GaN диодах с рецессом анода как при прямом смещении, так и при обратном. Авторами рассмотрены полевая (ПЭ), термополевая (ТПЭ) и термоэлектронная (ТЭ) типы эмиссии. На основе экспериментальных данных (ВАХ диодов в диапазоне температур 298 - 473 К) они приходят к выводу, что в данном случае более характерен термополевой тип эмиссии: термически возбуждаемые электроны 2DEG туннелируют сквозь тонкий барьер Шоттки по боковой поверхности рецесса в область анодной металлизации. В случае традиционной конструкции барьера авторами делается предположение о сохранении механизма ТПЭ, как доминирующего, с тем лишь отличием, что толщина барьера Шоттки без рецесса будет значительно больше, что приведёт к снижению туннельного тока, росту напряжения открывания и уменьшению токов прямого смещения. С током утечки несколько сложнее. Одной ТПЭ недостаточно, чтобы объяснить токопротекание в области отсечки AlGaN/GaN диода ($-5 \text{ В} < U < 0$). Авторы предполагают о наличие эмиссии Пула-Френкеля. В данном случае ключевым процессом протекания тока является эмиссия электронов из ловушечных центров вблизи границы металл-полупроводник через проводящие дислокации. Кроме того, большое значение имеет качество поверхности AlGaN, ведь с ростом дефектов растёт и ток утечки. Авторами также экспериментально доказано влияния смещения ИСР мощности плазмы, используемой для формирования рецесса, на токи утечки: с ростом мощности растёт число дефектов на поверхности AlGaN, что приводит к деформации барьера Шоттки и увеличению токов утечки [121].

1.8 Выводы

1) Проведён анализ современного состояния электронно-компонентной базы (ЭКБ) силовой электроники и выделены преимущества GaN ЭКБ над SiC и Si ЭКБ.

2) Рассмотрен принцип работы диода с барьером Шоттки и выделены особенности гетероструктурных AlGaN/GaN ДШ. Объединение диодов и НЗ транзисторов в одной ИС накладывает определённые ограничения на технологический маршрут создания диодов, в частности необходимо использовать низкотемпературные ОК.

3) Проведён анализ современных разработок ОК для AlGaN/GaN гетероструктур. ОК на основе Ta/Al металлизации показали сравнительно низкое контактное сопротивление (0,3 Ом·мм) при достаточно низкой температуре вжигания (550 °С), однако авторами использовалась SiC подложка, вместо Si, применяемой в данной работе.

4) Проведён анализ возможных металлизаций барьерного контакта. Большое количество отличительных особенностей материала (транзисторная гетероструктура, наличие слоя pGaN) требует экспериментального уточнения литературных данных.

Таким образом, первой отличительной особенностью данной работы является применение Ta/Al ОК для AlGaN/GaN гетероструктуры, выращенной на кремниевой подложке. Для вжигания ОК применяется метод быстрого фотонного (термического) отжига. Поскольку оптические свойства кремниевой подложки значительно отличаются от SiC необходимо проведение дополнительных исследований свойств Ta/Al ОК.

Второй отличительной особенностью данной работы является использование pGaN/AlGaN/GaN гетероструктуры для создания диодов, с целью дальнейшего объединения диодов и транзисторов в одной ИС.

Глава 2

Методы и техника эксперимента

2.1 Техника эксперимента

Для проведения исследований было использовано современное технологическое, диагностическое и контрольно-измерительное оборудование НОЦ «Нанотехнологии» ТУСУР и линии по выпуску СВЧ МИС АО «НПФ «Микран»:

- 1) Установка для нанесения резистов OPTIspin SB20;
- 2) установка для влажных химических обработок OPTIwet SB30;
- 3) установка для удаления остаточного резиста в кислородной плазме YES-G500;
- 4) термоплиты для сушки пластин и резистов Sawatec HP-401-250C;
- 5) система безмасковой лазерной литографии Heidelberg microPG 101;
- 6) электронный микроскоп Zeiss Supra 55;
- 7) оптический микроскоп компании Leica Microsystems GmbH;
- 8) установка магнетронного напыления тонких пленок ORION-B;
- 9) установка электронно-лучевого напыления тонких пленок Mark-50;
- 10) установка плазмохимического травления Corial 200IL;
- 11) установка плазмохимического травления OXFORD Plasmalab 133 ICP 380 Etcher;
- 12) установка плазмохимического нанесения ICP диэлектрика OXFORD Plasmalab ICP deposition;
- 13) установка плазмохимического нанесения PECVD диэлектрика OXFORD Plasmalab 133 PECVD deposition;

- 14) установка быстрого термического (фотонного) отжига AST SHS 1000;
- 15) установка шлифовки пластин Strasbaugh 7AA;
- 16) установка полировки пластин Logitech LP50;
- 17) установка резки утонённых пластин УРПУ-150;
- 18) установка гальванического осаждения золота;
- 19) зондовая станция SUSS MicroTec PM5;
- 20) прецизионный измеритель параметров полупроводниковых приборов HP4156A;
- 21) измеритель параметров полупроводниковых приборов Tektronix 370A
- 22) прецизионный измеритель LCR Agilent E4980;
- 23) источник питания Keysight E3645A;
- 24) мультиметр Keithley 2400-C.

2.2 Методика эксперимента

2.2.1 Описание гетероструктуры

Целью данной работы является разработка технологического маршрута создания AlGaN/GaN диодов, совместимого с технологическим маршрутом получения нормально-закрытых pGaN/AlGaN/GaN транзисторов. Для достижения этой цели в данной работе используется гетероструктура следующей конструкции: на кремниевой (Si [111]) подложке методом металл-органической газофазовой эпитаксии (MOCVD) выращивается буферный слой на основе легированного железом GaN, толщиной 3 мкм, каналный слой GaN толщиной 300 нм, барьерный слой Al_{0.25}Ga_{0.75}N толщиной 10 нм и слой p-GaN, легированный магнием. Толщина слоя p-GaN составляла 70 нм, концентрация атомов магния определялась методом вторично-ионной масс-спектрографии

и составляла $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Схематическое изображение p-GaN/AlGaN/GaN гетероструктуры приведено на рис. 2.1

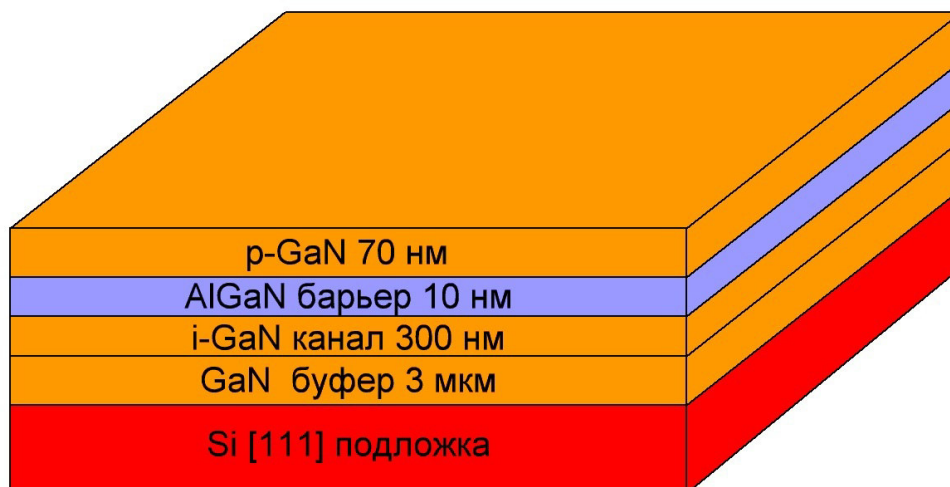


Рисунок 2.1 – Схематическое изображение используемой в работе гетероструктуры

2.2.2 Формирование омических контактов к AlGaN/GaN

В данном разделе описывается технологический маршрут формирования тестовых структур, использованных для отработки технологии получения омических контактов к AlGaN/GaN.

Технологический маршрут создания омических контактов состоял из блока формирования межэлементной меза-изоляции (рис. 2.2 а-е) и блока формирования омических контактов (рис. 2.2 ж-м). Блок формирования меза-изоляции был заимствован и состоял из операций технологической линейки НПК Микроэлектроника АО НПФ Микран. Блок формирования ОК был разработан.

Первой технологической операцией выполнялась входная жидкостная химическая очистка поверхности пластины в ДМФА с последующей промывкой в ИПС (рис. 2.2 а). Далее на поверхность пластины методом центрифугирования на установке OPTIsprin SB20 наносилась однослойная фоторезистивная маска AZ1505 (рис. 2.2 б) и резист экспонировался на лазерном литографе Heidelberg microPG 101, после чего выполнялась операция проявления и удаления остатков в мягкой кислородной плазме на установке YES –G500 (рис. 2.2 в).

Блок формирования меза-изоляции



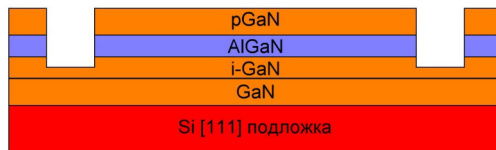
а)



б)



в)



г)



д)

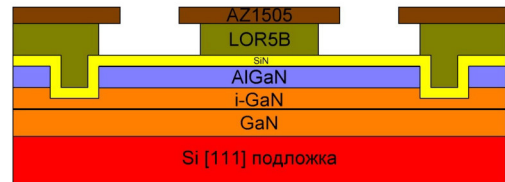


е)

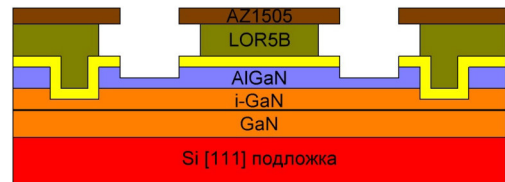
Блок формирования ОК



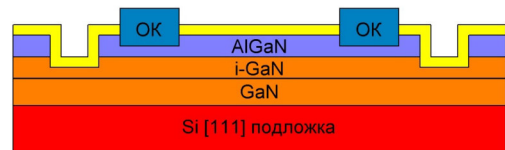
ж)



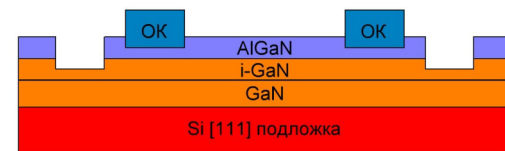
з)



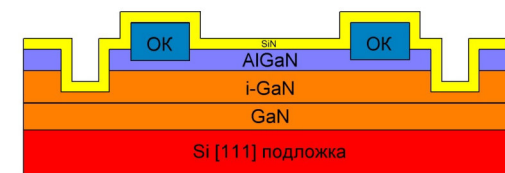
и)



к)



л)



м)

Рисунок 2.2 – Схематическое изображение последовательности операций формирования тестовых структур ОК

Затем выполнялась операция плазмохимического травления меза-изо-

ляции в индуктивно-связанной плазме на установке Corial 200IL, после чего резист удалялся в ДМФА и пластина промывалась в ИПС (рис. 2.2 г). Следующим этапом выполнялось селективное плазмохимическое травление слоя рGaN в индуктивно-связанной плазме на установке OXFORD PLASMA LAB 133 ICP 380 ETCHER (рис. 2.2 д) и проводилась операция пассивации поверхности диэлектриком SiN на установке OXFORD PLASMA LAB 133 PECVD deposition (рис. 2.2 е). Далее выполнялся блок формирования ОК.

Формирование омических контактов осуществлялось методом взрывной (Lift-off) лазерной литографии с применением двуслойной фоторезистивной (ФР) маски LOR5B/AZ1505. Двуслойная фоторезистивная маска создавалась методом последовательного центрифугирования на установке OPTIspin SB20 нижнего (LOR5B) и верхнего (AZ1505) резистов (рис. 2.2 ж). После создания фоторезистивной маски проводилось её экспонирование на лазерном литографе Heidelberg microPG 101 с последующим двухэтапным проявлением сначала верхнего AZ1505, а затем нижнего LOR5B ФР и удалением остатков резиста в кислородной плазме на установке YES –G500 (рис. 2.2 з).

Далее, непосредственно перед напылением металлизации проводилось вскрытие окон в диэлектрике в селективной SF₆ содержащей плазме, после чего проводилось формирование рецесса методом ПХТ, режим описан в [45] (рис. 2.2 и). С целью удаления окислов с поверхности полупроводника перед помещением в камеру установки вакуумного напыления пластины обрабатывались в водном растворе соляной кислоты с последующей промывкой в деионизованной воде. Далее методом электронно-лучевого напыления в вакууме формировалась металлизация ОК. Для удаления резиста и лишней металлизации пластины помещались в нагретый диметилформамид (ДМФА) (проводился т.н. "взрыв") с последующей промывкой в изопропиловом спирте (ИПС) (рис. 2.2 к). Так как отжиг при температуре свыше 400 °С вызывает необратимую деградацию применяемого диэлектрика, после взрыва ОК диэлектрик удалялся методом ПХТ (рис. 2.2 л) и пластины подвергались операции быстрого термического (фотонного) отжига (БТО) в атмосфере азота в течение $t_{\text{отж}} = 1$ мин. После БТО ОК поверхность пластины пассивировалась SiN (рис. 2.2 м).

2.2.3 Технологический маршрут изготовления гетероструктурных силовых AlGaN/GaN диодов с барьером Шоттки

В данном разделе приведена последовательность операций получения тестовых и силовых AlGaN/GaN диодов. Технологический маршрут получения AlGaN/GaN диодов состоял из следующих блоков: блок формирования межэлементной меза изоляции, блок формирования омических контактов, блок формирования барьерных контактов, блок формирования утолщения металлизации, блок обратной стороны (утонение, полировка), блок корпусирования. Блоки формирования меза-изоляции, утолщения металлизации и обратной стороны были заимствованы и состояли из операций технологической линейки НПК "Микроэлектроника" АО "НПФ "Микран". Блоки формирования ОК и БК были разработаны. Для получения результатов экспериментов по материалу БШ, рецессу и термотренировке пластины доводились до блока формирования утолщения металлизации включительно.

Для изготовления ДШ на основе AlGaN/GaN в данной работе используется гетероструктура pGaN/AlGaN/GaN, выращенная на кремниевой подложке диаметром 100 мм (рис. 2.3 а). С целью иллюстрации самосовмещённой технологии получения затворов и совместимости предлагаемой технологии получения AlGaN/GaN ДШ с технологией получения pGaN/AlGaN/GaN НЗ транзисторов [122], в блок формирования меза-изоляции включены операции формирования металлизации затвора транзисторов и иллюстрация его самосовмещения.

В случае межоперационного пролёживания более 1 суток пластина перед выполнением основных операций подвергалась входной очистке в ДМФА с применением ультразвука (УЗ) и промывке в ИПС с последующей сушкой потоком чистого азота. Для получения на одном кристалле НЗ pGaN/AlGaN/GaN транзисторов и AlGaN/GaN диодов первой операцией необходимо провести напыление металлизации затворов по двуслойной фоторезистивной маске LOR5B/AZ1505 (рис. 2.3 б). Первым блоком технологических операций был блок формирования межэлементной меза-изоляции.

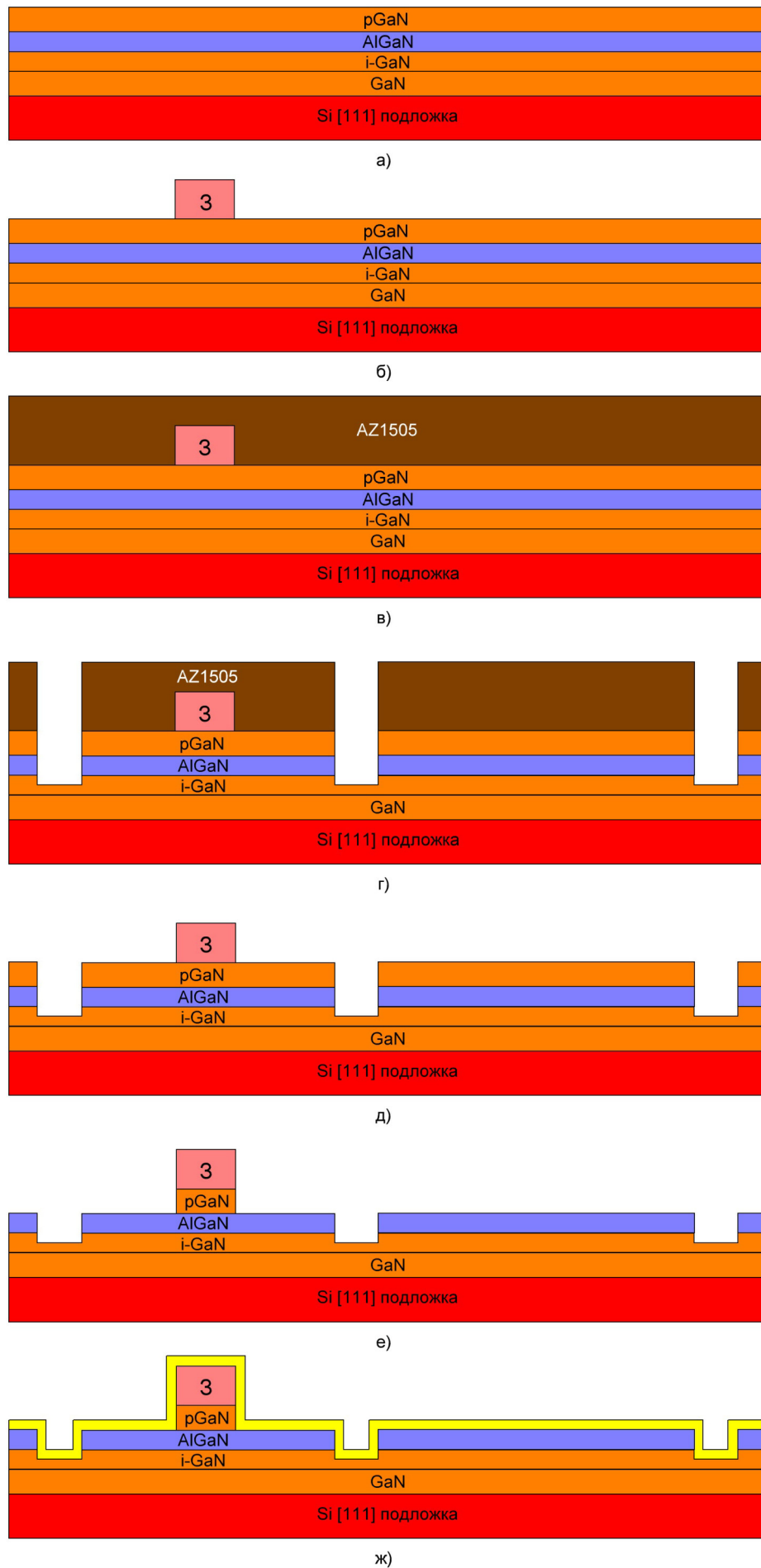


Рисунок 2.3 – Иллюстрация блока формирования межэлементной меза-изоляции

Для этого на поверхности пластины методом центрифугирования формировалась однослойная фоторезистивная (ФР) маска AZ1505 (рис. 2.3 в) для последующего экспонирования на лазерном литографе Heidelberg microPG 101. После экспонирования резист проявлялся в MF319 и производилось удаление органических остатков в мягкой кислородной плазме на установке YES-G500. Далее выполнялось ПХТ на глубину 200 нм в BCl_3 содержащей плазме на установке Corial 200IL (рис. 2.3 г), после чего резист удалялся в ДМФА с последующей промывкой в ИПС (рис. 2.3 д). Далее методом селективного ПХТ проводилось удаления слоя p-GaN и одновременное самосовмещение металлизации затвора с pGaN (рис. 2.3 ж). После удаления p-GaN поверхность пластины обрабатывалась в ИПС и активировалась в водном растворе соляной кислоты, после чего пассивировалась диэлектриком SiN (рис. 2.3 ж). На этом блок формирования меза-изоляции завершается. Поскольку дальнейший технологический маршрут диодов и транзисторов идентичен, для упрощения иллюстраций транзисторы изображаться не будут.

Вторым технологическим блоком является блок формирования омических контактов, или катодов. На поверхности запассивированной пластины методом центрифугирования формировалась двухслойная фоторезистивная маска LOR5B/AZ1505. Резист экспонировался на лазерном литографе Heidelberg microPG 101, после чего проводилось двухэтапное проявления сначала верхнего, затем нижнего ФР, далее остатки резиста удалялись в кислородной плазме на установке YES-G500 (рис. 2.4 а). Непосредственно перед напылением ОК на пластине вскрывались окна в диэлектрике методом ПХТ, после чего проводилось формирование рецесса ОК в индуктивно связанной плазме (рис. 2.4 б). Перед помещением в камеру вакуумной установки пластины обрабатывались в растворе соляной кислоты в воде, промывались в деионизованной (ДИ) воде и сушились потоком азота. После напыления металлизации ОК проводилась операция взрыва лишнего металла в ДМФА с последующей промывкой в ИПС. Поскольку температура вжигания ОК превышает $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, диэлектрик защищающий поверхность необратимо повреждается, это вызывает необходимость его полного стравливания (рис. 2.4 в). После удаления диэлектрика выполнялась операция быстрого термического (фотон-

ного) отжига ОК в атмосфере азота. Стоит отметить, что если создаётся микросхема, имеющая в своём составе AlGaN/GaN диоды и pGaN/AlGaN/GaN транзисторы, то во время БТО вжиганию подвергаются как ОК, так и затворы транзисторов, что приводит к деградации барьерного контакта затворов (металл-pGaN), повышению токов утечки затвор-исток и в целом ухудшает характеристики транзисторов, поэтому возникает острая необходимость в максимальном снижении температуры отжига. Далее поверхность пластины активировалась в ИПС, обрабатывалась в растворе серной кислоты в воде, промывалась в ДИ воде и сушилась в потоке азота, после чего пассивировалась SiN (рис. 2.4 г).

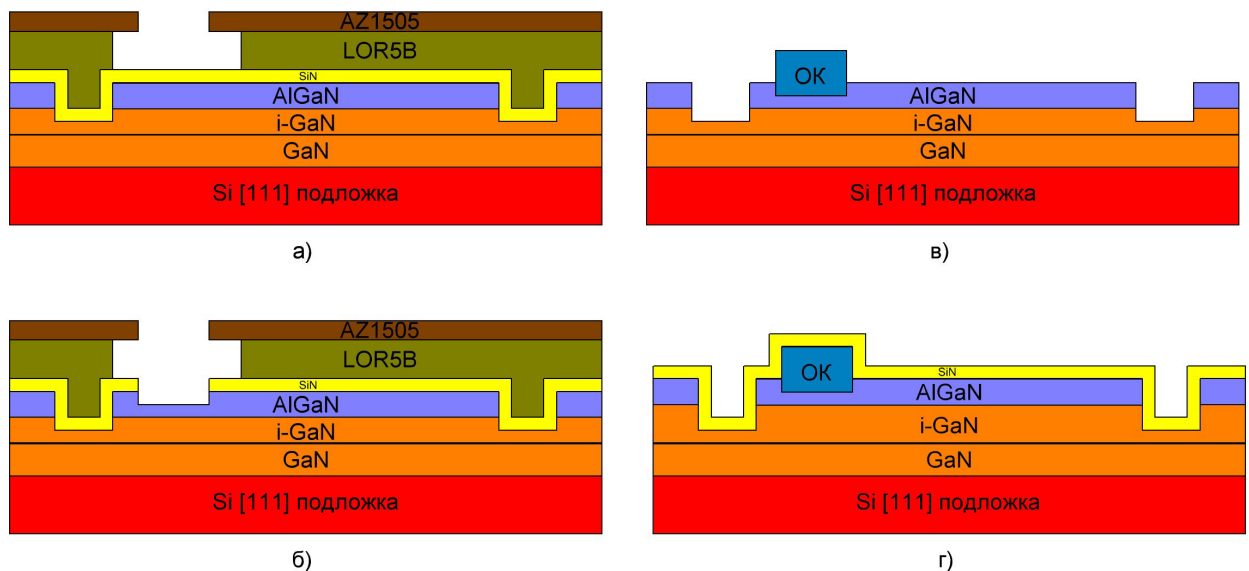


Рисунок 2.4 – Иллюстрация блока формирования омических контактов

Третьим технологическим блоком является блок формирования барьерного контакта, или анода. На поверхность пластины методом центрифугирования наносилась однослойная фоторезистивная маска AZ1505, после чего ФР экспонировался и проявлялся (рис. 2.5 а). Затем по маске ФР вскрывались окна в диэлектрике методом ПХТ и резист удалялся в ДМФА с последующей промывкой в ИПС (рис. 2.5 б). Далее формировалась двуслойная фоторезистивная маска LOR5B/AZ1505 и непосредственно перед напылением анодной металлизации проводилось травление рецесса в индуктивно связанной плазме (рис. 2.5 в). Перед помещением в камеру вакуумной установки пластины

обрабатывались в растворе соляной кислоты в воде, промывались в деионизованной (ДИ) воде и сушились потоком азота. После напыления металлизации ОК проводилась операция взрыва лишнего металла в ДМФА с последующей промывкой в ИПС (рис. 2.5 г). Далее поверхность пластины активировалась в ИПС и очищалась в растворе серной кислоты в воде с последующей промывкой в ДИ воде и сушкой в потоке азота, после чего выполнялась пассивация поверхности SiN диэлектриком (рис. 2.5 д). Затем вскрывались окна в диэлектрике методом ПХТ по однослойной ФР маске AZ1505 с последующим снятием ФР в ДМФА и промывкой в ИПС (рис. 2.5 е).

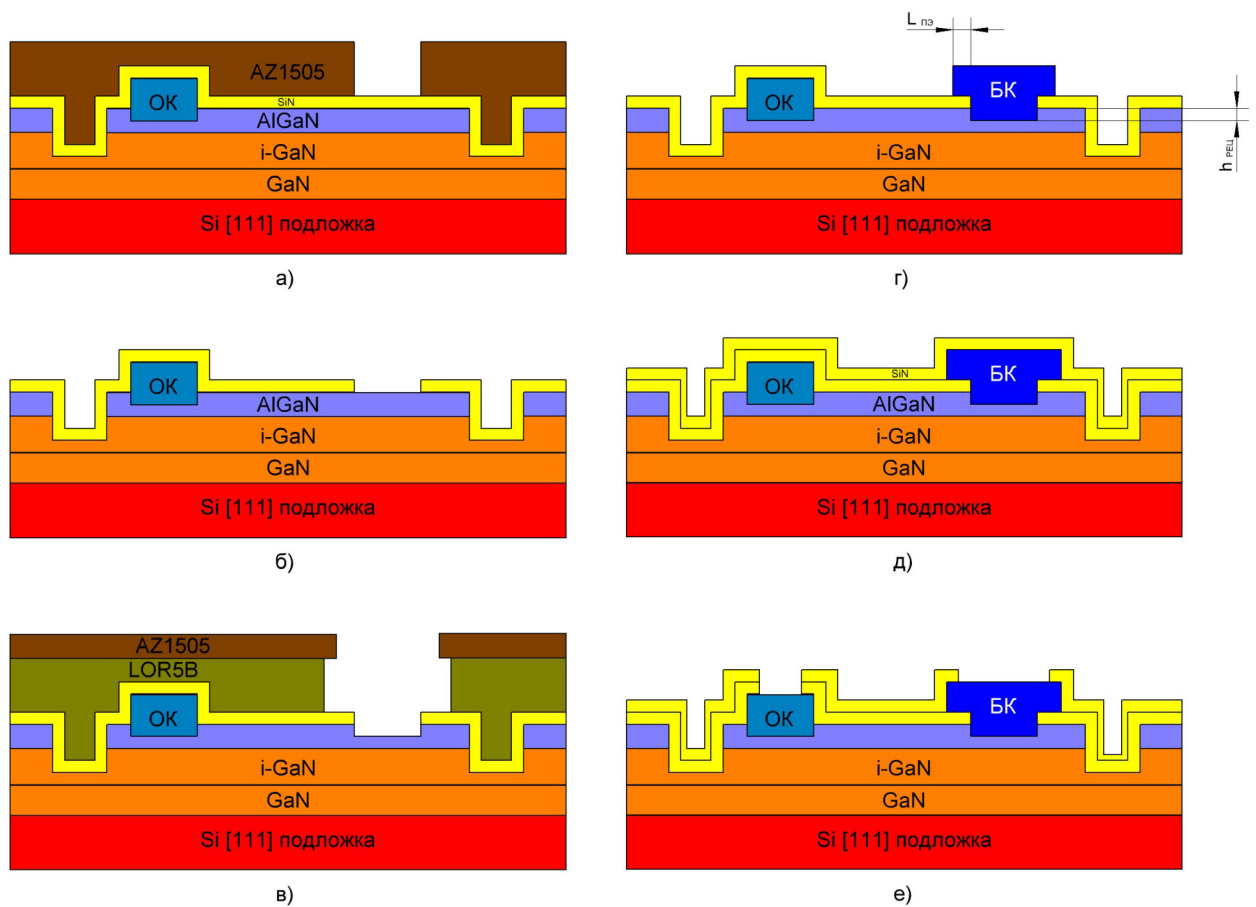


Рисунок 2.5 – Иллюстрация блока формирования барьерных контактов

Завершающим блоком работы с лицевой стороной пластины выступал блок формирования утолщения металлизации, проводимый с целью снижения омического сопротивления металлизаций анодов и катодов. На поверхности пластины формировалась двуслойная ФР маска и проводилось элек-

тронно-лучевое напыление в вакууме Ti/Pt/Au с целью усиления металлизации. Ti выполнял функцию адгезионного слоя, Pt диффузионного барьера, Au снижало электрическое сопротивление. Затем проводился взрыв в ДМФА с последующей промывкой в ИПС (рис. 2.6 а).

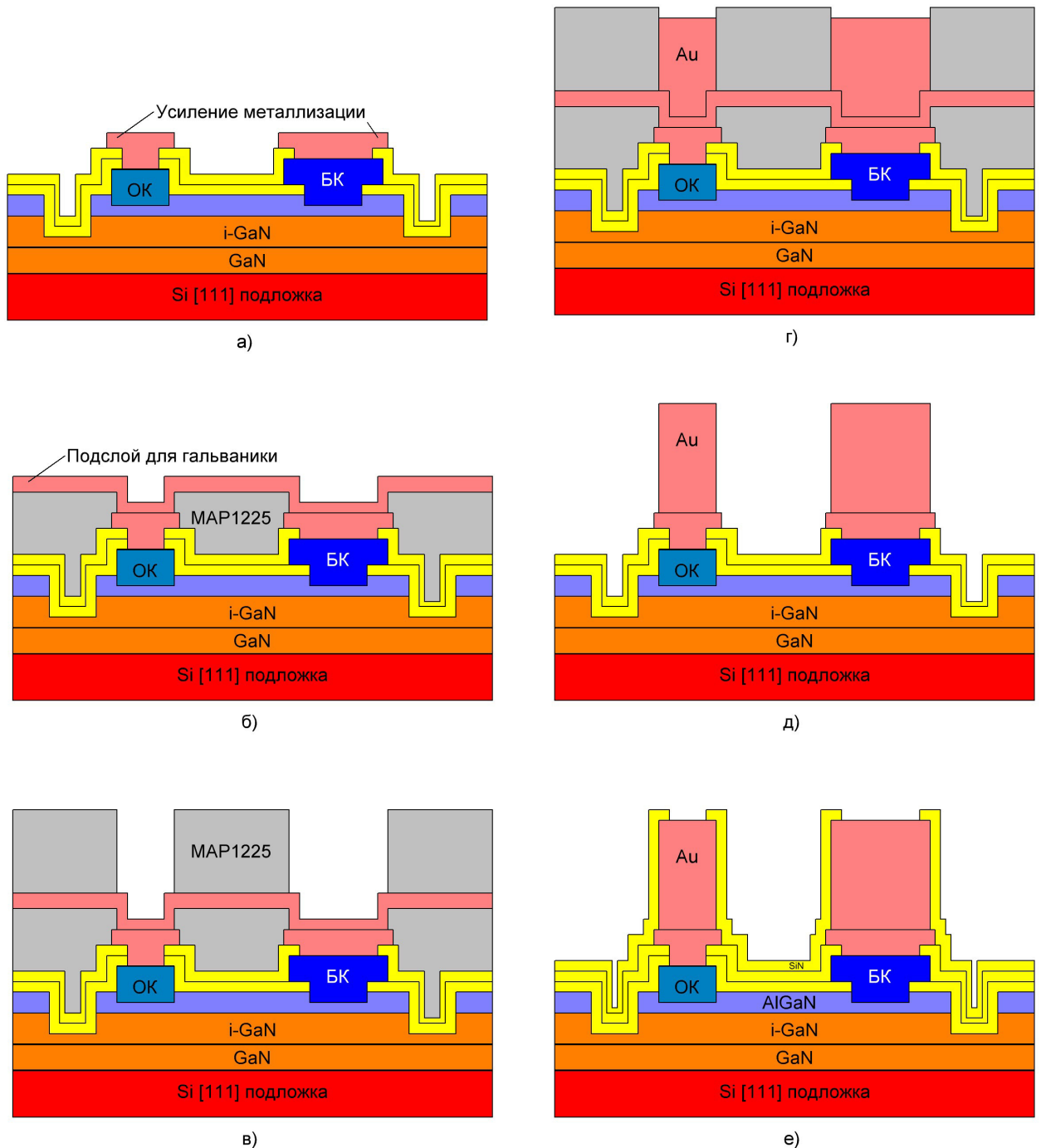


Рисунок 2.6 – Иллюстрация блока формирования утолщения металлизации

Далее формировалась толстая (1,5-2 мкм) однослойная ФР маска

МАР1225, с окнами в области БК, ОК и контактных площадок и проводилось напыление подслоя для гальваники, обеспечивающего электрического соединения электродов источника питания с областями на пластине, на которых необходимо вырастить Au (рис. 2.6 б). Затем формировалась толстая ФР маска МАР1225 (рис. 2.6 в) по которой выполнялось гальваническое осаждение Au (рис. 2.6 г). Далее верхний резист удалялся в ДМФА, проводилось жидкостное травление подслоя для гальваники и удалялся нижний резист (рис. 2.6 д). После удаления ФР поверхность пластины активировалась в ИПС и очищалась в растворе соляной кислоты в воде с последующей промывкой в ДИ воде и сушкой в потоке азота, после чего выполнялась финишная пассивация поверхности пластины SiN диэлектриком. Затем для будущей разварки проволокой методом ПХТ вскрывались окна в диэлектрике по однослойной ФР маске AZ1505 с последующим снятием ФР в ДМФА и промывкой в ИПС (рис. 2.6 е).

Далее выполнялся блок работы с обратной стороной пластины. На лицевую сторону пластины наносился эпоксидный клей и она приклеивалась к кремниевому носителю (рис. 2.7 б), затем проводилось утонение обратной стороны пластины методом шлифования и выполнялась полировка (рис. 2.7 в), после чего на обратную сторону пластины напылялся подслой Ti/Au и гальванически осаждалось золото для лучшего теплоотвода (рис. 2.7 г). Далее утонённая пластина отклеивалась от носителя и проводилась резка на кристаллы (рис. 2.7 д).

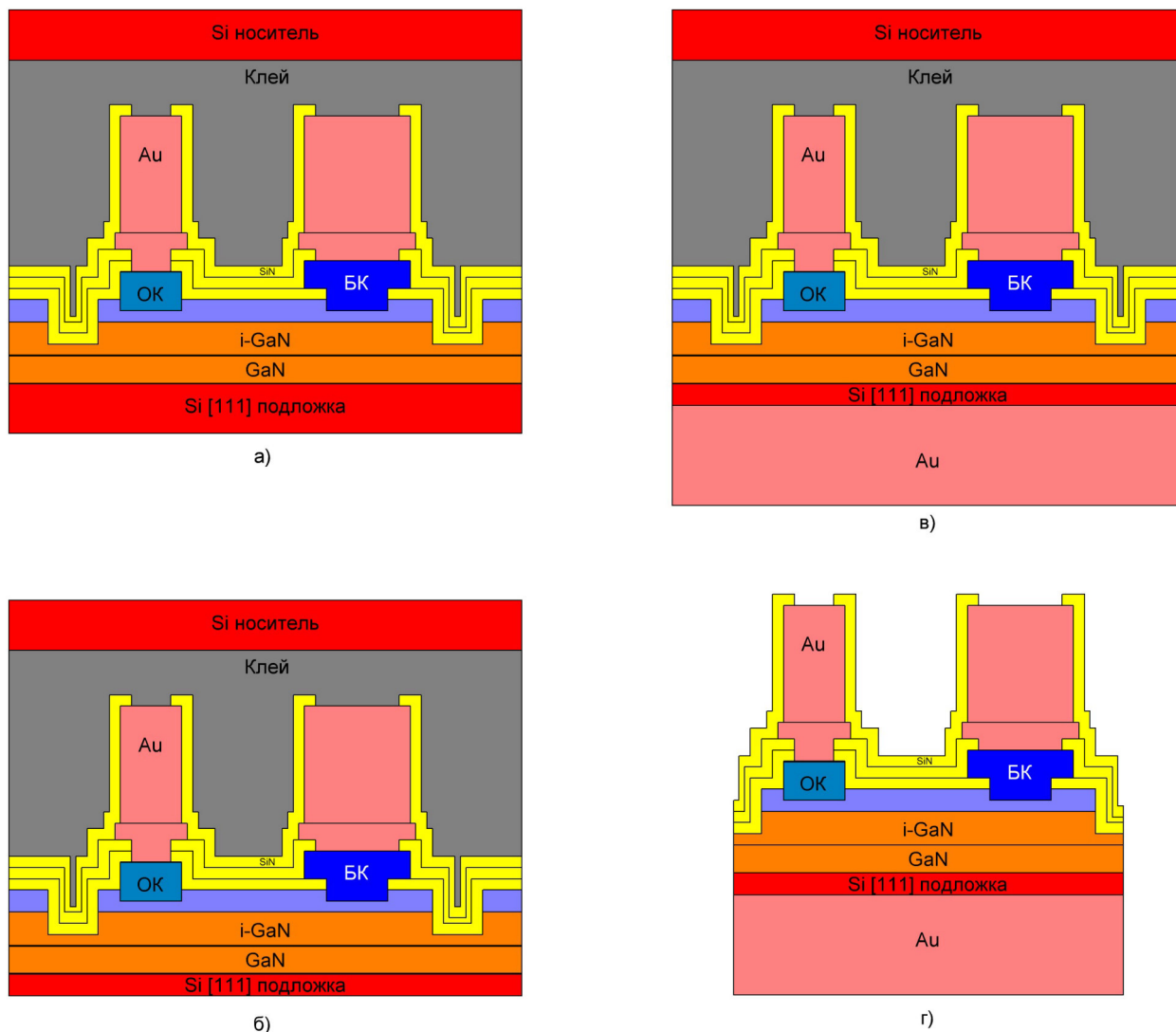


Рисунок 2.7 – Иллюстрация блока утонения обратной стороны

После резки кристаллы разбраковывались и выполнялась операция корпусирования. В качестве корпусов использовались покрытые гальваническим золотом корпуса типа ТО-220. Разварка проводилась термозвуковым методом золотой проволокой диаметром 30 мкм из расчёта 3 проволоки на 1 А. Фотография готового корпусированного диода с шириной периферии 10 мм приведена на рис. 2.8

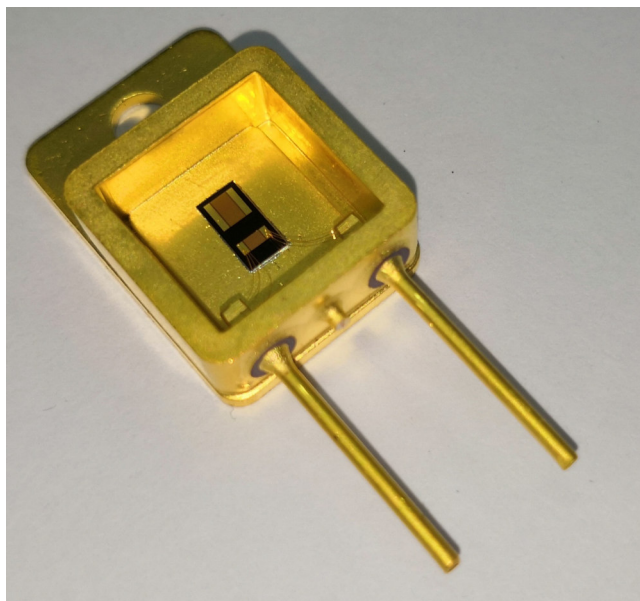


Рисунок 2.8 – Фотография корпусированного диода

2.2.4 Измерение приведённого контактного сопротивления омических контактов методом линий передач (TLM)

Основной характеристикой качества омического контакта выступает приведённое (удельное) контактное сопротивление ($\rho_{\text{к}}$). Задача измерения $\rho_{\text{к}}$ не является тривиальной. Существуют разные способы определения $\rho_{\text{к}}$, но наибольшее распространение получил метод линии передачи (Transmission Line Method) или TLM [123]. Для измерения $\rho_{\text{к}}$ методом TLM изготавливается ряд прямоугольных омических контактов длиной L и шириной W на разном расстоянии друг от друга ($L_1, L_2... L_n$) 2.9. Для уменьшения эффекта растекания тока и повышения точности измерений длина контактов L должна быть меньше ширины W .

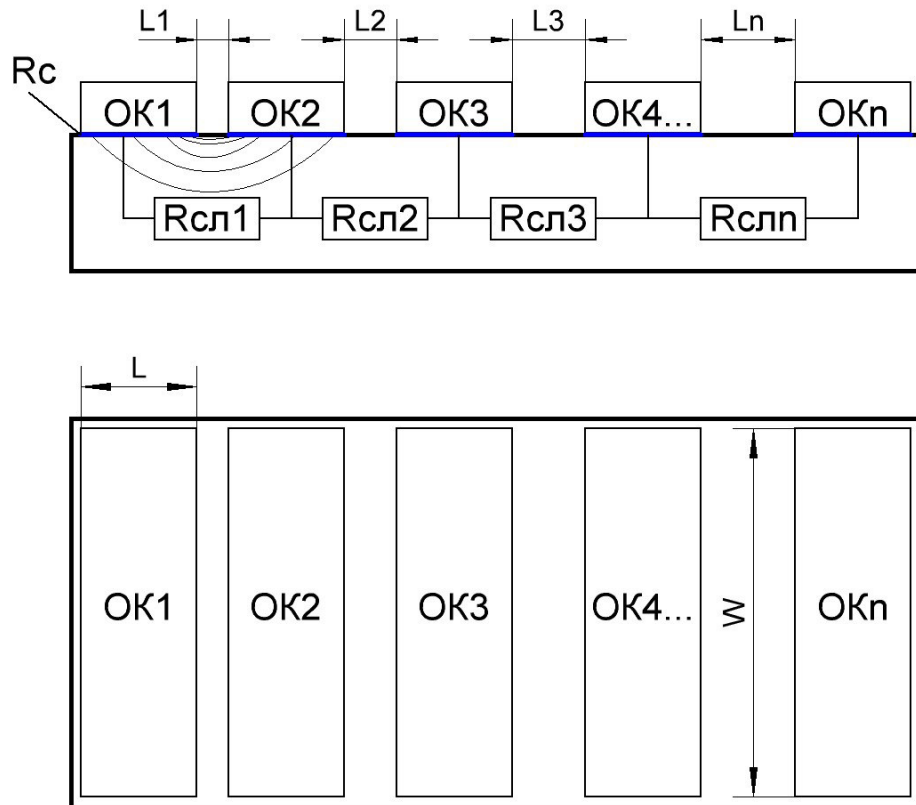


Рисунок 2.9 – Иллюстрация тестовых структур для измерения контактного сопротивления методом TLM

Полное электрическое сопротивление между двумя контактами будет складываться из сопротивлений каждого контакта ($R_{\text{к}}$) в отдельности и сопротивления области полупроводника между двумя измеряемыми контактами ($R_{\text{пл}}$). Поскольку ОК расположены довольно близко друг к другу и имеют одинаковую топологию различием их сопротивлений пренебрегают (ур. 2.1):

$$R = 2R_{\text{к}} + R_{\text{пл}} \quad (2.1)$$

В свою очередь $R_{\text{пл}}$ определяется как произведение слоевого сопротивления полупроводника ($R_{\text{сл}}$) на длину полупроводника между двумя контактами (L_i) и поделённое на ширину полупроводника (W). Таким образом ур. 2.1 приобретает вид ур. 2.2:

$$R = 2R_{\text{к}} + \frac{L_i \cdot R_{\text{сл}}}{W} \quad (2.2)$$

Для учёта неоднородности растекания тока по площади ОК и различия слоевого сопротивления под ОК и между ними $R_{\text{к}}$ определяется как ур. 2.3, приведённое в [124]

$$R_{\text{к}} = \frac{L_T \cdot R_{\text{сл}}^{\text{к}}}{W} \coth\left(\frac{L}{L_T}\right) \quad (2.3)$$

где $L_T = \sqrt{\rho_{\text{к}}/R_{\text{сл}}^{\text{к}}}$ - длина переноса, расстояние, на котором ток уменьшается в e раз [125],

$\rho_{\text{к}}$ - удельное контактное сопротивление ОК,

$R_{\text{сл}}^{\text{к}}$ - слоевое сопротивление полупроводника непосредственно под ОК: из-за вжигания ОК область под ним подлегируется и $R_{\text{сл}}^{\text{к}}$ не равно $R_{\text{сл}}$.

Допуская что длина ОК L значительно больше длины переноса L_T и что $R_{\text{сл}}$ не сильно отличается от $R_{\text{сл}}^{\text{к}}$ выражение 2.2 приобретает вид 2.4:

$$R = 2\frac{L_T \cdot R_{\text{сл}}}{W} + \frac{L_i \cdot R_{\text{сл}}}{W} \quad (2.4)$$

что преобразуется в 2.5:

$$RW = R_{\text{сл}}L_i + 2L_T R_{\text{сл}} \quad (2.5)$$

Выр. 2.5 является уравнением прямой $y = kx + b$, где $L_i = x$, $k = R_{\text{сл}}$, а $b = 2L_T R_{\text{сл}}$. Таким образом из графика зависимости электрического сопротивления между двумя ОК от расстояния между ОК (рис. 2.10) можно определить величину слоевого сопротивления $R_{\text{сл}}$ по наклону прямой, из величины b или из точки пересечения прямой с осью абсцисс определяется L_T , а из выражения $L_T = \sqrt{\rho_{\text{к}}/R_{\text{сл}}^{\text{к}}}$ можно найти удельное контактное сопротивление:

$$\rho_{\text{к}} = L_T^2 \cdot R_{\text{сл}} \quad (2.6)$$

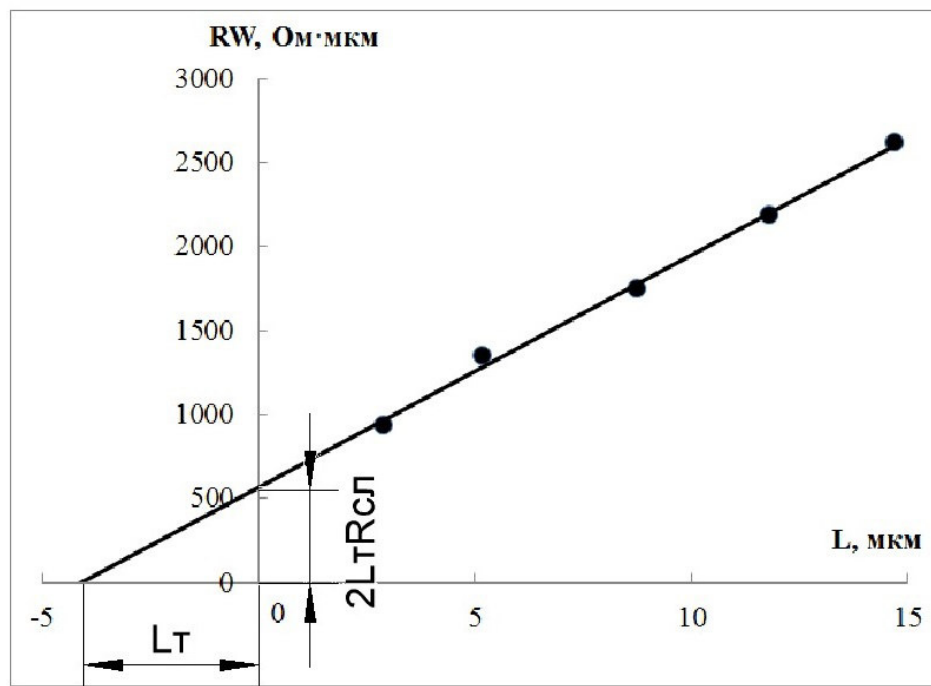


Рисунок 2.10 – График для определения параметров TLM

2.2.5 Измерение параметров барьерных контактов

Для измерения характеристик диодов на этапе создания применялась зондовая станция SUSS MicroTec PM5 и измерители параметров полупроводниковых приборов HP4156A и Tektronix 370A. Измерения тестовых диодов проводились двухзондовым методом. С целью исключения влияния зондов (вольфрамовых игл) измерения мощных диодов с утолщённой металлизацией проводились 4-х зондовым методом Кельвина (рис. 2.11). Одна пара игл (1 и 2 на рис. 2.11) использовалась для подачи на диод тока, вторая пара (3 и 4 на рис. 2.11) использовалась для снятия падения напряжения на диоде. Такая схема позволяла исключить влияние сопротивления игл при измерении диодов с низким сопротивлением (менее 1 Ом).

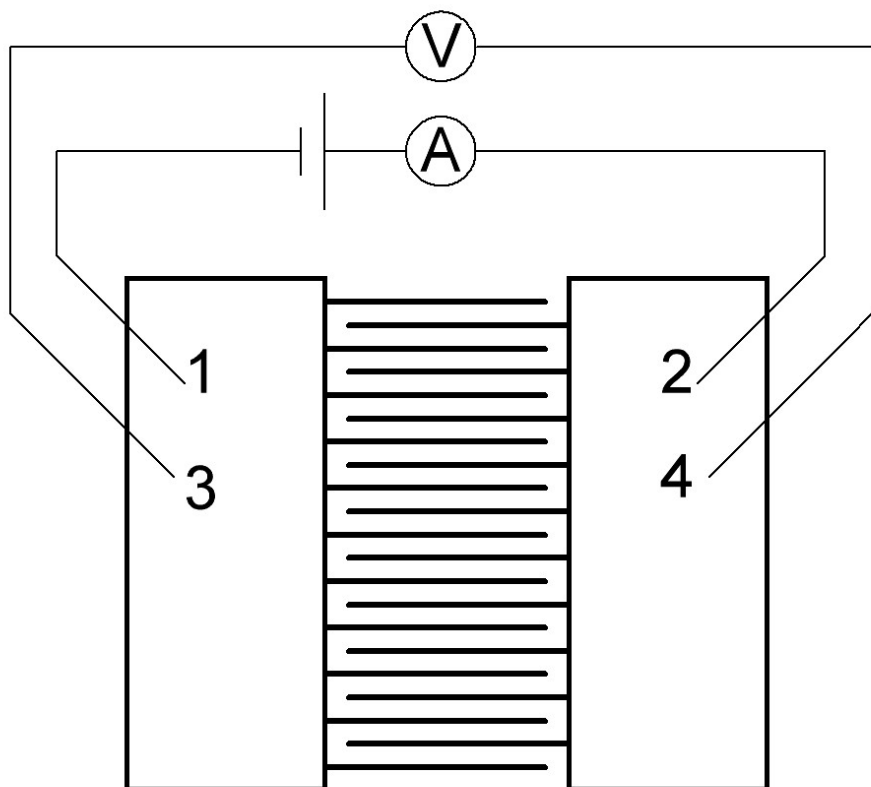


Рисунок 2.11 – Схема измерения параметров диодов методом Кельвина

В качестве источника тока применялся источник питания Keysight E3645A, ток и напряжение измерялись мультиметрами Keithley 2400-C. Для упрощения сравнения параметров диодов между собой в работе используются приведенные на единицу ширины электродов значения тока (А/мм) и ёмкости (пкФ/мм). Прямая ветвь ВАХ диодов характеризовалась следующими параметрами:

$U_{\text{откр}}$ - напряжение открывания диода, напряжение при котором ток прямого смещения достигает значения 1 мА/мм;

$U_{\text{пр}}$ - напряжение прямого смещения, при котором достигается ток 100 мА/мм;

$I_{1,2}$ - значение тока при прямом смещении 1,2 В.

На рис. 2.12 приведена прямая ветвь ВАХ диода с обозначенными параметрами.

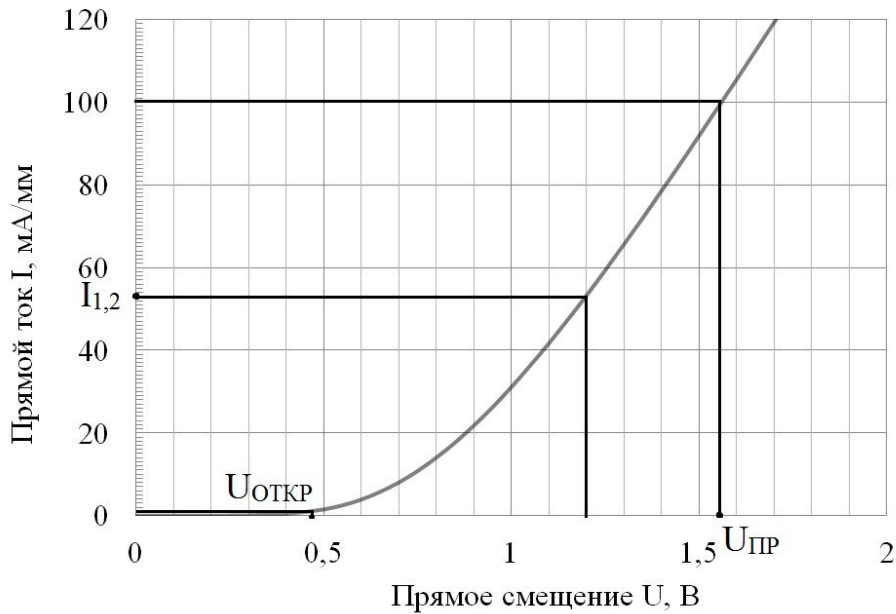


Рисунок 2.12 – Прямая ветвь ВАХ диода

Обратная ветвь ВАХ диода характеризовалась следующими параметрами:

$I_{обр}$ - ток обратного смещения, или ток утечки диода;

$U_{обр}$ - максимально достижимое обратное смещение, или напряжение пробоя диода.

На рис. 2.13 приведена обратная ветвь ВАХ диода с обозначенными параметрами.

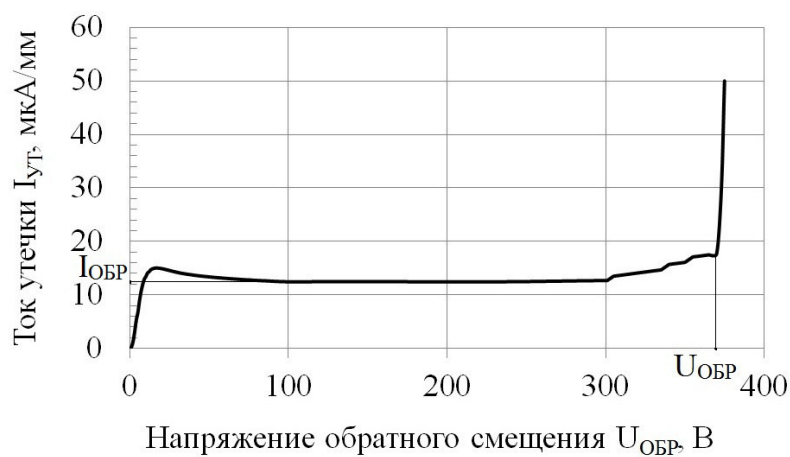


Рисунок 2.13 – Обратная ветвь ВАХ диода

Так же на измерителе LCR Agilent E4980 измерялась ёмкость диодов

при напряжении обратного смещения 40 В на частоте 1 МГц и амплитуде синусоидального сигнала 100 мВ.

2.3 Выводы

В рамках данной работы разработаны:

1) Технологический маршрут изготовления силовых AlGaN/GaN диодов, включающий в себя блоки формирования меза-изоляции, омических контактов, барьерных контактов, утолщения металлизации методом гальванического осаждения золота, утонения пластины методом шлифовки, корпусирование.

2) Низкотемпературные омические контакты на основе металлизации Ta/Al с температурой вжигания 550 °С, контактным сопротивлением 0,4 Ом·мм изготовленные с применением рецесса барьерного слоя AlGaN.

3) Барьерные контакты Шоттки на основе Ni, Pt, Pd, Ti, Ta, WSi, Mo, Hf. Исследованы характеристики диодов с данными БК, влияние рецесса AlGaN.

4) Разработаны и изготовлены корпусированные диоды с барьером Шоттки на основе Ni.

Глава 3

Разработка технологии формирования низкотемпературного омического контакта на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN

3.1 Исследование влияния толщин металлизации и температуры отжига на электрические параметры низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN

В данной главе приводятся результаты разработки низкотемпературных омических контактов (ОК) к гетероструктуре $\text{Al}_{0,25}\text{Ga}_{0,75}\text{N}/\text{GaN}$, выращенной на кремниевой подложке. Несмотря на то, что ОК на основе Ta известны, до сих пор нет сообщений о получении низкотемпературных ОК к гетероструктуре AlGaN/GaN, выращенной на Si-подложке. Неестественная подложка (Si, SiC, Al_2O_3) для гетероструктур нитридов III группы вносит значительные изменения в характеристики получаемых эпитаксиальных слоёв (п. 1.5.1 и 1.5.2 данной работы). Значения плотности и подвижности двумерного электронного газа могут значительно отличаться для одинаковых гетероструктур, выращенных на разных подложках [74-79, 80-84]. Кроме того, наиболее распространённым способом вжигания ОК к AlGaN/GaN является быстрый фотонный отжиг, на режим и протекание которого сильно влияет оптическая прозрачность подложки. Таким образом, получение низкотемпературных ОК к гетероструктуре $\text{Al}_{0,25}\text{Ga}_{0,75}\text{N}/\text{GaN}$, выращенной на кремниевой подложке является не решённой задачей.

Необходимость понижения температуры отжига обусловлена целью создания технологического маршрута получения AlGaN/GaN диодов, совместимого с технологическим маршрутом получения нормально-закрытых pGaN/AlGaN/GaN транзисторов [109]. Применение самосовмещённой технологии получения НЗ транзисторов вызывает необходимость максимального снижения температуры отжига ОК, так как вместе с ними вжигается ме-

таллизация затворов (рис. 2.3), что приводит к деградации барьера металл затвора/pGaN [110]. Поэтому в данной работе разрабатываются низкотемпературные ОК к AlGaN/GaN.

Для первой итерации экспериментов был выбран диапазон температур БТО 515 - 545 °С. Исследовалось влияние толщины Ta на контактное сопротивление двухслойной металлизации ОК Ta/Al ($x/300$ нм), где $x = 5, 10, 15, 20$ нм. Поскольку в ряде работ [44, 126] сообщается о положительном влиянии углубления подкатодной области (рецесса катода, рис. 1.6 (а)) AlGaN на контактное сопротивление ОК, было принято решение применять рецесс на половину глубины барьерного слоя. Рецесс AlGaN формировался методом ПХТ в $\text{BCl}_3 + \text{O}_2$ индуктивно-связанной плазме. На рис. 3.1 приведена зависимость контактного сопротивления от температуры БТО для Ta/Al ОК при разной толщине Ta. Отжиг проводился в атмосфере азота в течение $t_{\text{отж}}=1$ мин. Слоеое сопротивление, рассчитанное по методу TLM составило $R_{\text{сл}} = 550\text{-}600 \text{ Ом}/\square$

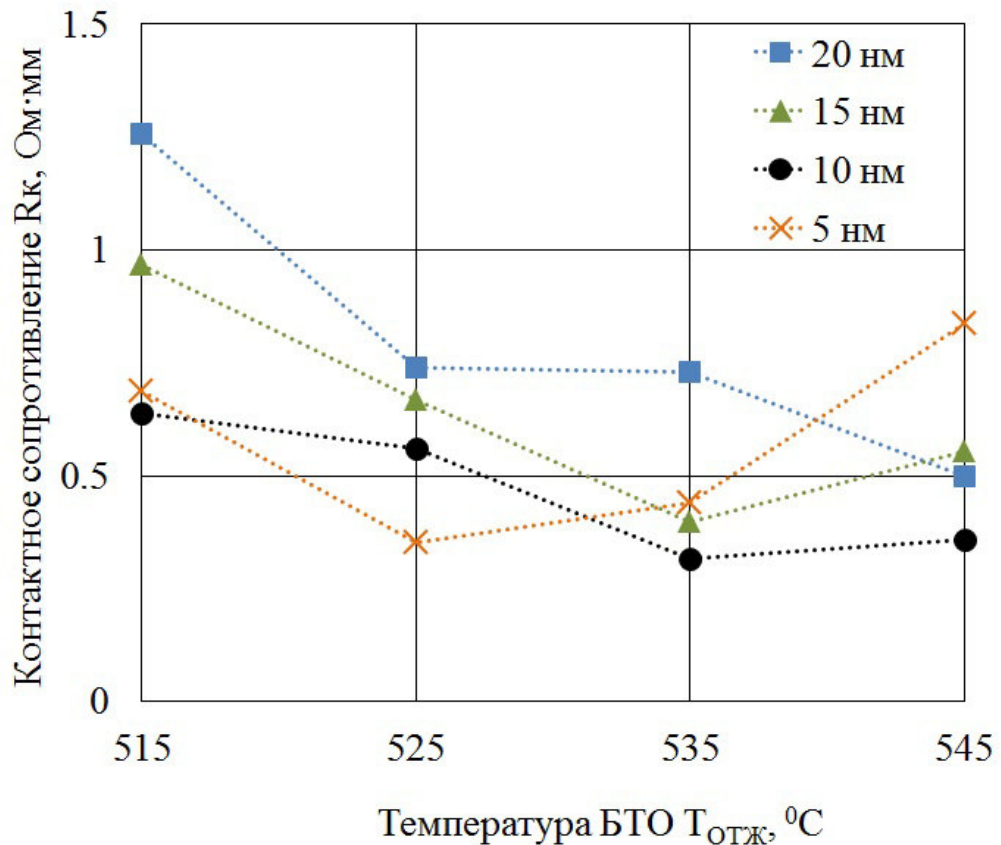


Рисунок 3.1 – Зависимость контактного сопротивления от температуры БТО для Ta/Al металлизации с толщиной Al 300 нм и толщинами Ta 5, 10, 15, 20 нм. $t_{отж}=1$ мин. $R_{сл} = 550-600$ Ом/□

Как видно из рис. 3.1 для толщины Ta 5 нм рост температуры вжигания от 515 до 525 °C ведёт к снижению контактного сопротивления с 0,68 до 0,35 Ом·мм; дальнейшее повышение температуры вжигания приводит к росту контактного сопротивления; изменение сопротивления в исследуемом диапазоне температур $\Delta R_k = R_k^{max} - R_k^{min}$ составило 0,48 Ом·мм. Для толщины Ta 10 нм рост температуры вжигания от 515 до 535 °C ведёт к снижению контактного сопротивления с 0,64 до 0,31 Ом·мм; дальнейший рост температуры приводит к увеличению контактного сопротивления до 0,36 Ом·мм; $\Delta R_k = 0,33$ Ом·мм. Для толщины Ta 15 нм рост температуры вжигания от 515 до 535 °C ведёт к снижению контактного сопротивления с 0,97 до 0,4 Ом·мм; дальнейший рост температуры приводит к увеличению контактного сопротивления до 0,55 Ом·мм; $\Delta R_k = 0,54$ Ом·мм. Для толщины Ta 20 нм рост температуры вжигания от 515 до 545 °C ведёт к снижению контактного

сопротивления с 1,25 до 0,5 Ом·мм; $\Delta R_k = 0,75$ Ом·мм. Таким образом, увеличение толщины Ta приводит к повышению оптимума температуры вжигания: для 5 нм это 525 °С, для 10 и 15 нм 535 °С, для 20 нм 545 °С или более. Наименьшее контактное сопротивление ($R_k = 0,31$ Ом·мм) было получено для толщины тантала 10 нм при $T_{отж} = 535$ °С, что согласуется с работой [112], в которой наименьшее контактное сопротивление (0,28 Ом·мм) Ta/Al/Ta ОК получено для толщины Ta 10 нм. Наименьшим изменением контактного сопротивления в диапазоне рассматриваемых температур ($\Delta R_k = 0,33$ Ом·мм), и, как следствие, наилучшей термостабильностью и воспроизводимостью результатов обладает ОК с толщиной Ta 10 нм. Из-за недостаточного охвата диапазона температур было принято решение в следующих экспериментах его расширить до 470 - 650 °С. Морфология поверхности контакта является важным показателем, так как влияет на адгезию следующих слоёв (диэлектрика, металлизации) и напряжение пробоя (неровные края могут локально увеличивать напряжённость электрического поля, что приведёт к преждевременному электрическому пробое). Морфология поверхности контактов исследовалась на оптическом микроскопе с применением УФ объективов при увеличении 1500 раз. На рис. 3.2 приведены микрофотографии поверхности ОК для толщины Ta 5 нм.

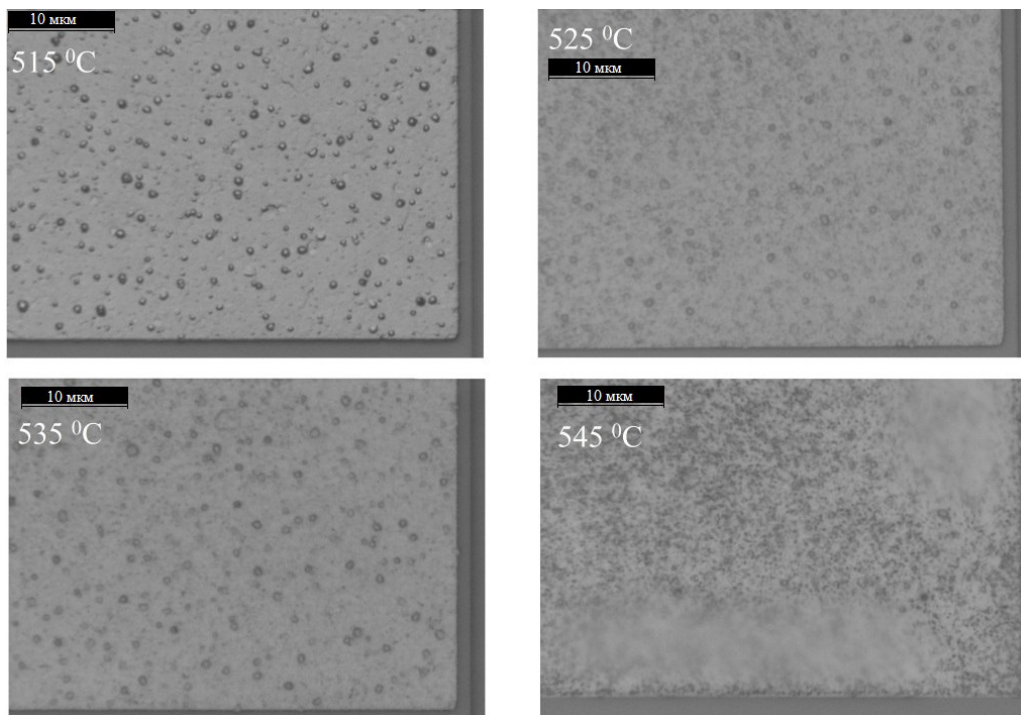


Рисунок 3.2 – Микрофотография поверхности Ta/Al (5/300 нм) ОК при $T_{\text{отж}} = 515, 525, 535, 545$ °C. $t_{\text{отж}} = 1$ мин.

Как видно из рис. 3.2 до $T_{\text{отж}} = 535$ °C включительно, на поверхности ОК наблюдаются дефекты размером не более 1 мкм, края ровные, регистрируемых перепадов по высоте нет. При $T_{\text{отж}} = 545$ °C морфология поверхности значительно меняется, появляются вздутия (области не в фокусе), значительно увеличивается шероховатость поверхности, край остаётся ровным. На рис. 3.3 приведены микрофотографии поверхности ОК для толщины Ta 10 нм.

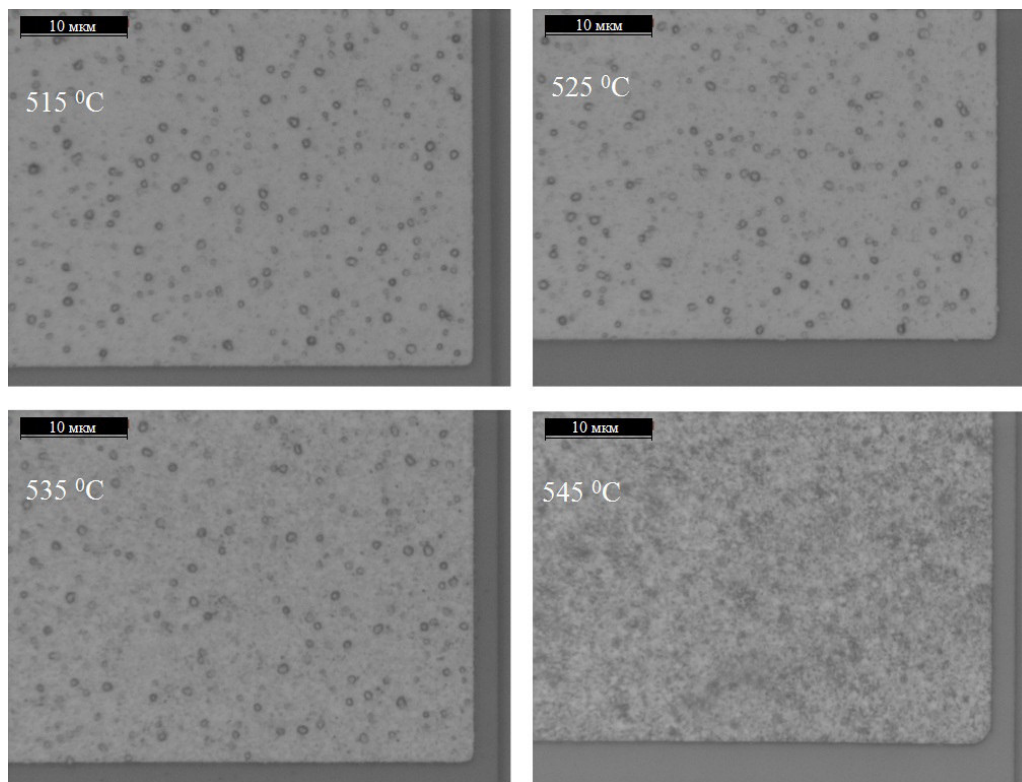


Рисунок 3.3 – Микрофотография поверхности Ta/Al (10/300 нм) ОК при $T_{\text{отж}} = 515, 525, 535, 545$ °C. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.3 при толщине тантала 10 нм на поверхности ОК до $T_{\text{отж}}=535$ °C наблюдаются дефекты диаметром не более 1 мкм, значительных перепадов по высоте нет. При $T_{\text{отж}}=545$ °C возрастает шероховатость поверхности, но рельеф сохраняется равномерным, вздутий не наблюдается. Край ровный.

На рис. 3.4 приведены микрофотографии поверхности ОК для толщины Ta 15 нм. Вплоть до $T_{\text{отж}}=535$ °C на поверхности ОК наблюдаются дефекты диаметром не более 1 мкм, рельеф без впадин и вздутий, край ровный. При $T_{\text{отж}}=545$ °C поверхность ОК приобретает значительно развитый вид и появляются неровности края ОК.

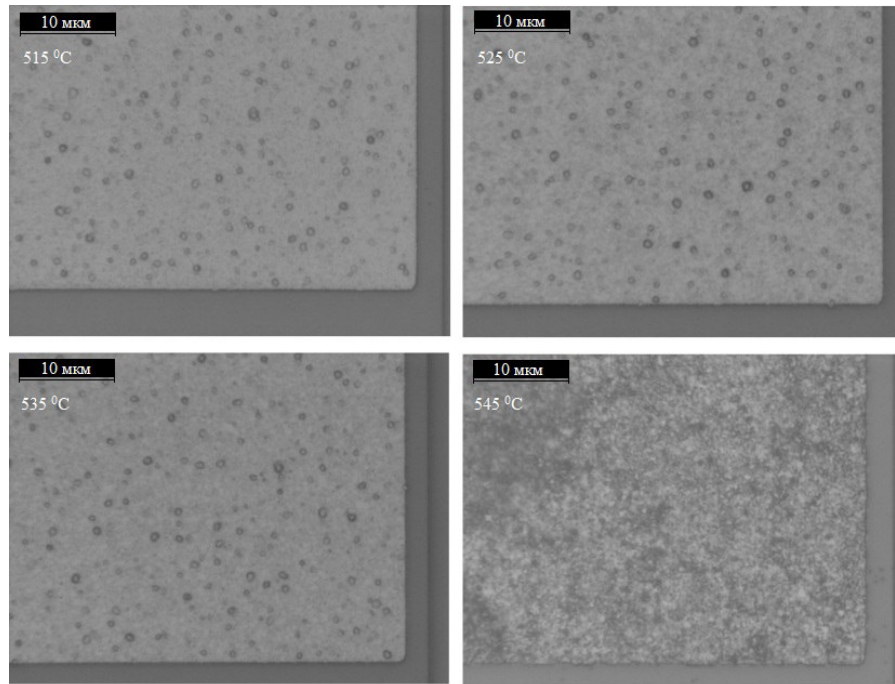


Рисунок 3.4 – Микрофотография поверхности Ta/Al (15/300 нм) ОК при $T_{\text{отж}} = 515, 525, 535, 545$ °C. $t_{\text{отж}} = 1$ мин.

На рис. 3.5 приведены микрофотографии поверхности ОК для толщины Ta 20 нм.

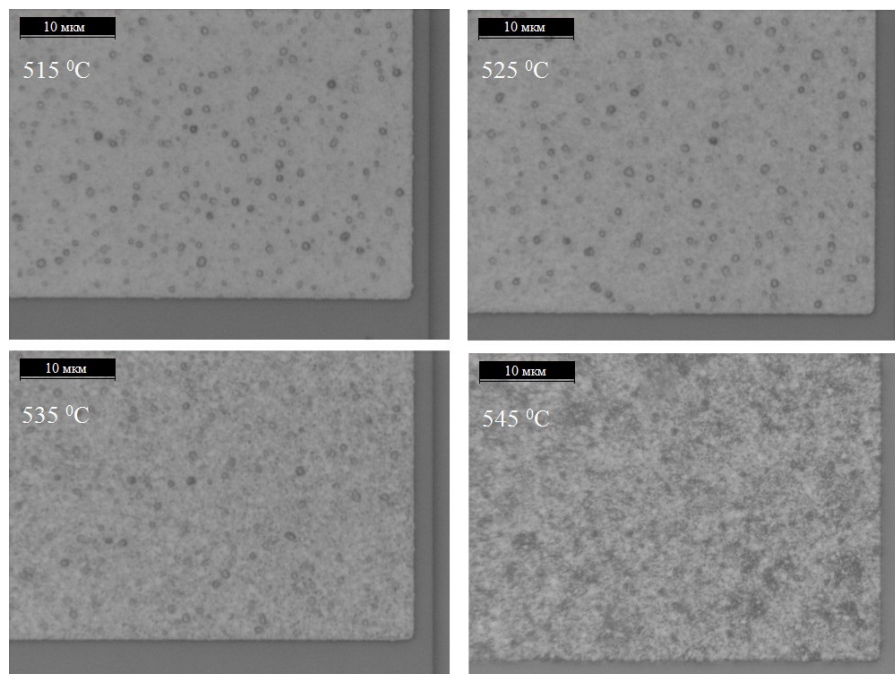


Рисунок 3.5 – Микрофотография поверхности Ta/Al (20/300 нм) ОК при $T_{\text{отж}} = 515, 525, 535, 545$ °C. $t_{\text{отж}} = 1$ мин.

При толщине тантала 20 нм в диапазоне температур отжига $T_{\text{отж}}=515 - 525$ °С на поверхности ОК наблюдаются дефекты диаметром не более 1 мкм. При возрастании $T_{\text{отж}}$ до 535 °С диаметр дефектов несколько уменьшается, но возрастает их плотность. При $T_{\text{отж}}=545$ °С поверхность ОК приобретает значительно развитый вид, наблюдается тенденция к неровности края ОК.

На основании проведённых экспериментов было принято решение для дальнейших работ выбрать толщину тантала 10 нм. При данной толщине не только достигается наименьшее контактное сопротивление ($R_c = 0,31$ Ом·мм), но и сохраняется ровность края и гладкость поверхности.

Во второй итерации экспериментов исследовалось влияния толщины алюминия на характеристики ОК. Металлизация Ta/Al 10 нм/х, где х = 50, 100, 200, 300 нм подвергалась БТО в диапазоне температур 470-650 °С в течение $t_{\text{отж}}=1$ мин в атмосфере азота. Зависимость контактного сопротивления ОК от температуры БТО при различных толщинах Al приведена на рис. 3.6 [113].

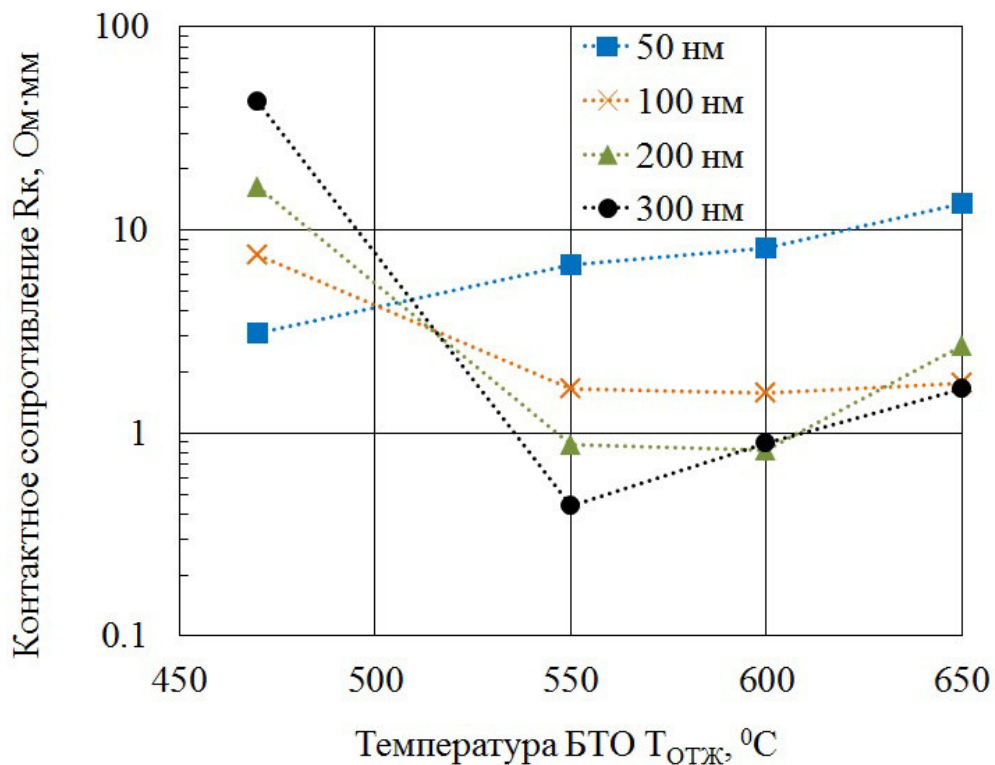


Рисунок 3.6 – Зависимость контактного сопротивления от температуры БТО для Ta/Al металлизации с толщиной Ta 10 нм и толщинами Al 50, 100, 200, 300 нм. $t_{\text{отж}} = 1$ мин.

Для толщины Al 50 нм увеличение температуры отжига от 470 °С до

650 °С приводит к росту контактного сопротивления с 3,1 до 13,4 Ом·мм. Для толщины Al 100 нм увеличение температуры отжига от 470 °С до 600 °С приводит к снижению контактного сопротивления с 7,6 до 1,6 Ом·мм; дальнейшее увеличение $T_{\text{отж}}$ до 650 °С приводит к увеличению $R_{\text{к}}$ до 1,7 Ом·мм. Для толщины Al 200 нм увеличение температуры отжига от 470 °С до 600 °С приводит к снижению контактного сопротивления с 16,4 до 0,8 Ом·мм, дальнейшее увеличение $T_{\text{отж}}$ до 650 °С приводит к увеличению $R_{\text{к}}$ до 2,7 Ом·мм. Для толщины Al 300 нм увеличение температуры отжига от 470 °С до 550 °С приводит к снижению контактного сопротивления с 42,9 до 0,4 Ом·мм, дальнейшее увеличение $T_{\text{отж}}$ до 650 °С приводит к увеличению $R_{\text{к}}$ до 1,7 Ом·мм. Наименьшее контактное сопротивление составило 0,44, 0,82, 1,59 и 3,09 Ом·мм для 300, 200, 100 и 50 нм алюминия соответственно. Таким образом, увеличение толщины алюминия приводит к снижению минимально достижимого контактного сопротивления и росту температуры, необходимой для вжигания ОК. На рис. 3.7 приведены микрофотографии поверхности ОК с толщиной алюминия 50 нм для $T_{\text{отж}}=470, 550, 600, 650$ °С

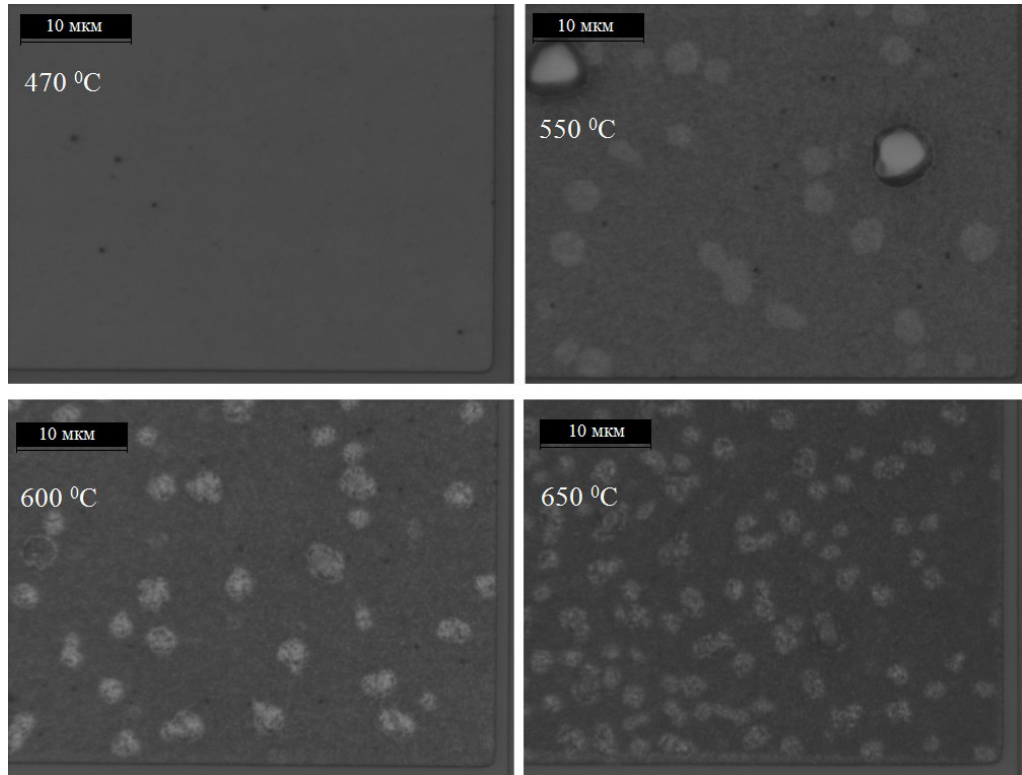


Рисунок 3.7 – Микрофотографии поверхности Ta/Al (10/50 нм) ОК. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.7 при $T_{\text{отж}}=470$ °С на поверхности ОК каких либо дефектов и шероховатостей на увеличении 1500 раз не наблюдается. При $T_{\text{отж}}=550$ °С на поверхности ОК возникают нарушения в виде вздутий и впадин диаметром до 5 мкм. Увеличение температуры отжига до 650 °С приводит к росту плотности дефектов и уменьшению их диаметра до 2-3 мкм. В промежутках между дефектами поверхность ОК шероховатая но без значительных перепадов рельефа. На рис. 3.8 приведены микрофотографии поверхности ОК с толщиной алюминия 100 нм для $T_{\text{отж}}=470, 550, 600, 650$ °С.

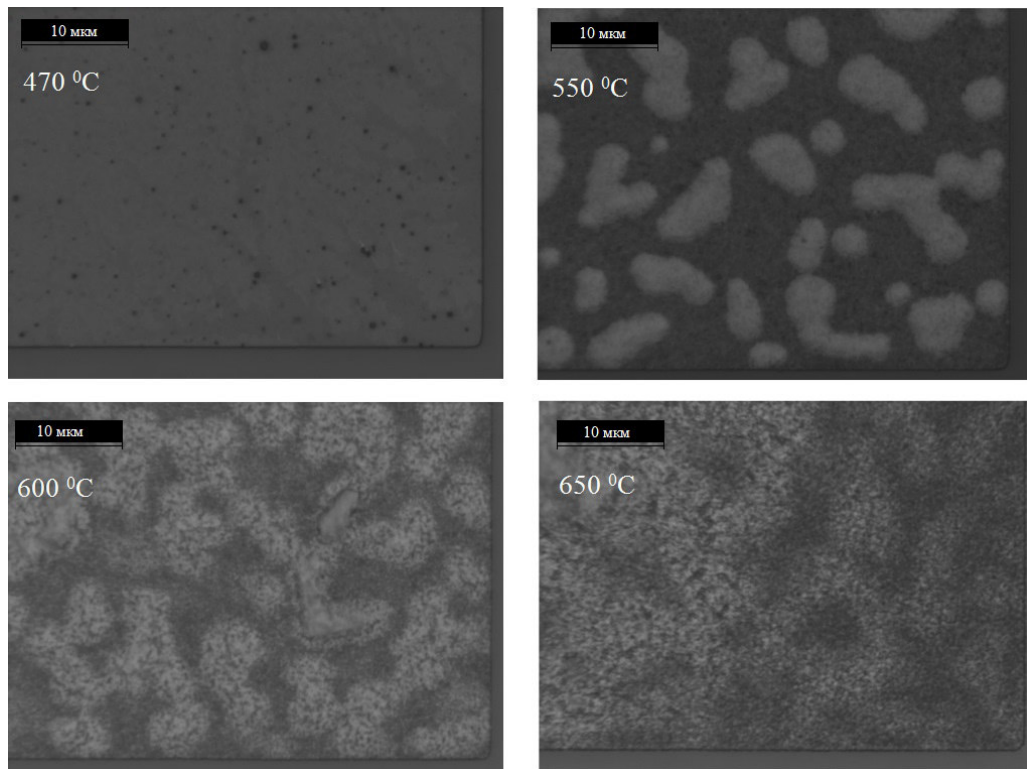


Рисунок 3.8 – Микрофотографии поверхности Ta/Al (10/100 нм) ОК. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.8 при увеличении толщины Al до 100 нм после отжига при температуре 470 °С на поверхности ОК появляется большое количество дефектов размером значительно меньше 1 мкм. Увеличение $T_{\text{отж}}$ до 550 °С приводит к появлению на поверхности вздутий большого размера (более 10 мкм в длину и 5 мкм в ширину). Дальнейший рост температуры, по всей видимости, приводит к слиянию дефектов и росту высоты рельефа, однако край ОК сохраняется ровным. На рис. 3.9 приведены микрофотографии поверхности ОК с толщиной алюминия 200 нм для $T_{\text{отж}}=470, 550, 600,$

650 °С.

Увеличение толщины алюминия до 200 нм положительно сказывается на морфологии поверхности ОК. Так больше не наблюдается крупных дефектов во всём диапазоне рассматриваемых температур. С увеличением температуры растёт шероховатость поверхности но крупных вздутий или впадин не появляется. Край ОК ровный.

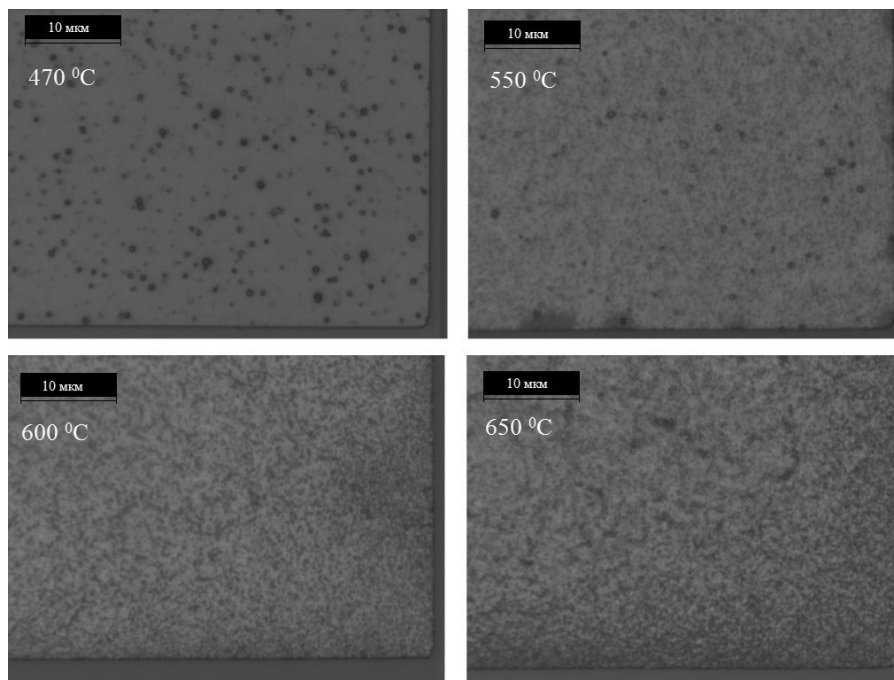


Рисунок 3.9 – Микрофотографии поверхности Ta/Al (10/200 нм) ОК. $t_{отж}=1$ мин.

На рис. 3.10 приведены микрофотографии поверхности ОК с толщиной алюминия 300 нм для $T_{отж}=470, 550, 600, 650$ °С.

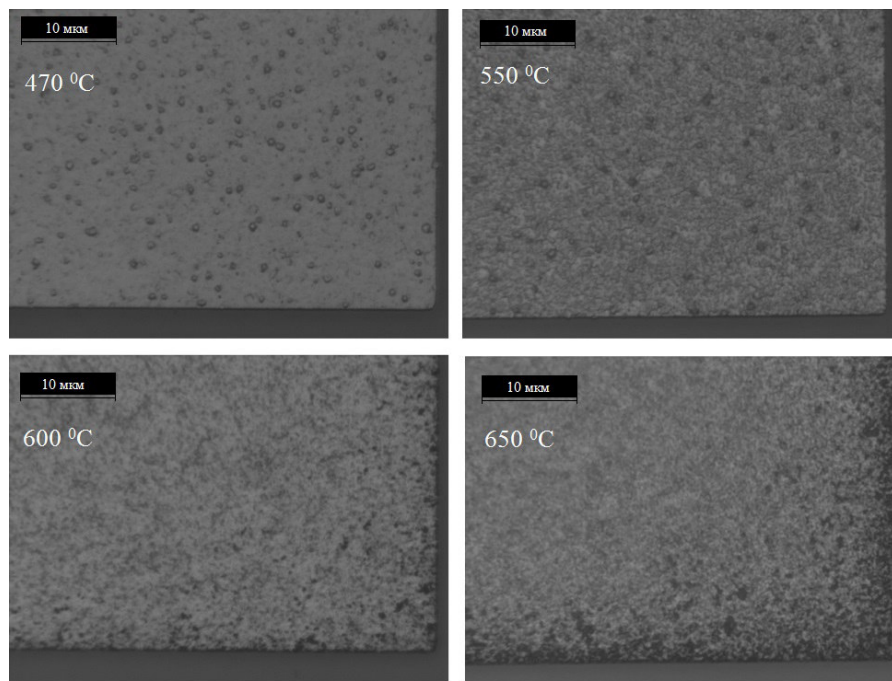


Рисунок 3.10 – Микрофотографии поверхности Ta/Al (10/300 нм) ОК. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

С увеличением толщины Al до 300 нм сохраняется тенденция роста числа дефектов диаметром до 1 мкм при $T_{\text{отж}} = 470$ °C и выравнивания поверхности при увеличении температуры. Так, при данной толщине алюминия уже совершенно нет крупных неровностей на поверхности ОК. Тенденцию к улучшению качества поверхности с ростом толщины алюминия наглядно демонстрирует рис. 3.11, на котором приведены микрофотографии поверхности ОК с разной толщиной алюминия при $T_{\text{отж}} = 650$ °C. Размер приведённых ОК 100x100 мкм.

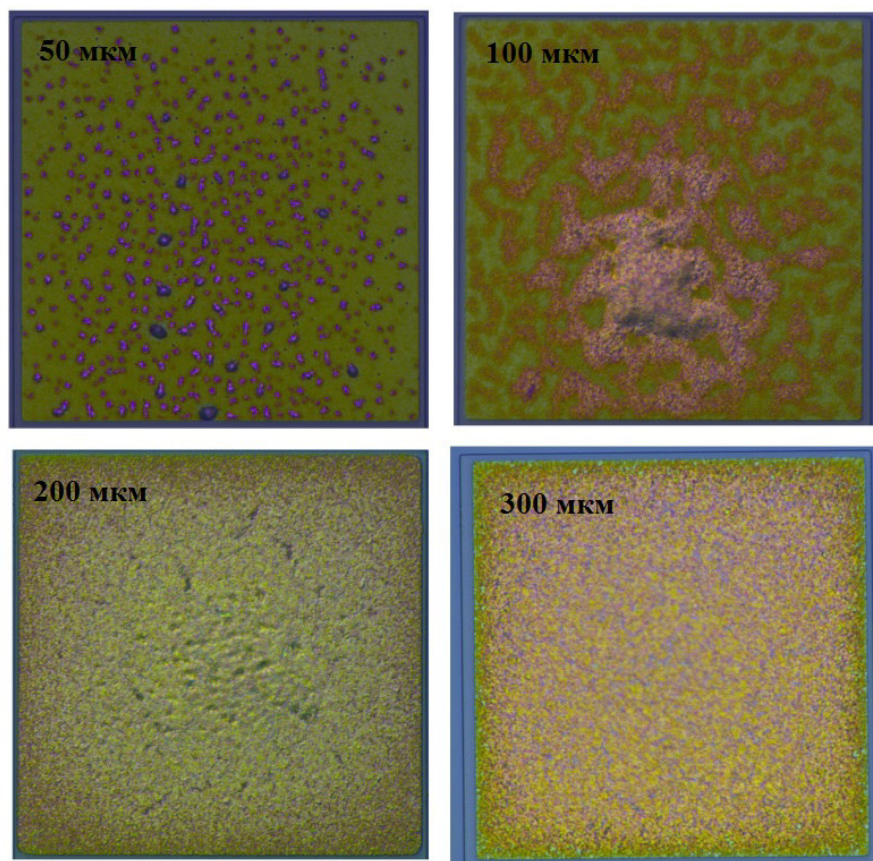


Рисунок 3.11 – Микрофотографии поверхности Ta/Al ОК с толщиной Al 50, 100, 200 и 300 нм при $T_{\text{отж}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C}$. $t_{\text{отж}} = 1$ мин.

Таким образом металлизация ОК Ta/Al (10/300 нм) обладает наименьшим контактным сопротивлением и наиболее гладкой и устойчивой к высоким температурам поверхностью. На основании данных результатов дальнейшая работа проводилась с металлизацией ОК Ta/Al (10/300 нм).

В следующей итерации экспериментов проводилась проверка влияния верхнего (третьего) слоя металлизации на характеристики ОК. Существуют работы, в которых в качестве третьего слоя металлизации используется нитрид титана [111], тантал [112], вольфрам [127], титан [128] и др. Основная цель верхнего металла улучшить качество ОК, защитив алюминий от окисления. С данной целью на практике были проверены тонкие плёнки TiN, TaN, Mo, однако в рассматриваемом диапазоне температур (470-650 $^{\circ}\text{C}$) качественного омического контакта получить не удалось: ВАХ были нелинейны, токи очень малы (единицы-десятки мА/мм). Результаты отжига Ta/Al/Ta (10/300/20 нм) и Ta/Al/Ti (10/300/20 нм) ОК приведены на рис. 3.12

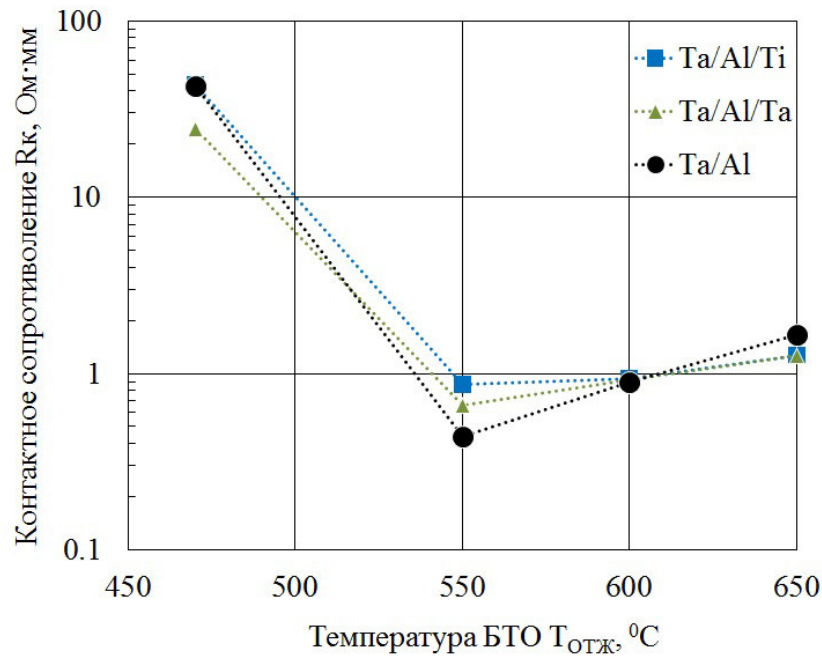


Рисунок 3.12 – Зависимость контактного сопротивления от температуры БТО для Ta/Al, Ta/Al/Ta и Ta/Al/Ti металлизаций. $t_{отж}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.12 добавление верхнего металла толщиной 20 нм не меняет температурный оптимум БТО: наименьшее контактное сопротивление для Ta/Al, Ta/Al/Ta и Ta/Al/Ti ОК получено при $T_{отж} = 550$ °C и составило 0,4, 0,7 и 0,9 Ом·мм соответственно. Дальнейшее увеличение температуры приводит к росту контактного сопротивления. Измерения контактного сопротивления проводились после операции пассивации поверхности пластины диэлектриком, поэтому возможные нарушения алюминия в результате окисления произошли. На рис. 3.13 приведены микрофотографии поверхности ОК Ta/Al/Ta (10/300/20 нм).

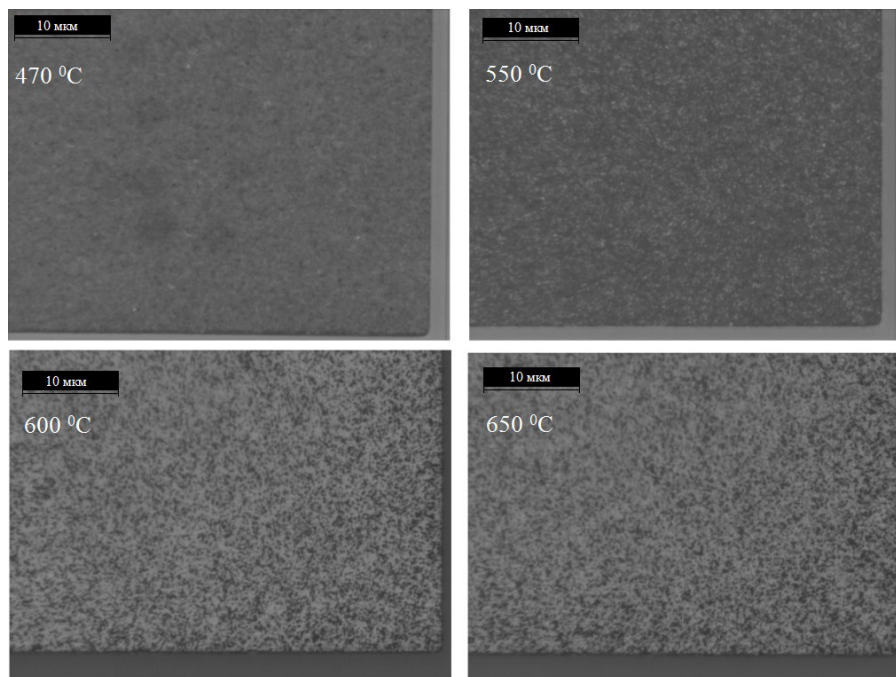


Рисунок 3.13 – Микрофотографии поверхности Ta/Al/Ta ОК после отжига при температуре 470, 550, 600 и 650 °С. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.13 поверхность Ta/Al/Ta ОК при $T_{\text{отж}} = 470$ °С выглядит гладкой, без видимых дефектов. С ростом $T_{\text{отж}}$ с 550 °С до 650 °С поверхность ОК сильно изменяется и становится значительно шероховатой. Во всём диапазоне исследуемых температур отжига больших перепадов рельефа по высоте не наблюдается. Край ОК ровный. На рис. 3.14 приведены микрофотографии поверхности ОК Ta/Al/Ti (10/300/20 нм).

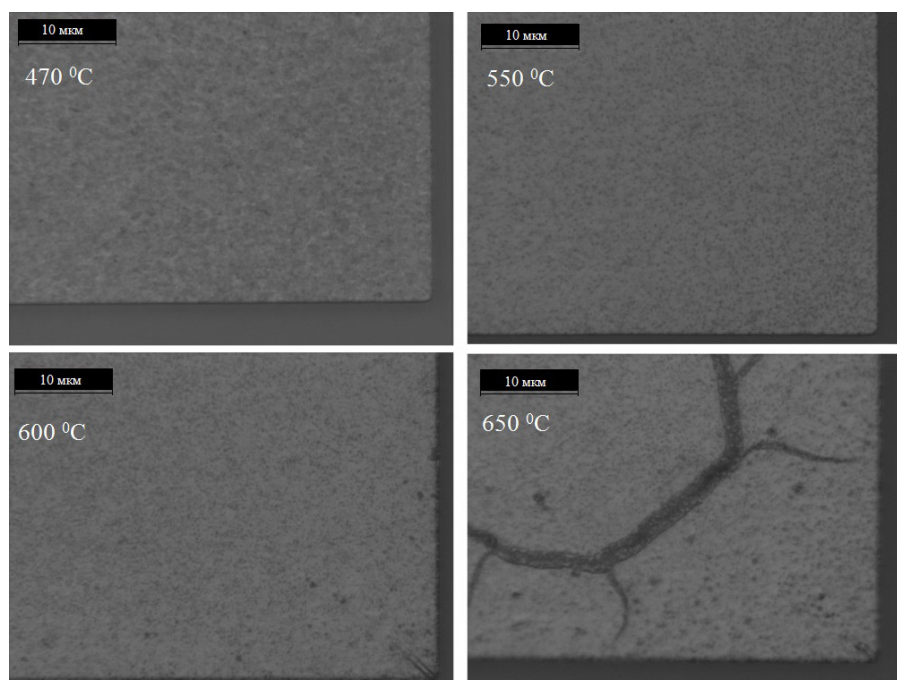


Рисунок 3.14 – Микрофотографии поверхности Ta/Al/Ti ОК после отжига при температуре 470, 550, 600 и 650 °C. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Использование верхнего слоя Ti позволяет избежать появления дефектов и значительно снизить шероховатость поверхности в диапазоне температур отжига 470 - 550 °C, однако при $T_{\text{отж}} = 650$ °C наблюдаются серьезные нарушения поверхности ОК в виде трещин длиной более 40 мкм. На рис. 3.15 приведены микрофотографии поверхности Ta/Al, Ta/Al/Ta и Ta/Al/Ti ОК на малом увеличении после отжига при температуре 650 °C.

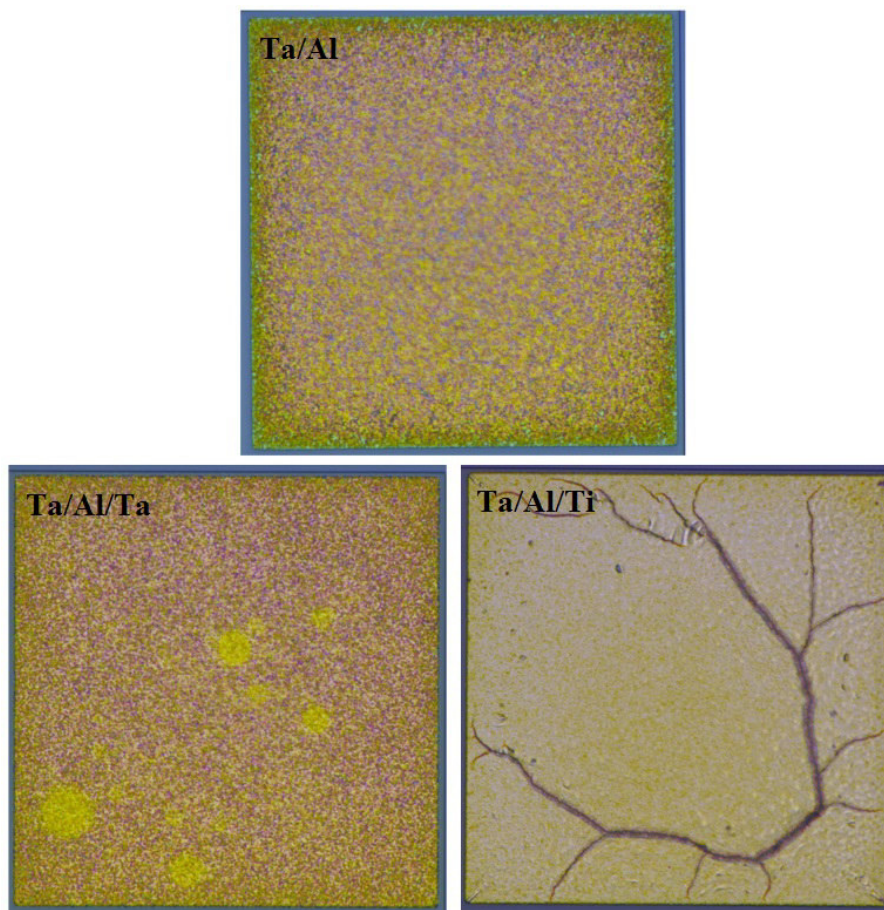


Рисунок 3.15 – Микрофотографии поверхности Ta/Al, Ta/Al/Ta и Ta/Al/Ti ОК после отжига при температуре 650 °С. Размер ОК 100x100 мкм. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Из рис. 3.15 видно, что при $T_{\text{отж}} = 650$ °С Ta/Al и Ta/Al/Ta ОК обладают схожей морфологией поверхности без значительных нарушений и ровным краем, в отличие от Ta/Al/Ti ОК, на поверхности которых наблюдаются протяжённые трещины и складки. В дальнейшем оказалось, что адгезия последующих слоёв металлизации к Ta/Al/Ta ОК значительно хуже чем к Ta/Al ОК. Таким образом, на основании того, что Ta/Al (10/300 нм) обладают наименьшим контактным сопротивлением и окисление Al перед пассивацией не оказывает существенного влияния на качество поверхности, края и адгезию вышележащих слоёв, было принято решение в дальнейшем работать с данной металлизацией ОК.

3.2 Исследование влияния рецесса на электрические характеристики низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al к гетеропереходам AlGaN/GaN

Согласно ряду работ [44, 126, 129] углубление подкатодной области (катодный рецесс, рис. 1.6 (а)) барьерного слоя AlGaN может привести к улучшению характеристик ОК. Для проверки данной технологии была проведена серия экспериментов. В качестве металлизации ОК использовалась Ta/Al (10/300 нм) структура, разработка которой приведена в предыдущем разделе. Рецесс AlGaN выполнялся методом ПХТ в $\text{BCl}_3 + \text{O}_2$ индуктивно-связанной плазме. Скорость травления составляла 5 нм/мин. Низкая скорость травления позволяла получать воспроизводимый рецесс на глубину от 5 нм. В разных источниках оптимальная глубина рецесса различается, поэтому в данной работе исследовался диапазон глубин 5-12,5 нм, что охватывало всю толщину AlGaN (10 нм) и некоторый перетрав. На рис. 3.16 приведена зависимость контактного сопротивления Ta/Al (10/300 нм) ОК от температуры отжига для глубины рецесса 5, 7,5, 10 и 12,5 нм.

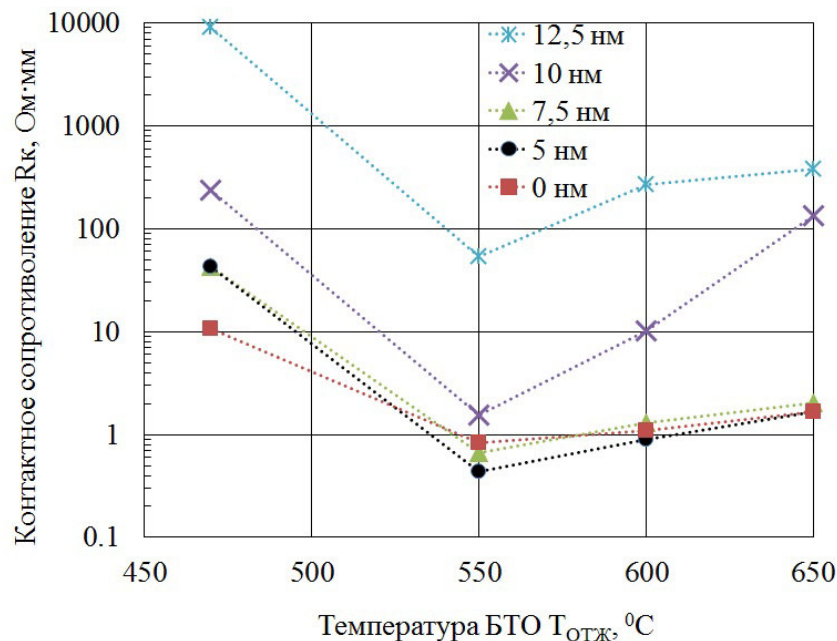


Рисунок 3.16 – Зависимость контактного сопротивления ОК от температуры вжигания для глубины рецесса 5, 7,5, 10 и 12,5 нм. $t_{отж}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.16 независимо от глубины рецесса при увеличении

температуры отжига с 470 до 550 °С контактное сопротивление Ta/Al (10/300 нм) ОК снижается. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к росту контактного сопротивления ОК. Таким образом оптимальной температурой отжига в данном случае является 550 °С. Для более удобного анализа ниже приведён график зависимости контактного сопротивления Ta/Al (10/300 нм) ОК от глубины рецесса AlGaN при фиксированной температуре отжига 550 °С.

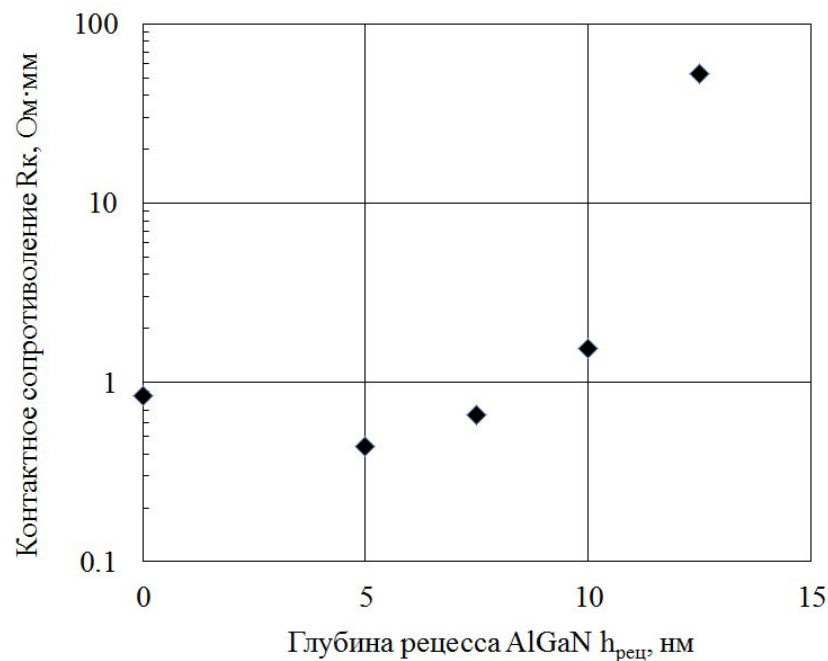


Рисунок 3.17 – Зависимость контактного сопротивления ОК глубины рецесса AlGaN при температуре отжига 550 °С. $t_{\text{отж}}=1$ мин.

Как видно из рис. 3.17 увеличение глубины рецесса Ta/Al (10/300 нм) ОК с 0 до 5 нм приводит к снижению контактного сопротивления ОК с 0,8 до 0,4 Ом·мм. Дальнейшее увеличение глубины рецесса приводит к росту контактного сопротивления до 53 Ом·мм. Таким образом для Ta/Al (10/300 нм) ОК при $T_{\text{отж}} = 550$ °С оптимальной глубиной рецесса AlGaN, позволяющей получить минимальное контактное сопротивление 0,4 Ом·мм является 5 нм, что составляет 50% от толщины AlGaN. Визуально на увеличении 1500 крат гладкость поверхности и ровность края рассматриваемых ОК сохраняется и не зависит от глубины рецесса AlGaN.

3.3 Выводы

В рамках данной работы разработаны низкотемпературные ($T_{\text{отж}} = 550$ °С) Ta/Al омические контакты к гетероструктуре AlGaN/GaN. Установлено, что:

1) Увеличение толщины Ta приводит к повышению оптимума температуры вжигания. Оптимальная толщина Ta составила 10 нм.

2) Увеличение толщины алюминия приводит к снижению минимально достижимого контактного сопротивления и росту температуры, необходимой для вжигания ОК. Оптимальная толщина Al составила 300 нм.

3) Необходимость в третьем (верхнем) слое металлизации ОК не подтверждена.

4) Рецесс барьерного слоя AlGaN на 5 нм позволяет снизить контактное сопротивление ОК с 0,8 Ом·мм (без рецесса) до 0,4 Ом·мм. Увеличение глубины рецесса свыше 5 нм приводит к росту контактного сопротивления вплоть до 53 Ом·мм при глубине рецесса 12,5 нм.

Глава 4

**Исследование влияния
конструктивно-технологических особенностей
изготовления анода на основе барьера Шоттки
на электрические характеристики мощных
AlGaN/GaN диодов**

**4.1 Исследование влияния материала барьера Шоттки на
электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов**

В данном разделе рассматривается влияние материала барьера Шоттки и расстояния анод-катод на токи прямого и обратного смещения, напряжение пробоя и ёмкость AlGaN/GaN диодов с шириной электродов 10 мм. Выбор материала барьера Шоттки для AlGaN/GaN диодов является нетривиальной задачей. От материала БШ зависят практически все характеристики диода: ток прямого смещения, ток утечки, ёмкость перехода, а следовательно и быстродействие, напряжение пробоя, термостабильность, надёжность и т.д. Высота барьера Шоттки ($\Phi_{\text{БШ}}$) определяется как разность между работой выхода электронов из металла ($\Phi_{\text{М}}$) и сродством электронов к полупроводнику (X) $\Phi_{\text{БШ}} = \Phi_{\text{М}} - X$ [31]. Сродство электронов к $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ зависит от мольной доли алюминия. В работе [130] приведены значения электронного сродства для мольной доли алюминия 0 - 1 (рис. 4.1)

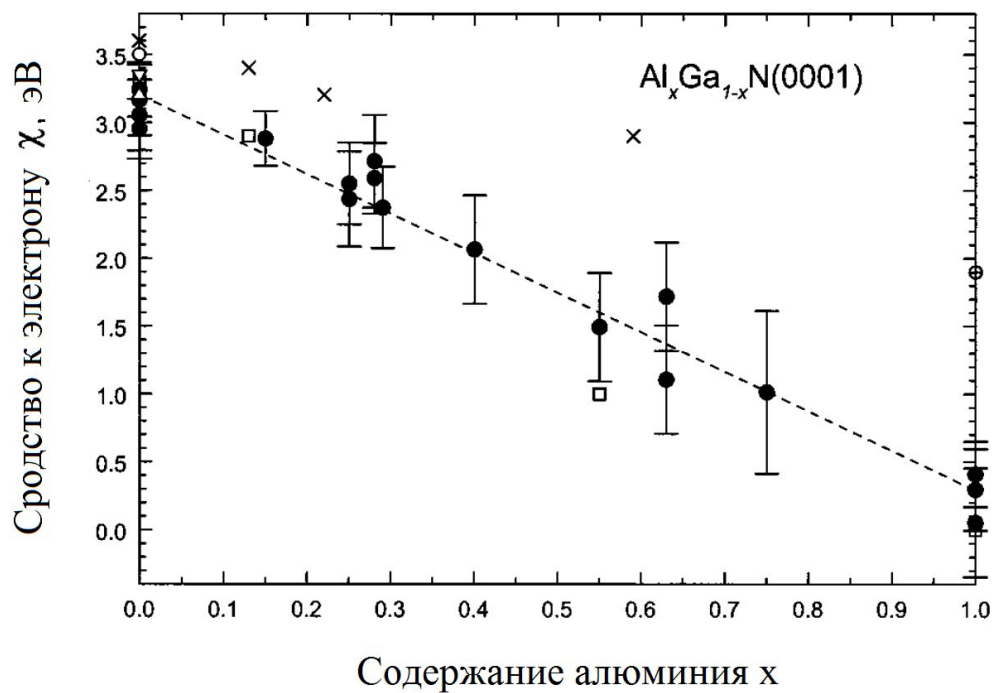


Рисунок 4.1 – Зависимость электронного сродства электронов к $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ от мольной доли алюминия [130]

Для используемой гетероструктуры $X(\text{Al}_{0,25}\text{Ga}_{0,75}\text{N}) = 2,5$ эВ. Расчётная максимальная высота БШ используемых материалов приведена в табл. 4.1.

Таблица 4.1 – Расчётная максимальная высота БШ контакта $\text{Me}/\text{Al}_{0,25}\text{Ga}_{0,75}\text{N}$

Металл	Работа выхода, эВ	$\Phi_{\text{БШ}} = \Phi_{\text{М}} - X$, эВ
Hf	3,95 [141]	1,45
Ta	4,25 [120]	1,75
Ti	4,33 [120]	1,83
Mo	4,6 [120]	2,1
Pd	5,12 [120]	2,62
Ni	5,15 [120]	2,65
Pt	5,65 [120]	3,15
WSi	5 - 6 [135]	2,5 - 3,5

В табл. 4.1 приведена максимально возможная расчётная высота БШ, достижимая только при идеальном качестве поверхностей металла и полу-

проводника. На практике повышенная плотность поверхностных состояний, дефекты и любые загрязнения будут сказываться на высоте БШ, понижая её. О степени различия реальной и расчётной высоты БШ можно судить сравнивая высоту БШ экспериментально определённую для Ni/Al_{0,25}Ga_{0,75}N в [99] $\Phi_{\text{БШ}}^{\text{эксп}} = 1,41$ эВ, и расчётную $\Phi_{\text{БШ}}^{\text{расч}} = 2,65$ эВ. Однако результаты расчётов можно использовать для качественной оценки барьера и для относительного разделения на материалы с большой и малой высотой БШ.

Наиболее распространённым материалом для БШ выступает Ni. Преимущество Ni БШ выражается в хорошем соотношении токов прямого смещения и токов утечки а также в удовлетворительной надёжности. Однако существуют материалы обладающие значительно лучшими характеристиками. Например Pt БШ отличаются высокой надёжностью, но повышают стоимость изделия, TiN БШ позволяют изготавливать AlGaN/GaN диоды на кремниевых фабриках, Pd БШ позволяют получать низкие токи утечки [100, 101]. В то же время свойства диода и характеристики конкретного БШ могут сильно зависеть от конструкции используемой гетероструктуры. В данной работе используется транзисторная pGaN/AlGaN/GaN гетероструктура, что вызывает необходимость селективного удаления слоя pGaN, приводящее к модификации поверхности AlGaN и изменению конечных характеристик приборов. В данной работе с целью поиска оптимального материала БШ для AlGaN/GaN исследованы Ti, Mo, Ta, Hf, Ni, Pd, Pt и WSi материалы. На рис. 4.2 приведена прямая ветвь ВАХ диодов с исследуемыми БШ. Расстояние анод-катод $L_{\text{а-к}}=7$ мкм.

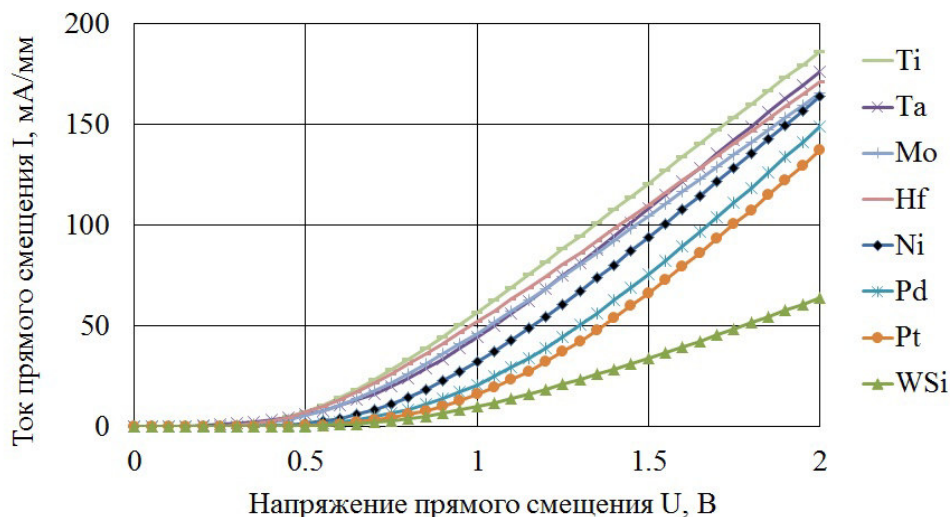


Рисунок 4.2 – Прямая ветвь ВАХ диодов с БШ на основе Ti, Mo, Ta, Hf, Ni, Pd, Pt, WSi, TiN. $L_{a-k}=7$ мкм. [131, 132, 133, 134]

Как видно из рис. 4.2 материал барьера Шоттки, определяющий его высоту, оказывает значительное влияние на токи прямого смещения разрабатываемых диодов. Наибольший ток прямого смещения (напряжение 1,2 В, $L_{a-k} = 3$ мкм) составил 145, 131, 116, 105, 85, 47, 38 и 22 мА/мм для Ti, Ta, Mo, Hf, Ni, Pd, Pt и WSi БШ соответственно. На рис. 4.3 приведена зависимость тока прямого смещения (при $U = 1,2$ В) от расстояния анод-катод.

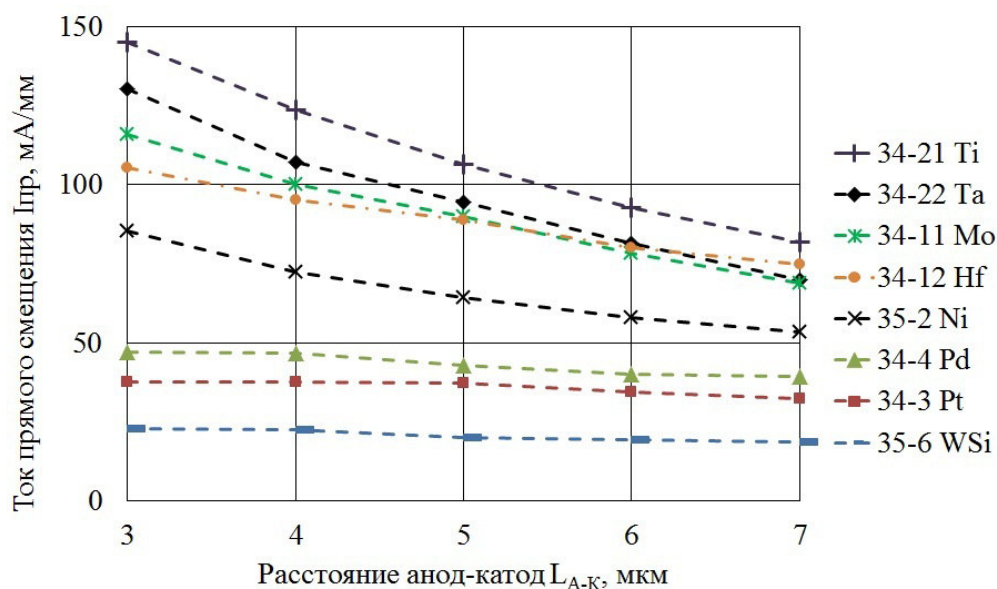


Рисунок 4.3 – Зависимость тока прямого смещения (при $U = 1,2$ В) от расстояния анод-катод для диодов с Ti, Mo, Ta, Hf, Ni, Pd, Pt и WSi БШ

Из рис. 4.3 видно, что с увеличением расстояния анод-катод ток прямого смещения снижается. Данный эффект обусловлен увеличением электрического сопротивления канала диода вызванного увеличением пути, который необходимо пройти носителям заряда в двумерном электронном газе, причём чем ниже высота БШ, тем больше вклад сопротивления канала в общее сопротивление диода и тем сильнее падает ток прямого смещения с увеличением расстояния анод-катод. Поэтому при увеличении $L_{а-к}$ до 7 мкм наблюдается снижение тока прямого смещения до 85, 75, 70, 69, 53, 39, 32 и 19 мА/мм для Ti, Hf, Ta, Mo, Ni, Pd, Pt и WSi БШ соответственно.

В табл. 4.2 приведены основные характеристики диода, определённые по прямой ветви ВАХ: напряжение открывания по уровню тока 1 мА/мм ($U_{откр}$), ток при прямом смещении 1,2 В ($I_{пр}$), напряжение прямого смещения при котором достигается ток 100 мА/мм ($U_{пр}$) и удельное сопротивление в открытом состоянии ($R_{откр\ уд}$, мОм·см²).

Таблица 4.2 – Характеристики прямой ветви ВАХ диодов

Барьер Шоттки	$U_{откр}$, В	$I_{пр}$, мА/мм	$U_{пр}$, В	$R_{откр\ уд}$, мОм·см ²
WSi	0,6	19	2,55	3,06
Pt	0,55	32	1,75	2,1
Pd	0,5	39	1,7	2,04
Ni	0,45	55	1,55	1,86
Mo	0,33	69	1,45	1,76
Hf	0,33	75	1,45	1,74
Ti	0,3	82	1,35	1,62
Ta	0,25	67	1,45	1,74

Как видно из табл. 4.2 материал барьера Шоттки оказывает определяющее влияние на характеристики прямой ветви ВАХ разрабатываемых диодов. Наибольшим $U_{откр}$ и, как следствие $U_{пр}$ обладают диоды с БШ на основе тугоплавкого бинарного соединения WSi. Данные барьеры представляют интерес благодаря потенциальной термостабильности. Наиболее часто

встречаемые в литературе Ni, Pd и Pt БШ обладают близкими значениями $U_{\text{откр}}$ (0,45 - 0,55 В) и $U_{\text{пр}}$ (1,55-1,75 В). Наибольшим $I_{\text{пр}}$ обладает Ni барьер (55 мА/мм). Группа металлов Mo, Hf, Ti и Ta образуют барьеры Шоттки со схожими характеристиками прямой ветви ВАХ. Данные диоды обладают низким значением напряжения открывания (0,25-0,3 В) и $U_{\text{пр}}$ (1,3-1,45 В) и самыми высокими токами прямого смещения (69-87 мА/мм).

В целом, полученный результат согласуется с расчётными данными по высоте БШ, приведёнными в табл. 4.1: через БШ на основе металлов с малой работой выхода (Ta, Ti и Mo) и низкой расчётной высотой барьера Шоттки, протекают большие токи прямого смещения, чем через Ni, Pt и Pd БШ с более высокой работой выхода и высотой барьера. Кроме того, в работе [136] напряжение открывания диодов с Ni контактом Шоттки к AlGaIn для $L_{\text{а-к}}=8$ мкм составило 0,43 В, что близко к $U_{\text{откр}}=0,45$ В, полученному в данной работе.

На рис. 4.4 приведена обратная ветвь ВАХ диодов с рассматриваемыми барьерами Шоттки. Расстояние анод-катод $L_{\text{а-к}}=7$ мкм.

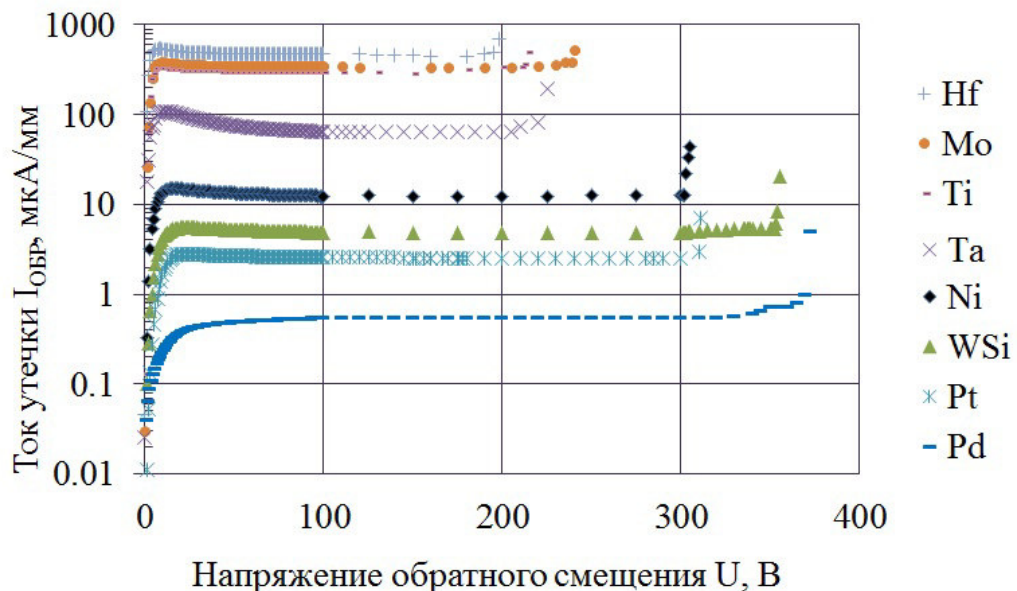


Рисунок 4.4 – Обратная ветвь ВАХ диодов с БШ на основе Ti, Mo, Ta, Hf, Ni, Pd, Pt, WSi, TiN. $L_{\text{а-к}}=7$ мкм.

Как видно из рис. 4.4 материал барьера Шоттки оказывает определяющее влияние на характеристики обратной ветви ВАХ рассматриваемых дио-

дов. Диоды с БШ на основе Hf, Ti, Mo и Ta обладают значительно большими токами утечки, по сравнению с остальными рассматриваемыми диодами. Напряжение пробоя у этой группы БШ находится в диапазоне 200-250 В. БШ на основе Ni, WSi и Pt обладают схожими токами утечки 13, 5 и 3 мкА/мм соответственно. Напряжение пробоя составило 300, 310 и 350 В для Ni, Pt и WSi БШ соответственно. Наименьшим током утечки из рассматриваемых БШ обладает Pd: 0,55 мкА/мм. Напряжение пробоя составило 365 В. Обобщая полученный результат можно говорить о том, что диоды с БШ на основе металлов с малой работой выхода (и, как следствие, малой высотой БШ) (Ti, Mo, Ta) обладают большими токами утечки и меньшим напряжением пробоя, чем диоды с БШ на основе металлов с высокой работой выхода и высоким БШ.

На рис. 4.5 приведена зависимость напряжения пробоя рассматриваемых диодов от расстояния анод-катод.

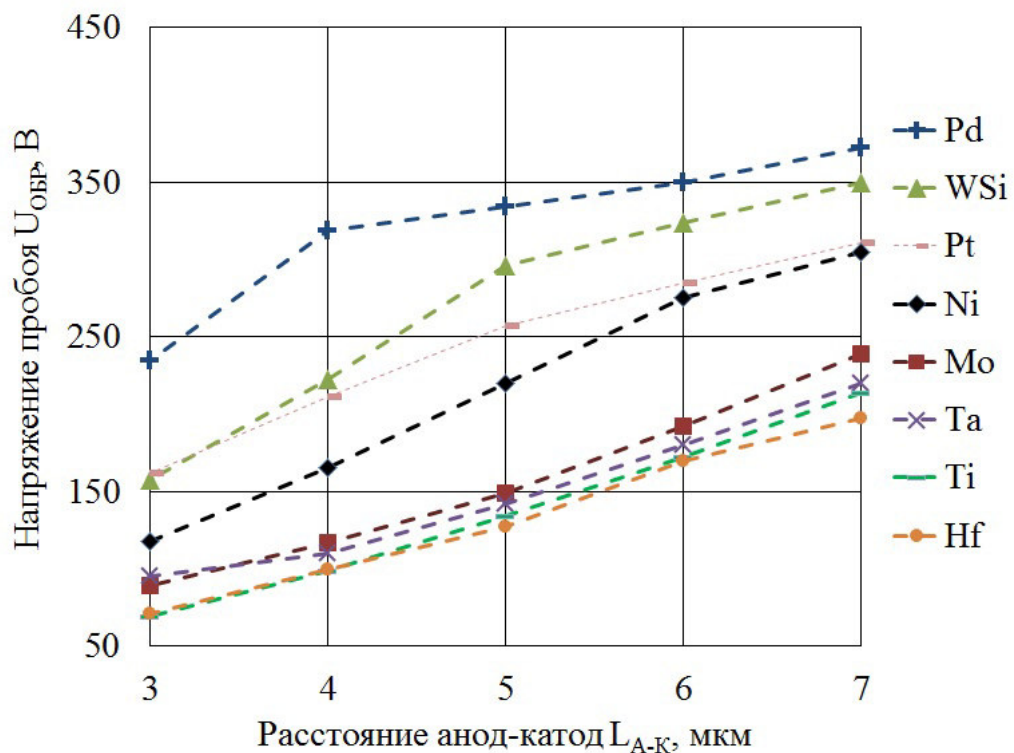


Рисунок 4.5 – Зависимость напряжения пробоя от расстояния анод-катод для Ti, Mo, Ta, Hf, Ni, Pd, Pt, WSi БШ. Ширина электродов 10 мм.

Для ДШ на основе гетероструктуры AlGaIn/GaN, выращенной на крем-

ниевой подложке, характерно повышение напряжения пробоя при росте расстояния анод-катод при малых значениях L_{a-k} , определяемых строением буферного слоя [137, 138]. При малых L_{a-k} пробой происходит по поверхности полупроводника и напряжение пробоя растёт в близком соответствии с формулой 4.1:

$$U_{обр} = E_{пр} \cdot h \quad (4.1)$$

где $E_{пр}$ - электрическая прочность;

h - расстояние между электродами.

При превышении L_{a-k} определённого значения, определяемого строением буферного слоя, рост напряжения пробоя с увеличением L_{a-k} прекращается, при этом пробой становится вертикальным и проходит через буферный слой гетероструктуры [139]. Такое поведение зависимости напряжения пробоя от расстояния анод-катод объясняется тем, что при малых L_{a-k} горизонтальный компонент электрического поля обладает наибольшей напряжённостью и является главной причиной пробоя, происходящего в основном по поверхности полупроводника. С увеличением L_{a-k} возникает эффект "рассеяния" горизонтальной составляющей электрического поля и снижения её напряжённости при тех же значениях прикладываемого напряжения. Вместе с этим происходит рост влияния вертикальной составляющей электрического поля и при больших значениях L_{a-k} она становится доминирующим фактором, определяющим напряжение пробоя 4.1.

Как видно из рис. 4.5 электрической прочности буфера используемой гетероструктуры достаточно для получения напряжения пробоя диодов более 350 В. Помимо электрической прочности буфера и поверхности гетероструктуры важный вклад в напряжение пробоя диодов вносит высота барьера Шоттки. Из рис. 4.5 видно, что диоды с большой высотой БШ (Pd, WSi, Ni, Pt) обладают большим напряжением пробоя, чем диоды с низкой высотой БШ (Ta, Ti, Hf, Mo).

В табл. 4.3 представлены параметры, характеризующие обратную ветвь ВАХ диодов: напряжение пробоя диодов с шириной электродов 10 мм и рас-

стоянием анод-катод 7 мкм $U_{обр}$, ток утечки $I_{обр}$, отношение тока прямого смещения при напряжении 1,2 В к току утечки $\frac{I_{пр}}{I_{обр}}$, комплексный показатель качества КПК, равный отношению квадрата напряжения пробоя к удельному сопротивлению в открытом состоянии ($КПК=U_{обр}^2/R_{откр\ уд}$) и ёмкость C на частоте 1 МГц при обратном смещении 40 В и амплитуде синусоидального сигнала 100 мВ.

Таблица 4.3 – Характеристики обратной ветви ВАХ диодов

БШ	$U_{обр}$, В	$I_{обр}$, мкА/мм	$\frac{I_{пр}}{I_{обр}}$	$C_{пкФ}/мм$	КПК, МВт/см ²
WSi	350	4,9	$4,0 \cdot 10^6$	0,5	40
Pt	315	2,6	$1,2 \cdot 10^7$	0,2	46
Pd	370	0,5	$7,5 \cdot 10^7$	0,1	68
Ni	300	12,7	$4,3 \cdot 10^6$	0,2	50
Mo	240	347	$2,2 \cdot 10^5$	0,3	32
Hf	200	471	$1,5 \cdot 10^5$	0,2	22
Ti	215	294	$2,9 \cdot 10^5$	0,2	28
Ta	220	67	$1,0 \cdot 10^6$	0,1	28

Как видно из табл. 4.3 диоды с анодами на основе металлов с большой высотой БШ (Pd, Pt, Ni, WSi) обладают большим отношением прямого тока к обратному и, одновременно, большим напряжением пробоя, чем диоды с низким БШ (Ti, Ta, Mo, Hf). Не смотря на то, что токи прямого смещения у БШ с низкой высотой барьера в 1,5-2 раза выше, ток обратного смещения диодов с большой высотой БШ может быть ниже на несколько порядков. То есть можно говорить о том, что токи прямого и обратного смещения растут не пропорционально друг другу при снижении высоты БШ рассматриваемых диодов. Данное замечание будет использоваться ниже при рассмотрении влияния рецесса анодного контакта. Кроме того, напряжение пробоя у диодов с высоким БШ значительно выше, чем у диодов с низким БШ. Таким образом, диоды с большой высотой БШ обладают большим КПК. Наибольшим КПК обладают диоды с Pd БШ. Однако, как показала дальнейшая термотрениров-

ка, Pd барьер деградирует при относительно низких температурах: 200-250 °С, поэтому для дальнейших исследований был выбран Ni БШ, обладающим вторым по величине КПК (50 МВт/см^2) из рассматриваемых БШ.

На рис. 4.6 приведена зависимость слоевого сопротивления и контактного сопротивления ОК от температуры отжига, определённых методом ТЛМ. Отжиг при каждой температуре проводился в течение 3 ч.

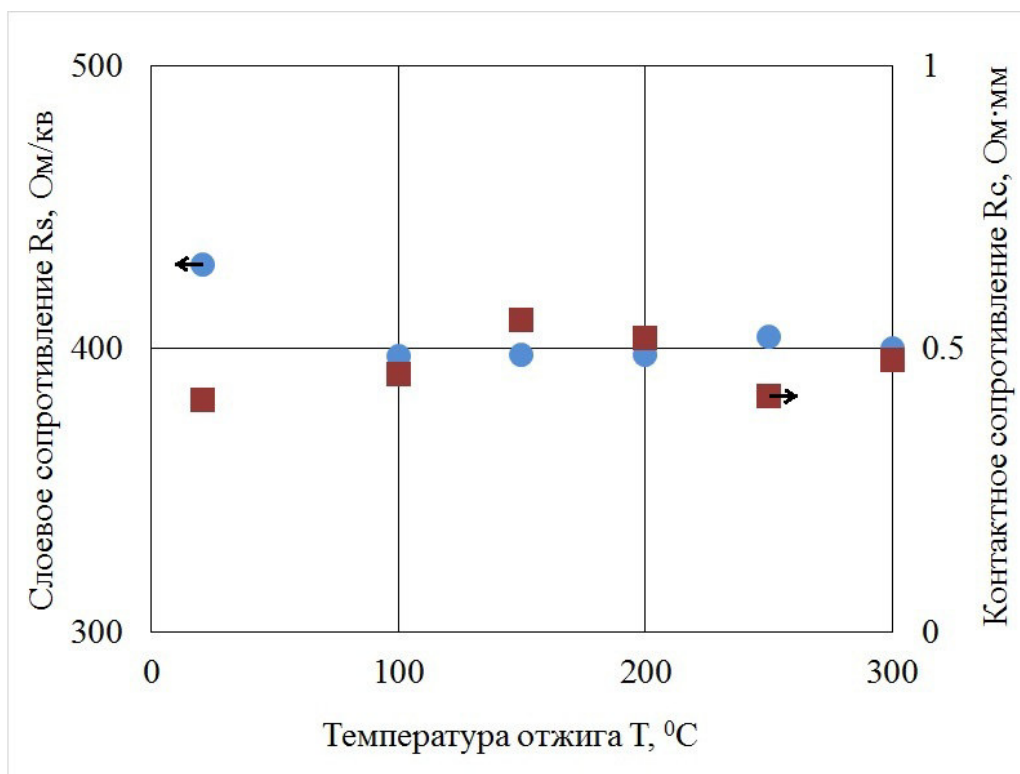


Рисунок 4.6 – Зависимость слоевого сопротивления (по основной оси) и контактного сопротивления ОК (по вспомогательной оси) от температуры отжига

Из рис. 4.6 видно, что слоевое сопротивление гетероструктуры и контактное сопротивление применяемых Ta/Al (10/300 нм) ОК не деградируют при отжиге на атмосфере при температурах до 300 °С. Данный результат согласуется с работой [112], в которой авторы проводили отжиг Ta/Al/Ta (10/140/20 нм и 10/280/20 нм) ОК на атмосфере при $T_{\text{отж}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 400 часов без видимой деградации контактного сопротивления. Таким образом, влияние ОК и слоевого сопротивления на результаты термотренировки диодов в таких же условиях можно исключить.

На рис. 4.7 приведена зависимость тока прямого и обратного смещения

от температуры отжига для диодов с Ni БШ. Отжиг при каждой температуре проводился в течение 3 ч.

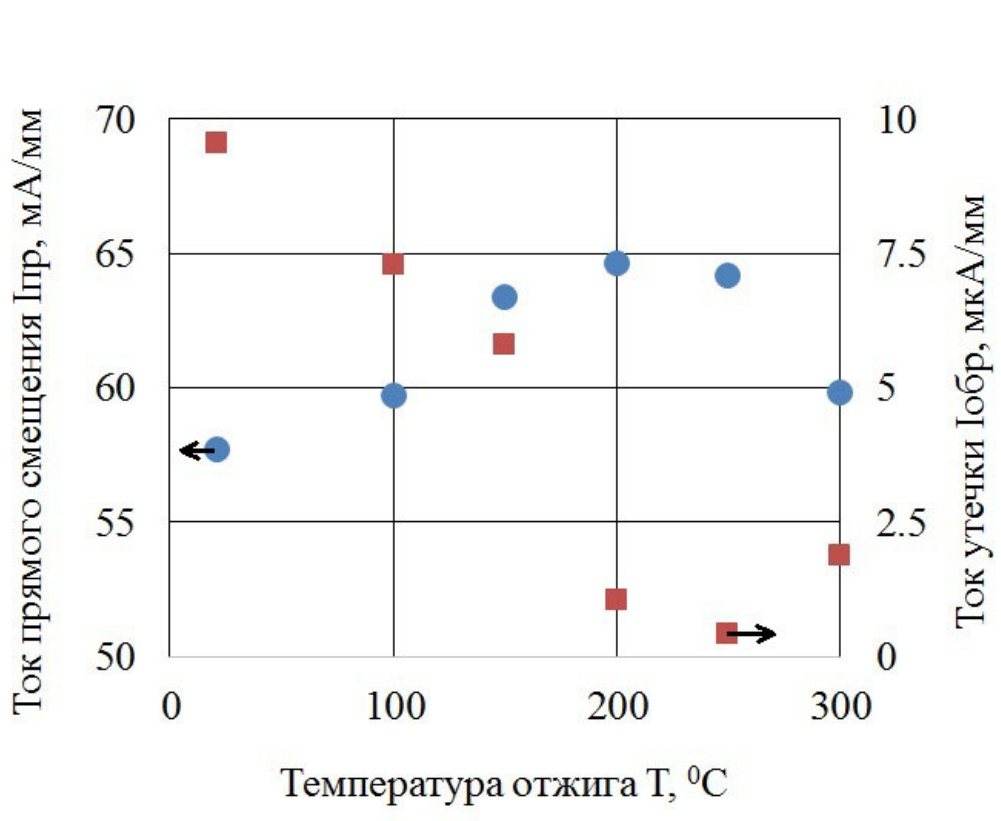


Рисунок 4.7 – Зависимость тока прямого (по основной оси) и обратного (по вспомогательной оси) смещения от температуры отжига для диодов с Ni БШ.

Из рис. 4.7 видно, что в результате тренировки ток прямого смещения вырос с 58 мА/мм до 65 мА/мм при $T_{\text{отж}} = 200 ^\circ\text{C}$. Дальнейший рост температуры привёл к снижению $I_{\text{пр}}$ до 60 мА/мм при $T_{\text{отж}} = 300 ^\circ\text{C}$. Таким образом общее изменение тока прямого смещения составило 2 мА/мм или +3,5% от начального значения. В то же время в результате термотренировки наблюдается снижения тока обратного смещения с 9,5 мкА/мм до 0,4 мкА/мм при $T_{\text{отж}} = 250 ^\circ\text{C}$. Увеличение $T_{\text{отж}}$ до 300 $^\circ\text{C}$ привело к росту $I_{\text{обр}}$ до 1,9 мкА/мм. Таким образом общее изменение тока обратного смещения в результате термотренировки составило 7,6 мкА/мм или -80% от начального значения. Поскольку значительных изменений в гетероструктуре и ОК при рассматриваемом режиме термотренировки не происходит, изменения в параметрах ВАХ диода может быть вызвано либо поверхностными эффектами, либо изменением барьера. Так как прямая ветвь ВАХ не претерпела

значительных изменений, можно предположить, что уменьшение токов утечки вызвано дегазацией применяемого диэлектрика и улучшением качества поверхностной границы AlGaN/GaN. В пользу этого предположения говорят работы [47, 46, 139], в которых авторы отмечают значительное влияние ловушек и поверхностных состояний AlGaN на ток утечки AlGaN/GaN ДШ.

4.2 Исследование влияния рецесса анодной области AlGaN и длины анодного полевого электрода на электрические характеристики мощных AlGaN/GaN диодов

В данном разделе рассмотрено влияние рецесса (углубления) анодной области на токи прямого и обратного смещения и напряжение пробоя AlGaN/GaN диодов с Ni барьером Шоттки и шириной электродов 10 мм. Под анодным рецессом подразумевается углубление под металлизацией барьерного контакта выполненное методом плазмохимического травления в $\text{BCl}_3 + \text{O}_2$ индуктивно-связанной плазме (рис. 4.8).

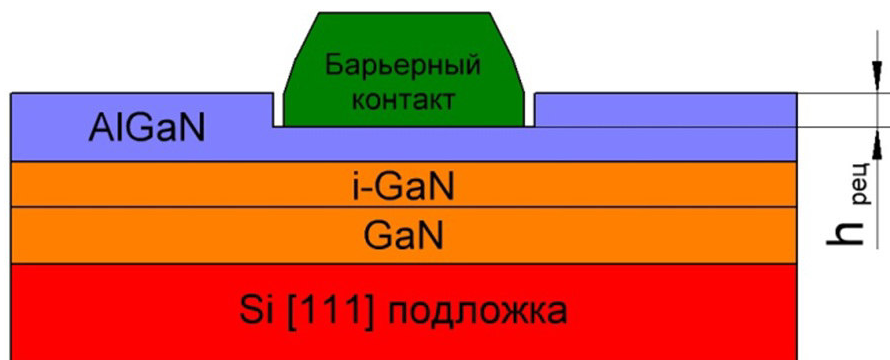


Рисунок 4.8 – Иллюстрация анодного рецесса, $h_{\text{рец}}$ - глубина рецесса

На рис. 4.9 приведена прямая ветвь ВАХ диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм (а) и зависимость напряжения открывания и напряжения прямого смещения от глубины анодного рецесса (б). Расстояние анод-катод 7 мкм.

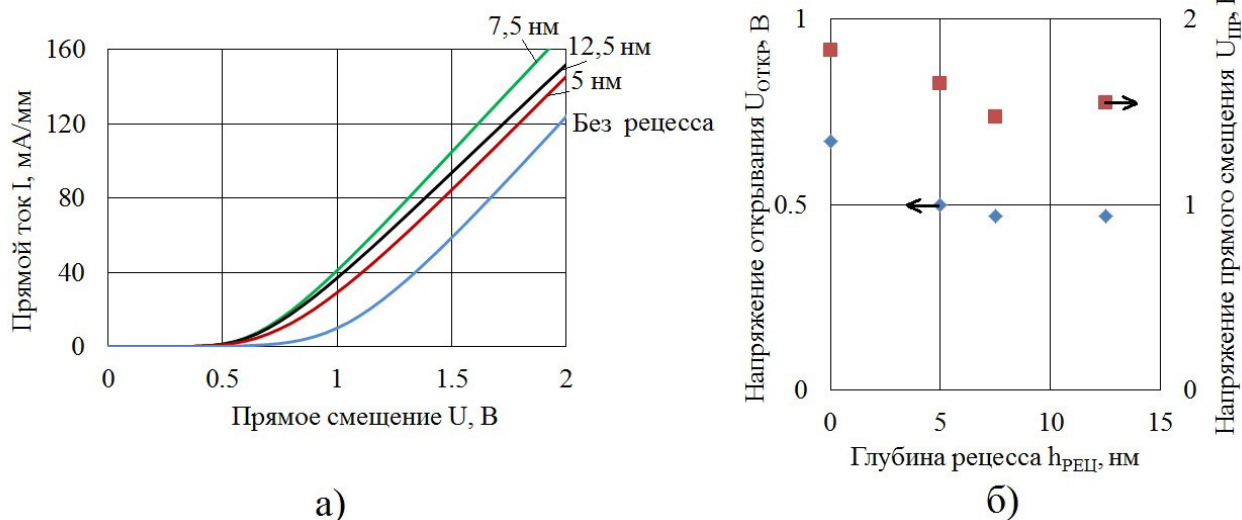


Рисунок 4.9 – Прямая ветвь ВАХ диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм (а). Зависимость напряжения открывания (по основной оси) и напряжения прямого смещения (по вспомогательной оси) от глубины рецесса (б). $L_{а-к} = 7$ мкм. [140]

Из рис. 4.9 (а) видно, что увеличение глубины анодного рецесса с 0 до 7,5 нм приводит к росту тока прямого смещения с 25 до 65 мА/мм (при $U=1.2$ В), или в 2,6 раза. Перетрав барьера AlGaN не приводит к росту тока прямого смещения относительно глубины 7,5 нм. Из рис. 4.9 (б) видно, что увеличение глубины рецесса до 7,5 нм приводит к снижению напряжения открывания с 0,67 В до 0,47 В, а напряжения прямого смещения с 1,83 В до 1,47 В. Перетрав барьерного слоя AlGaN приводит к увеличению напряжения прямого смещения до 1,55 В и не приводит к изменению напряжения открывания.

Выше было показано (рис. 4.2), что высота барьера Шоттки (Ф_{БШ}) сильно влияет на токи прямого смещения разрабатываемых диодов. Как известно из литературы [141], высота БШ очень чувствительна к качеству поверхности границы раздела металл/полупроводник. В результате процесса плазмохимического травления рецесса происходит значительное нарушение поверхности AlGaN, что может приводить к снижению высоты барьера Шоттки. Увеличение токов прямого смещения может быть вызвано как уменьшением толщины высокоомного нелегированного AlGaN (являющимся, по сути, узкозонным диэлектриком), так и снижением высоты барьера Шоттки Ni/AlGaN, вследствие нарушения границы раздела контакта металл/полупроводник и повышения плотности поверхностных состояний. При приближении глубины

рецесса к толщине AlGaN и при перетраве происходит формирование сложной структуры барьеров: горизонтальный барьер сменяется с Ni/Al_{0.25}Ga_{0.75}N ($\Phi_{\text{БШ}} = 1,41$ эВ, взято из [99]) на Ni/GaN ($\Phi_{\text{БШ}} = 1,05$ эВ, взято из [120]), также образуется два торцевых барьера Ni/Al_{0.25}Ga_{0.75}N и Ni/GaN (рис. 4.10).

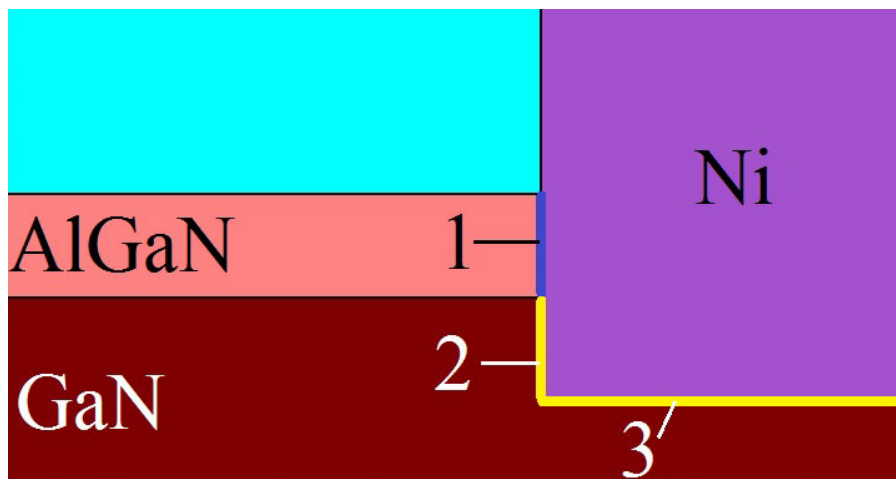


Рисунок 4.10 – Иллюстрация формирования двух торцевых барьеров Ni/AlGaN (1), Ni/GaN (2) и горизонтального барьера Ni/GaN (3) при глубине рецесса больше толщины AlGaN

Как только произошло формирование структуры, показанной на рис. 4.10, дальнейшее увеличение глубины рецесса не оказывает существенного влияния на характеристики диодов. Поэтому между характеристиками диодов с глубиной рецесса 7,5 нм и 12,5 нм не наблюдается существенной разницы.

Некоторое снижение токов прямого смещения при перетраве AlGaN (в области напряжений >1 В) может быть вызвано попаданием плазмы во время процесса травления в область двумерного электронного газа, что может генерировать дефекты, негативно сказывающиеся как на плотности ДЭГ, так и на его подвижности. Кроме того, тонкий слой AlGaN может защищать ДЭГ от загрязнений и дефектов, получаемых во время межоперационного пролёживания. В работе [142] авторы разделяют металлизацию анода на области омического и барьерного типа проводимости. При полном, или почти полном удалении AlGaN, поток электронов, проходящих через барьерную область анода значительно возрастает и подавляет поток электронов, проходящий

через омическую область анода, что, по мнению авторов, компенсирует возможный рост тока за счёт непосредственного контакта металла анода с ДЭГ.

На рис. 4.11 приведена зависимость напряжения прямого смещения диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм от расстояния анод-катод.

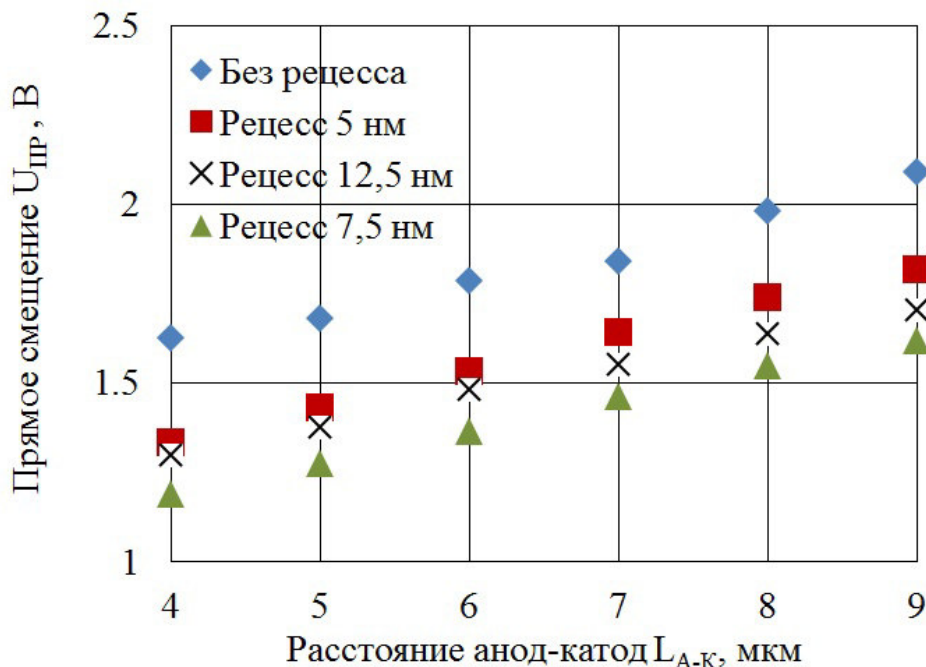


Рисунок 4.11 – Зависимость напряжения прямого смещения диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм от расстояния анод-катод

Как видно из рис. 4.11, с увеличением расстояние анод-катод растёт и напряжение, при котором достигается ток 100 мА/мм. Это является следствием повышения падения напряжения на канале диода за счёт увеличения сопротивления канала, возрастающим с увеличением пути, который необходимо пройти носителям заряда от анода к катоду. Другими словами, растёт длина проводника между барьерным и омическим контактом. Также можно отметить, что поведение $U_{пр}$, приведённое на рис. 4.9 сохраняется в диапазоне расстояний анод-катод 4-9 мкм. Это говорит о том, что даже в случае максимально возможного снижения потенциального барьера между анодом и ДЭГ (достигаемого при $h_{рец} = 7,5$ нм), а также при непосредственном контакте металла БШ с ДЭГ, электрическое сопротивление канала вносит значительный вклад в ограничение тока прямого смещения. Наименьшее значение $U_{пр} = 1,2$ В достигнуто при $h_{рец} = 7,5$ нм и $L_{а-к} = 4$ мкм.

Возможным способом уменьшения $U_{пр}$ является повышение толщины барьерного слоя AlGaN, приводящее к повышению концентрации электронов в ДЭГ, что подтверждается работами [146]: $h_{AlGaN} = 20$ нм, $h_{рец} = 15$ нм, $U_{пр} = 1,38$, при $L_{а-к} = 8$ мкм, [136]: $h_{AlGaN} = 26$ нм, $h_{рец} = 40$ нм, $U_{пр} = 1,3$, при $L_{а-к} = 8$ мкм.

Также в работе исследовалось влияние температуры на токи прямого смещения (рис. 4.12)

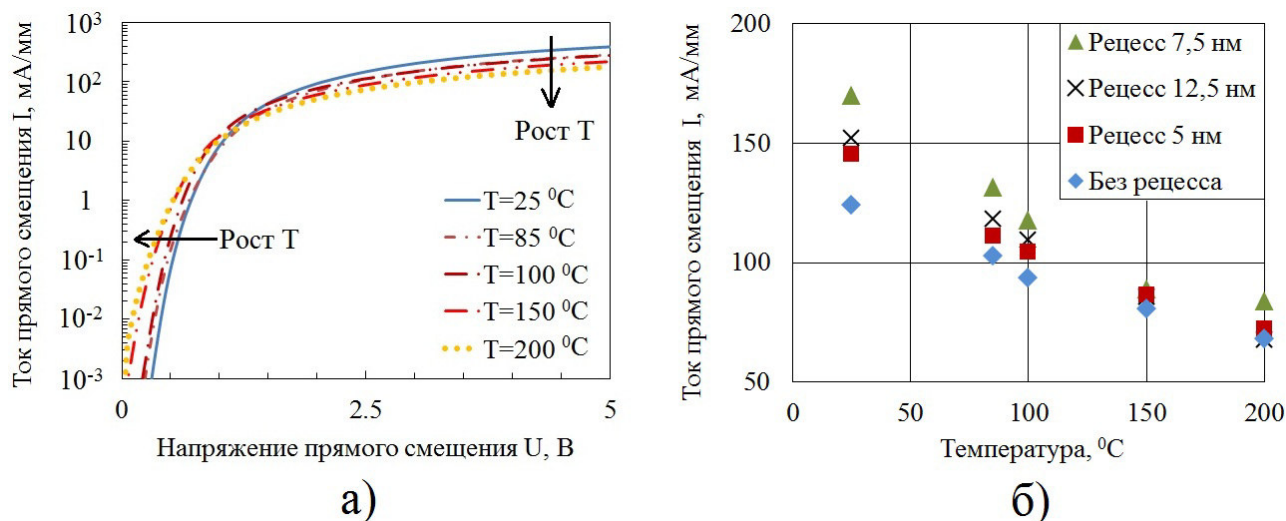


Рисунок 4.12 – Прямая ветвь ВАХ диодов с Ni БШ без рецесса анода при температуре 25 - 200 °С (а) и зависимость тока прямого смещения при $U = +2$ В от температуры для $h_{рец} = 0 - 12,5$ нм (б). $L_{а-к} = 7$ мкм.

Как видно из рис. 4.12 (а) зависимость тока прямого смещения от температуры имеет два участка: в области напряжений до 1,2 В увеличение температуры приводит к росту токов прямого смещения, в области напряжений свыше 1,2 В с увеличением температуры токи прямого смещения падают. Такое поведение прямой ветви ВАХ может быть вызвано снижением подвижности ДЭГ при росте температуры (рис. 1.14). В области низких напряжений и плотностей тока соударение носителей заряда друг с другом слабо влияет на длину свободного пробега и увеличение сопротивления вследствие снижения подвижности компенсируется ростом надбарьерной термоэлектронной эмиссии вследствие повышения температуры. Прямая ветвь ВАХ разработанных диодов ведёт себя как классическая ВАХ ДШ. Увеличение напряжения, и связанный с этим рост плотности тока, приводит к значительному повышению

вероятности взаимного соударения носителей заряда, уменьшению длины свободного пробега и росту сопротивления диода. Подвижность электронов вносит значительный вклад в сопротивление диодов и токи прямого смещения начинают уменьшаться с ростом температуры. Такое поведение прямой ветви ВАХ не меняется во всём диапазоне исследуемых $h_{\text{рец}}$ (рис. 4.12 (б)). Рост температуры приводит к уменьшению токов прямого смещения при превышении напряжения прямого смещения 1,2, 1, 0,65 и 0,6 В для $h_{\text{рец}} = 0, 5, 7,5$ и 12,5 нм соответственно.

На рис. 4.13 приведена обратная ветвь ВАХ диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм (а) а также зависимость напряжения пробоя и тока обратного смещения от глубины рецесса (б).

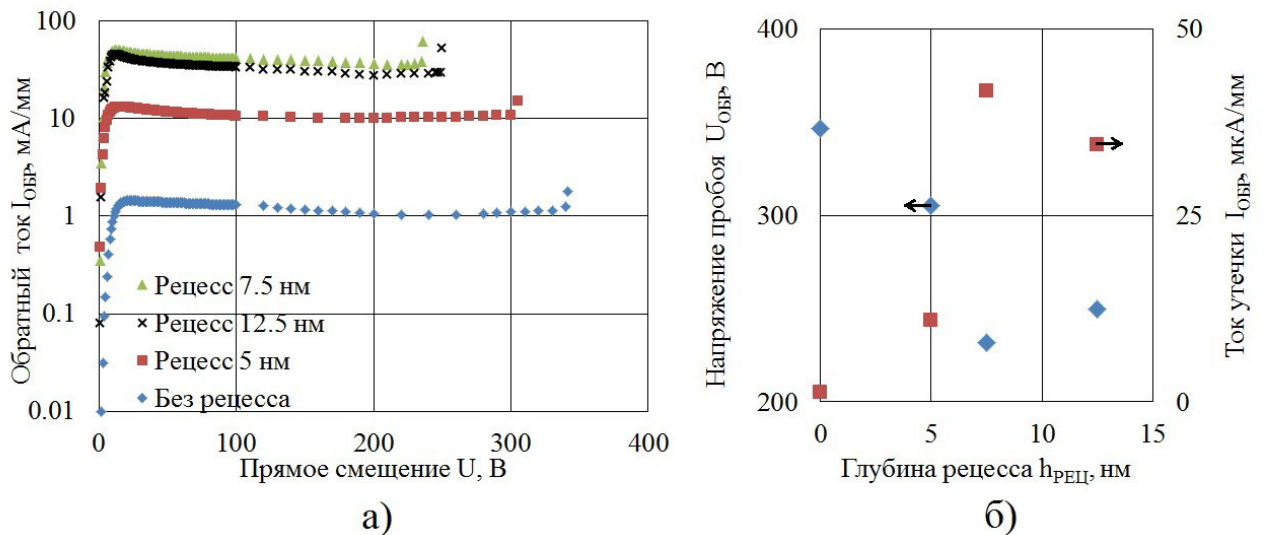


Рисунок 4.13 – Обратная ветвь ВАХ диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм (а) и зависимость напряжения пробоя (по основной оси) и тока обратного смещения (по вспомогательной оси) от глубины рецесса (б)

Как видно из рис. 4.13 (а), увеличение глубины анодного рецесса до 7,5 нм приводит к росту тока обратного смещения с 1,3 мкА/мм до 42 мкА/мм (в 32 раза) и уменьшению напряжения пробоя с 340 В до 230 В. Дальнейшее увеличение глубины рецесса до 12,5 нм приводит к снижению тока обратного смещения до 34 мкА/мм и увеличению напряжения пробоя до 250 В. Данное поведение токов обратного смещения хорошо согласуется с предположением о изменении высоты БШ вследствие формирования анодного рецесса. Выше

было показано (табл. 4.3), что уменьшение высоты барьера Шоттки приводит к значительному увеличению токов утечки и снижению напряжения пробоя диодов.

Изменение глубины рецесса с 0 до 7,5 приводит к повышению токов обратного смещения в 32 раза, в то время как токи прямого смещения увеличиваются значительно меньше - в 2,6 раз. Такая непропорциональность между увеличением токов прямого и обратного смещения не может быть вызвана одним лишь изменением толщины высокоомного слоя AlGaIn, отделяющим ДЭГ от металлизации барьерного контакта. Скорее всего, значительный рост токов обратного смещения дополнительно вызван снижением высоты барьера Шоттки. Подтверждением уменьшения высоты БШ служит изменение характеристик диодов с Ni БШ в сторону характеристик диодов с Ta БШ, проиллюстрированное в табл. 4.4

Таблица 4.4 – Сравнение характеристик диодов с Ni БШ без рецесса и при $h_{\text{рец}} = 7,5$ нм с характеристиками диодов с Ta БШ

БШ	$h_{\text{рец}}$, нм	$U_{\text{обр}}$, В	$I_{\text{обр}}$, мкА/мм	$U_{\text{пр}}$, В	$I_{\text{пр}}$, mA/мм
Ni	0	340	1,3	1,84	25
Ni	7,5	230	42	1,47	65
Ta	5	220	67	1,45	67

Как видно из табл. 4.4 диоды с Ni БШ и $h_{\text{рец}} = 7,5$ нм на много ближе по своим параметрам к диодам с Ta БШ, чем к диодам с Ni БШ без рецесса анода. О снижении качества потенциального барьера в результате формирования рецесса AlGaIn и повышении вследствие этого токов обратного смещения говорится также в работе [147].

На рис. 4.14 приведена зависимость максимально допустимого напряжения обратного смещения от расстояния анод-катод (а) и от температуры (б) для диодов с Ni БШ и рецессом анода 0-12,5 нм.

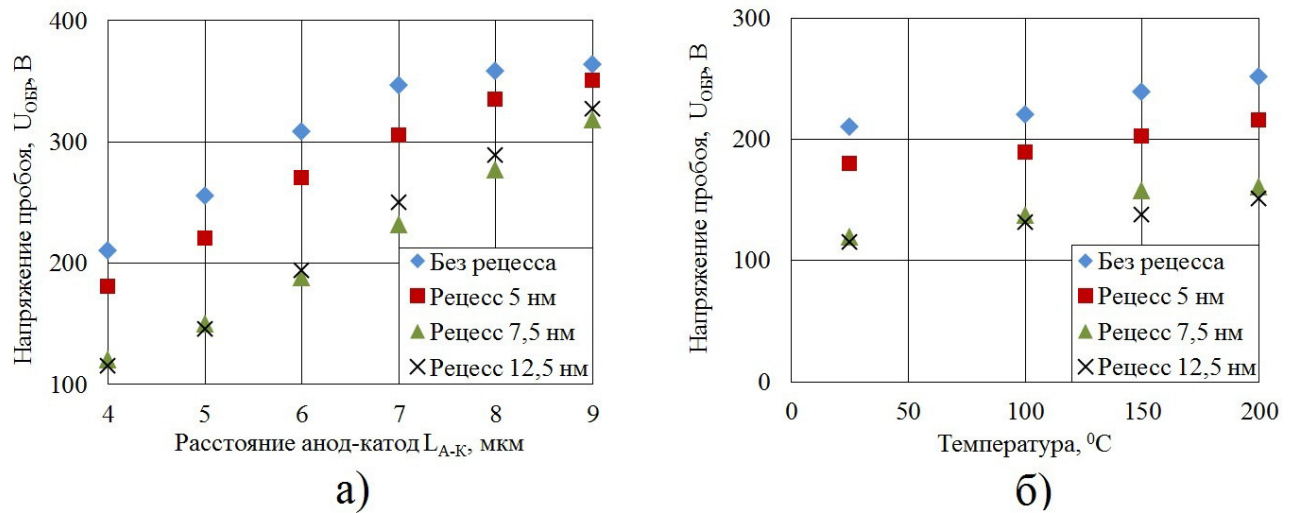


Рисунок 4.14 – Зависимость напряжения пробоя от расстояния анод-катод (а) и зависимость напряжения пробоя от температуры для $L_{a-k} = 4$ мкм (б) диодов с Ni БШ и $h_{рец} = 0 - 12,5$ нм

Из рис. 4.14 (а) видно, что увеличение глубины анодного рецесса до 7,5 нм приводит к уменьшению напряжения пробоя во всём диапазоне рассматриваемых расстояний анод-катод. Кроме того, зависимость $U_{обр}$ от L_{a-k} для диодов без рецесса анода обладает характерным насыщением, описанным в [137]. Авторы объясняют насыщение зависимости $U_{обр}$ от L_{a-k} вертикальным пробоем через буферный слой, превалирующим при больших значениях L_{a-k} . Наибольшее напряжение пробоя разработанных диодов $U_{обр} = 363$ В достигнуто для диодов без рецесса анода при $L_{a-k} = 9$ мкм. Таким образом, можно сделать вывод что для применяемой гетероструктуры максимально достижимое напряжение обратного смещения Ni БШ не превышает 370-380 В. Электрическая прочность (E_c) всей системы ОК, AlGaN, GaN, ДЭГ, БК в данной работе составляет не более 0,53 МВ/см. Для GaN теоретически предсказанная $E_c = 3$ МВ/см [3], для AlGaN экспериментально получены значения $E_c = 1,3$ МВ/см [143]. Таким образом, оптимизацией слоёв GaN и AlGaN потенциально возможно увеличение напряжения пробоя в 2 - 2,5 раза. Уменьшение напряжения пробоя с ростом глубины рецесса до 7,5 нм может быть связано с уменьшением высоты потенциального барьера, что приводит к уменьшению напряжения, необходимого для лавинообразного нарастания носителей заряда в канале диода. О лавинном механизме пробоя свидетельствует рост на-

пряжения пробоя с увеличением температуры диодов (4.14 (б)). Увеличение глубины ресса до 12,5 нм вызывает более плавное распределение электрического поля в области канала диода, что несколько повышает напряжение пробоя. Результаты математического моделирования в среде Silvaco TCAD распределения электрического поля близи барьерного контакта при обратном смещении 10 В для глубины анодного ресса 7,5 и 12,5 нм приведены на рис. 4.15 [144, 145].

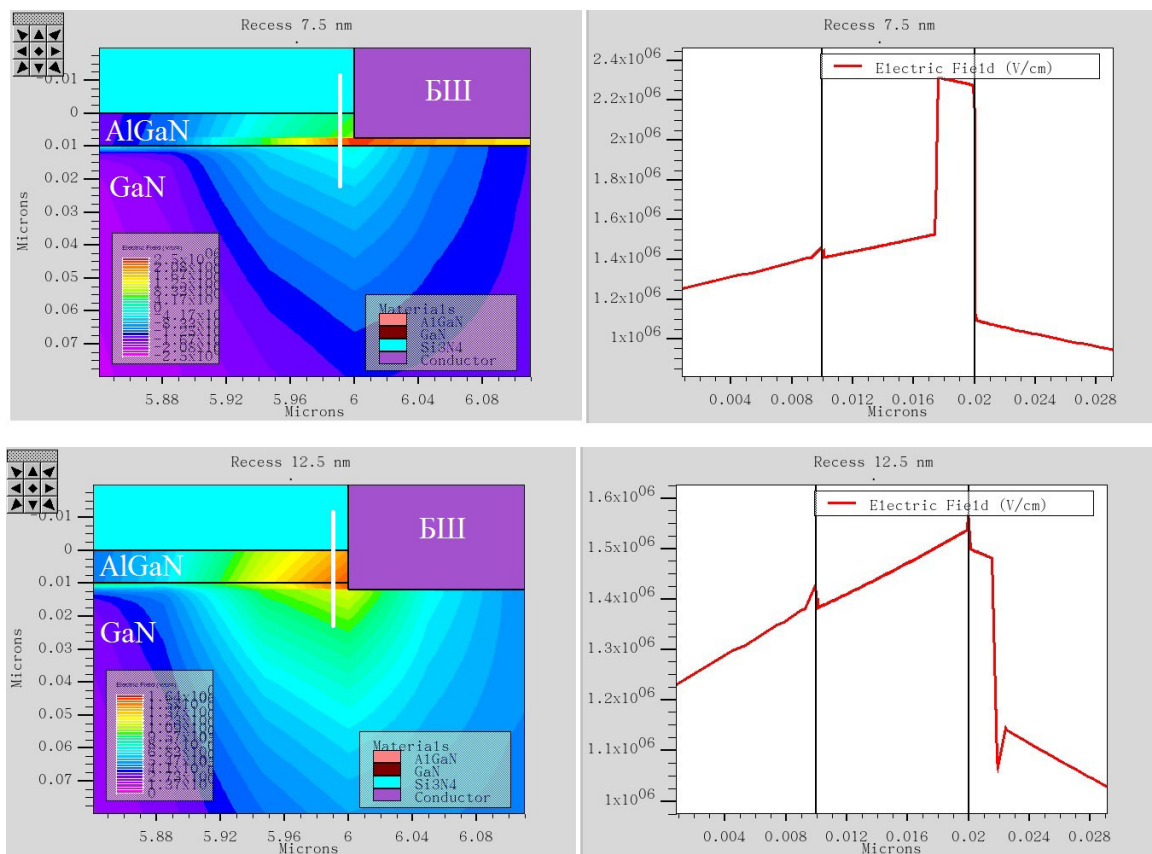


Рисунок 4.15 – Распределение электрического поля вблизи барьерного контакта (слева) и график зависимости напряжённости электрического поля от координаты на расстоянии 10 нм от металлизации БК (справа) для глубины ресса 7,5 нм (сверху) и 12,5 нм (снизу)

На рис. 4.15 вертикальной линией обозначено место измерения зависимости напряжённости электрического поля от координаты. Как видно из графика, максимальная напряжённость электрического поля для $h_{\text{ресс}} = 7,5$ нм составила $E_{\text{макс}} = 2,3 \cdot 10^6$ В/см, для $h_{\text{ресс}} = 12,5$ нм $E_{\text{макс}} = 1,57 \cdot 10^6$ В/см. Кроме того при $h_{\text{ресс}} = 12,5$ нм изменение напряжённости электрического по-

ля происходит значительно плавнее и без резких скачков, как при $h_{\text{рец}} = 7,5$ нм. Таким образом, можно говорить о том, что перетрав AlGaN вызывает более плавное распределение напряжённости электрического поля вблизи барьерного контакта, что приводит к повышению $U_{\text{обр}}$.

Также исследовалось влияние температуры на токи обратного смещения (рис. 4.16).

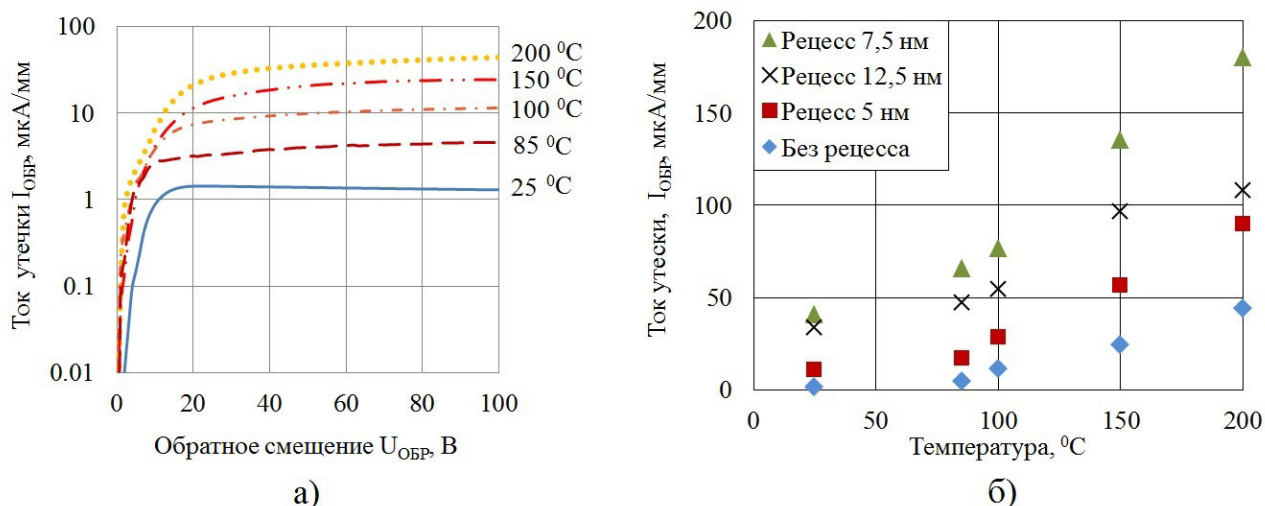


Рисунок 4.16 – Обратная ветвь ВАХ диодов с Ni БШ без рецесса анода при температуре 25 - 200 °С (а) и зависимость тока обратного смещения при $U = -100$ В от температуры для $h_{\text{рец}} = 0 - 12,5$ нм (б). $L_{\text{а-к}} = 7$ мкм.

Как видно из рис. 4.16 (а), увеличение температуры с 25 °С до 200 °С приводит к росту токов обратного смещения с 1,3 мкА/мм до 43,7 мкА/мм, или в 30 раз. Такой рост токов обратного смещения с увеличением температуры позволяет говорить о термоэлектронном механизме токопереноса при обратном включении разрабатываемых диодов. Влияние подвижности, как в случае прямой ветви ВАХ (рис. 4.12 (а)), минимально, так как плотности тока при обратном включении значительно снижены. Поведение обратной ветви ВАХ при увеличении глубины рецесса не меняется (рис. 4.16 (б), что говорит о сохранении механизма токопереноса.

На рис. 4.17 приведена вольт-фарадная характеристика (ВФХ) диодов с Ni БШ и глубиной рецесса 0, 5, 7,5 и 12,5 нм на частоте $f = 1$ МГц и с амплитудой синусоидального сигнала 100 мВ.

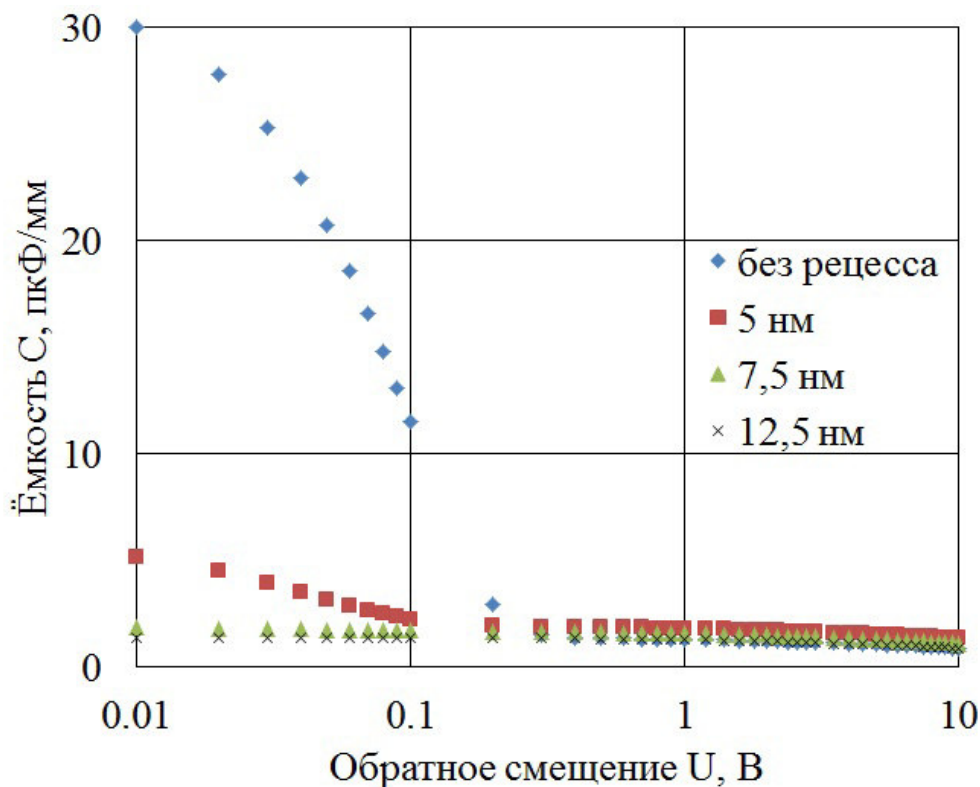


Рисунок 4.17 – Вольт-фарадная характеристика диодов с глубиной ресса 0, 5, 7,5 и 12,5 нм. $L_{a-k} = 7$ мкм, $f = 1$ МГц

Из рис. 4.17 видно, что для диодов без ресса в диапазоне напряжений 0-0,2 В ёмкость значительно уменьшается с 30 пкФ/мм до 2,9 пкФ/мм. Для диодов с глубиной ресса 5 нм ёмкость уменьшилась с 5,13 пкФ/мм (без смещения) до 1,4 пкФ/мм (при $U=0,2$ В). Для диодов с глубиной ресса 7,5 и 12,5 нм ёмкость уменьшилась с 1,4 пкФ/мм (без смещения) до 1,35 пкФ/мм (при $U=0,2$ В). Таким образом наблюдается тенденция уменьшения ёмкости диода с увеличением глубины ресса при нулевом смещении. Данный результат хорошо согласуется с работой [148]. В ней авторы приводят следующее объяснение резкому падению ёмкости AlGaN/GaN диодов при приложении обратного смещения. При приложении нулевого смещения ёмкость диода определяется конденсатором, одной обкладкой которого выступает металл барьера Шоттки, а другой двумерный электронный газ (ДЭГ) в канале (рис. 4.18 а). До достижения определённого значения обратного напряжения, названного авторами напряжением отсечки $U_{отс}$ ($U_{pinch-off}$) ёмкость диода определяется поведением ДЭГ непосредственно под металлом Шоттки

и в канале между катодом и анодом. При нулевом смещении ДЭГ ведёт себя как эквипотенциальная поверхность.

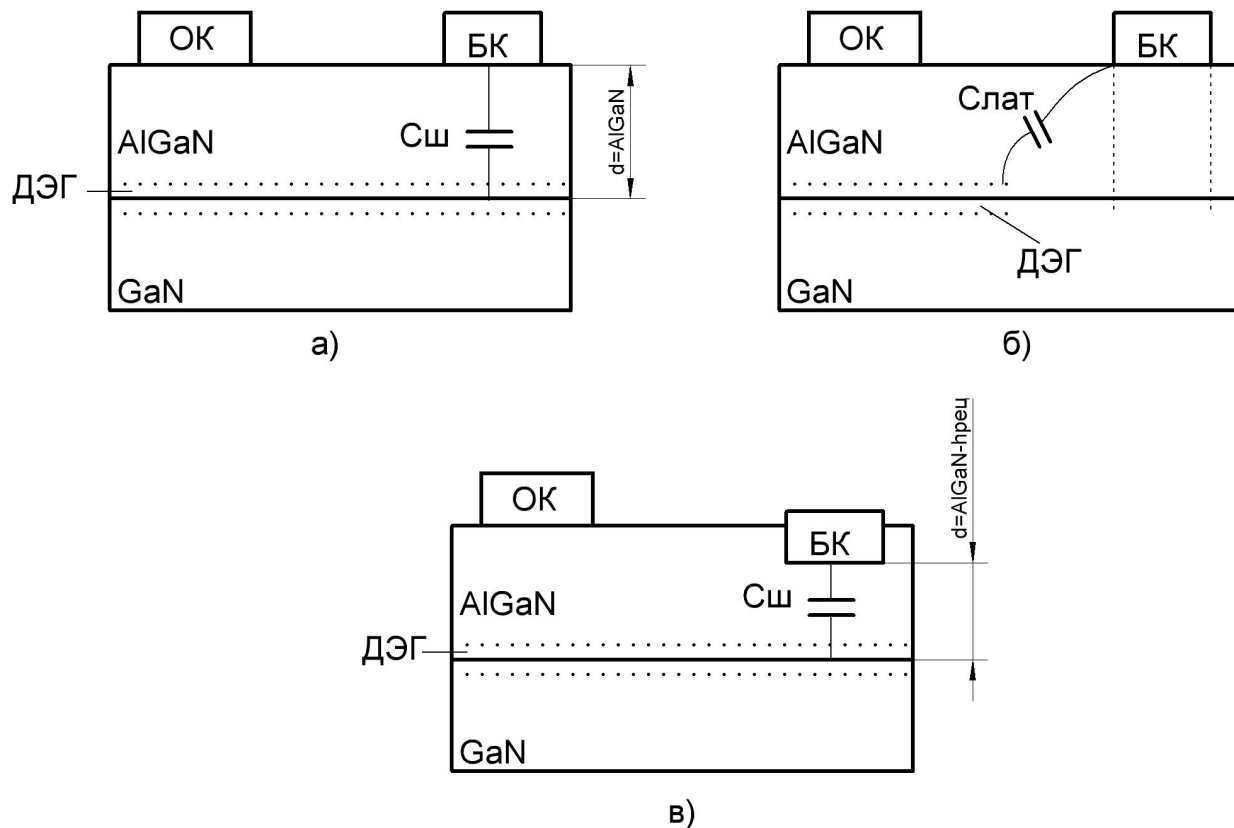


Рисунок 4.18 – Схематическое изображение ёмкости диода без рецесса и смещения (а), без рецесса и с обратным смещением (б), с рецессом без смещения (в)

При приложении обратного смещения область ДЭГ под БШ обедняется носителями заряда и достигает полного обеднения при $U = U_{\text{отс}}$. При напряжении большем $U_{\text{отс}}$, зона обеднения ДЭГ распространяется в плоскости между электродами, что приводит к появлению шунтирующей ёмкости $C_{\text{лат}}$, значительно меньшей, чем $C_{\text{ш}}$ (рис. 4.18 б). Electroдами конденсатора $C_{\text{лат}}$ выступают металл барьера Шоттки и обеднённая область ДЭГ. За счёт того, что при нулевом смещении основной вклад в ёмкость диода вносит $C_{\text{ш}}$, ВФХ диодов с разным рецессом анода значительно отличаются (рис. 4.17 область напряжений 0 - 0,2 В). Рецесс AlGaN приводит к повышению проводимости слоя полупроводника между БШ и ДЭГ, что вызывает снижение ёмкости $C_{\text{ш}}$ (рис. 4.18 в). Поскольку при $U > U_{\text{отс}}$ ёмкость $C_{\text{лат}}$ шунтирует $C_{\text{ш}}$, ре-

цесс перестаёт оказывать влияние на ёмкость диода при больших значениях напряжения (в данном случае $U_{отс} \approx 0,2$ В).

Учитывая рост токов прямого и обратного смещения при увеличении глубины рецесса, а также снижение напряжения пробоя диодов, было принято решение в дальнейшем применять рецесс анодной области на глубину 5 нм. Это позволяет, с одной стороны, снизить общую ёмкость диода, за счёт достижения больших токов прямого смещения при меньшей ширине электродов и сохранить токи утечки и напряжение пробоя на приемлимом уровне.

Многие исследователи в своих работах сообщают о положительном влиянии анодного полевого электрода на напряжение пробоя и динамические характеристики AlGaIn/GaN диодов (п. 1,3 данной работы). Далее рассмотрено влияние длины анодного полевого электрода ($L_{пэ}$) на напряжение пробоя (результаты моделирования взяты из [149]) и ёмкость диодов с Ni анодом и глубиной анодного рецесса 5 нм (рис. 4.19). Частота измерений $f = 1$ МГц, амплитуда синусоидального сигнала 100 мВ, смещение 40 В, расстояние анод-катод 7 мкм.

Из рис. 4.19 видно, что увеличение длины анодного полевого электрода с 1 до 2 мкм не оказывает влияния на напряжение пробоя диода. Дальнейший рост $L_{пэ}$ с 2,5 до 6 мкм вызывает уменьшение $U_{обр}$ с 300 В до 180 В, при этом ёмкость диодов возрастает во всём диапазоне $L_{пэ}$. Поведение напряжения пробоя может быть объяснено уменьшением расстояния между металлом БШ и металлом ОК с ростом $L_{пэ}$ (рис. 4.20). Как было рассмотрено ранее, пробой AlGaIn/GaN диодов, выполненных на кремниевой подложке может проходить как по поверхности полупроводника, так и через буферный слой. При малых расстояниях $L_{а-к}$ пробой преимущественно проходит по поверхности. При увеличении $L_{пэ}$ уменьшается зазор между металлом ОК и БК ($L_{мет}^{а-к} = L_{а-к} - L_{пэ}$), что повышает вероятность пробоя через диэлектрик SiN, в соответствии с формулой 4.1.

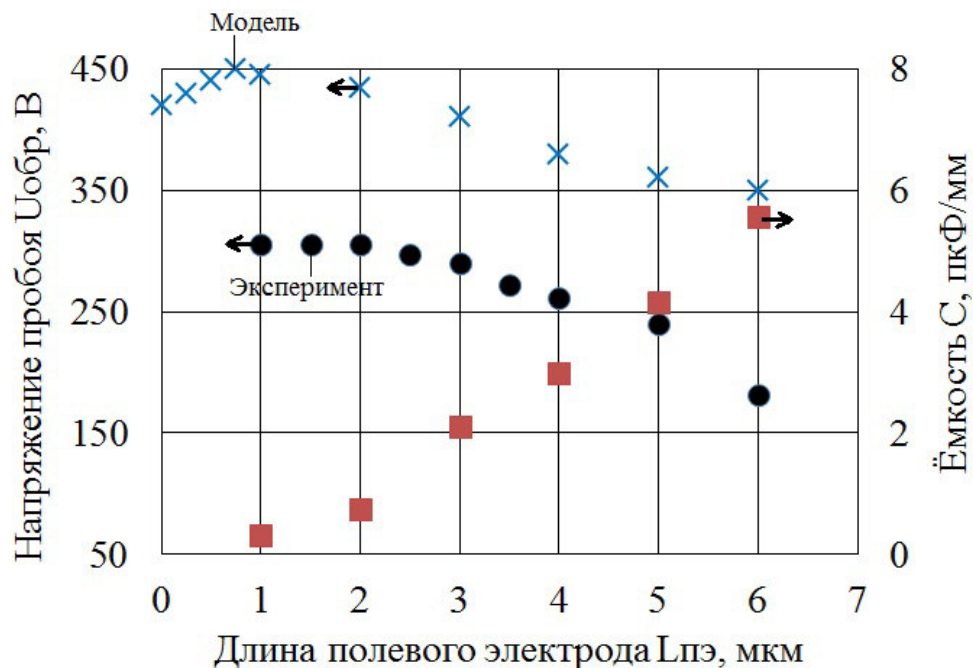


Рисунок 4.19 – Зависимость максимально допустимого обратного смещения (модель из [149]) и ёмкости диодов от длины полевого электрода. БШ Ni, $h_{рец} = 5$ нм, $f = 1$ МГц, $U = 40$ В, $L_{a-k} = 7$ мкм. [150, 151]

Пока $L_{мет}^{a-k}$ достаточно высоко и напряжение пробоя через диэлектрик превышает латеральный пробой по поверхности полупроводника, длина полевого электрода не оказывает влияния на напряжение пробоя диодов (рис. 4.19 для $L_{пэ} < 2$ мкм). Но при достижении определённого значения $L_{пэ}$ (в данном случае 2 мкм), $L_{мет}^{a-k}$ становится слишком малым и пробой протекает через SiN, поэтому дальнейшее увеличение $L_{пэ}$ приводит к снижению $U_{обр}$ в близком соответствии с формулой 4.1. В работе [149] приведены результаты моделирования зависимости $U_{обр}$ от $L_{пэ}$, подтверждающие зависимость рис. 4.19. В диапазоне $L_{пэ}$ до 1 мкм наблюдается повышение $U_{обр}$, за счёт перераспределения электрического поля вблизи анодного электрода, что согласуется с работами [48, 49, 137].

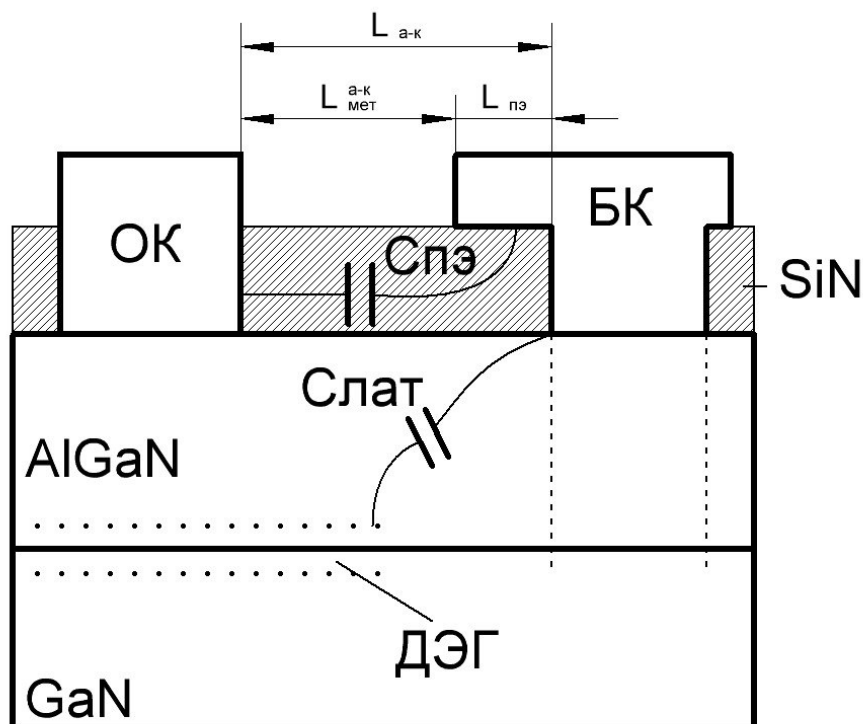


Рисунок 4.20 – Зависимость максимально допустимого обратного смещения и ёмкости диодов от длины полевого электрода. БШ Ni, $h_{\text{рещ}} = 5$ нм, $f = 1$ МГц, $U = 40$ В, $L_{\text{а-к}} = 7$ мкм.

Увеличение ёмкости диодов с ростом длины $L_{\text{пэ}}$, скорее всего, вызвано появлением паразитного конденсатора $C_{\text{пэ}}$, обкладками которого выступают металлизация ОК и металл полевого электрода, заходящий на диэлектрик на расстояние $L_{\text{пэ}}$. Увеличение $L_{\text{пэ}}$ приводит одновременно к росту площади обкладок конденсатора $C_{\text{пэ}}$ и уменьшению расстояния между ними (в первом приближении $L_{\text{мет}}^{\text{а-к}}$), что приводит к росту ёмкости в соответствии с формулой плоского конденсатора 4.2:

$$C = \varepsilon\varepsilon_0 S/d \quad (4.2)$$

где C - ёмкость плоского конденсатора;

ε - относительная диэлектрическая проницаемость SiN;

ε_0 - диэлектрическая постоянная;

$d \approx L_{\text{мет}}^{\text{а-к}}$ - расстояние между обкладками.

Учитывая снижение $U_{\text{обр}}$, в диапазоне $L_{\text{пэ}} > 2$ мкм, увеличения ёмкости диодов в диапазоне $L_{\text{пэ}} > 1$ мкм, повышение $U_{\text{обр}}$ в диапазоне $0 < L_{\text{пэ}} < 1$ мкм (полученное в результате моделирования в [149]), а также ограничения, накладываемые литографией при получении $L_{\text{пэ}} < 1$ мкм, было принято решение в дальнейшем использовать $L_{\text{пэ}} = 1$ мкм.

В табл. 4.5 приведено сравнение характеристик разработанных диодов с Ni БШ, глубиной рецесса 5 нм и расстоянием анод-катод 7 мкм (д.р.) с характеристиками AlGaN/GaN диодов, опубликованных в литературе: источник, материал барьера Шоттки, толщина барьерного AlGaN (h_{AlGaN}), мольная доля алюминия ($x(\text{Al})$), удельное сопротивление в открытом состоянии ($R_{\text{откр. уд}}$), напряжение пробоя $U_{\text{обр}}$, удельный ток прямого смещения при напряжении $U = +2$ В ($I_{\text{пр}}$).

Таблица 4.5 – Сравнение характеристик разработанных БШ с опубликованными работами

Ист.	БШ	h_{AlGaN} , нм	$x(\text{Al})$	$R_{\text{откр. уд}}$, мОм·см ²	$U_{\text{обр}}$, В	$I_{\text{пр}}$, мА/мм
д.р.	Ni	10	0,25	1,86	300	145
[137]	Ni	25	0,2	2,5	205	-
[142]	Ni	20	0,25	6,1	800	98
[147]	Ni	18	0,24	1,99	465	-
[146]	Ni	20	0,25	5,1	1440	140
[152]	W	20	0,25	1,9	1900	250
[153]	Ni	18	0,26	1,4	290	100
[136]	Pt	25	0,25	0,25	850	210
[154]	Ni	35	0,3	12	747	55

Большинство коллективов, занимающихся разработкой AlGaN/GaN ДШ использует гетероструктуры с толщиной AlGaN больше 18 нм. Это позволяет увеличить плотность ДЭГ в канале и снизить сопротивление диода. Благодаря этому появляется возможность значительно повысить расстояние анод-катод, с целью увеличить напряжение пробоя, не боясь высоких значений

$R_{откр. уд}$. Поскольку целью данной работы является разработка технологии получения диодов, совместимой с технологией получения НЗ транзисторов, увеличивать толщину AlGaN свыше 10 нм нельзя, иначе пьезоэлектрического поля, генерируемого рGaN, будет не хватать для эффективного обеднения канала. С этим связаны низкие значения напряжения пробоя, полученные в данной работе. Остальные параметры разработанных диодов ($R_{откр. уд}$, $I_{пр}$, $I_{обр}$, ёмкость) близки по своим значениям к мировому уровню.

4.3 Выводы

В рамках данной работы разработаны AlGaN/GaN диоды с Ni барьером Шоттки, глубиной анодного рецесса $h_{рец} = 5$ нм и длиной анодного полевого электрода $L_{пэ} = 1$ мкм. Также установлено, что:

1) Диоды с БШ на основе Ni при $L_{а-к} = 7$ мкм обладают соотношением тока прямого смещения к обратному $I_{пр} / I_{обр} = 4,3 \cdot 10^6$, ёмкостью 0,2 пкФ/мм, комплексным показателем качества КПК = 50 МВт/см²;

2) Увеличение глубины рецесса анодного полевого электрода до 7,5 нм приводит к росту токов прямого и обратного смещения и снижению напряжения пробоя за счёт снижения высоты потенциального барьера между металлом БШ и ДЭГ, а также к снижению ёмкости при нулевом смещении;

3) Увеличение длины анодного полевого электрода приводит к снижению напряжения пробоя за счёт уменьшения расстояния между металлизацией ОК и БК и повышению ёмкости вследствие появления паразитного конденсатора, одной обкладкой которого выступает металл БК, "нависающий" над диэлектриком, а другой металлизацией омического контакта.

Заключение

Основные результаты работы представлены ниже:

1) исследовано влияние конструктивно-технологических особенностей низкотемпературных Ta/Al ОК к гетероструктуре AlGaN/GaN, выращенной на кремниевой подложке.

2) установлено, что увеличение толщины Ta приводит к повышению оптимума температуры вжигания. Оптимальная толщина Ta составила 10 нм.

3) выявлено, что увеличение толщины алюминия приводит к снижению минимально достижимого контактного сопротивления и росту температуры, необходимой для вжигания ОК. Оптимальная толщина Al составила 300 нм.

4) установлено, что добавление тонкой плёнки верхнего (защитного) металла приводит к росту контактного сопротивления ОК.

5) показано, что рецесс барьерного слоя AlGaN на 5 нм позволяет снизить контактное сопротивление ОК с 0,8 Ом·мм (без рецесса) до 0,4 Ом·мм. Увеличение глубины рецесса свыше 5 нм приводит к росту контактного сопротивления вплоть до 53 Ом·мм при глубине рецесса 12,5 нм.

6) исследовано влияние материала барьера Шоттки на электрические характеристики диодов.

7) установлено, что оптимальным материалом БШ с КПК=50 МВт/см² является Ni.

8) выявлено, что увеличение глубины анодного рецесса вплоть до 7,5 нм приводит к росту токов прямого и обратного смещения а так же снижению напряжения пробоя.

9) показано что увеличение длины анодного полевого электрода приводит к росту ёмкости диода и снижению напряжения пробоя.

10) разработан технологический маршрут создания AlGaN/GaN диодов, совместимый с технологией создания pGaN/AlGaN/GaN НЗ транзисторов, позволяющий реализовать диоды и транзисторы на одной интегральной схеме.

11) изготовлены корпусированные мощные GaN диоды с шириной электродов 50 мм со следующими характеристиками: прямой ток $I = 3,5$ А (при

$U = 1,2 \text{ В})$, максимальное обратное напряжение $U_{\text{обр}} = 250 \text{ В}$, входная емкость при обратном смещении 40 В $C_{\text{вх}} = 10 \text{ пкФ}$, которые могут быть использованы для создания источников вторичного электропитания высокой эффективности.

Литература

1. Силовые транзисторы на базе GaN: новая платформа для преобразователей напряжения. [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <http://www.russianelectronics.ru/leader-r/review/micro/doc/47255/>, свободный. - Яз. рус.
2. Мощные GaN-транзисторы. Истинно революционная технология [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <http://www.electronics.ru/journal/article/3287> свободный. - Яз. рус.
3. Next Round: GaN versus Si [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <http://www.edn.com/electronics-blogs/dave-s-power-trips/4403311/Next-Round-GaN-versus-Si-> свободный. - Яз. англ.
4. Khan M.A. High electron mobility transistor based on GaN-Al_xGa_{1-x}N heterojunction / M.A. Khan, A. Bhattarai, J.N. Kuznia, D.T. Olson // Appl.Phys.Lett. - 1993. - Vol. 63, № 9. P. 1214 - 1215.
5. Mitani E. Mass-Production of High-Voltage GaAs and GaN Devices / E. Mitani, H. Naematsu, S. Yokogawa, J. Nikaido, Y. Tateno // CS MANTECH - 2006. - P. 183 - 186.
6. Gallium Nitride (GaN) Technology Overview. [Электронный ресурс] - Режим доступа: <https://epc-co.com/epc/Portals/0/epc/documents/publications/GaN%20Transistors%20for%20Efficient%20Power%20Conversion%20-%20Chapter%201.pdf>, свободный. Яз. англ.
7. Transphorm. All Products. [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://www.transphormusa.com/en/products/>, свободный. - Яз. англ.
8. GaN FET Selection Tool for Buck Converters. [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://https://epc-co.com/epc/DesignSupport/ToolsandCalculators/GaNfetsSelectionToolforBuckConverters.aspx>, свободный. - Яз. англ.
9. PntPower. AOS has released a new Gallium Nitride device in their GaN Technology platform: the AONV070V65G1. [Электронный ресурс]. - Режим доступа:

- <https://www.pntpower.com/alpha-omega-semiconductor-launch-new-gan-device/>, свободный. - Яз. англ.
10. Leibniz Ferdinand Braun Institut [Электронный ресурс] / Annual Report 2013 - Режим доступа: <https://www.fbh-berlin.com/fileadmin/downloads/Publications/Annual-reports/FBH Annual Report 2013.pdf>, свободный. - Fast switching GaN Schottky diodes - Яз. англ., нем.
 11. IMEC. Schottky diode. [Электронный ресурс] / 200mm GaN-on-silicon technology and GaN power devices - Режим доступа: <https://www.imec-int.com/en/200mm-GaN-on-Si-technology>, свободный. - Яз. англ.
 12. Green Car Congress. Transphorm introduces Gallium Nitride diode; >99% efficient DC-DC boost converter. [Электронный ресурс] / 200mm GaN-on-silicon technology and GaN power devices - Режим доступа: <https://www.greencarcongress.com/2011/03/gan-20110307.html>, свободный. - Яз. англ.
 13. Naiqian Z. High voltage GaN HEMTs with low on-resistance for switching applications: Doctoral dissertation. - Santa Barbara 2002. - 166 p.
 14. Pnt.Power. Dialog semi. Release SmartGaN, their GaN IC for chargers [Электронный ресурс] - Режим доступа: <https://www.pntpower.com/dialog-semi-releas-smartgan-gan-ic-chargers/>, свободный. Яз. англ.
 15. Pnt.Power. Navitas produces 1st half-bridge GaN power IC [Электронный ресурс] - Режим доступа: <https://www.pntpower.com/navitas-produces-1st-half-bridge-gan-power-ic/>, свободный. Яз. англ.
 16. Pnt.Power. Exagan turns to consumer applications with a GaN IC. [Электронный ресурс] - Режим доступа: <https://www.pntpower.com/exagan-turns-towards-consumer-applications/>, свободный. Яз. англ.
 17. PntPower. TDK-Lambda's 1st GaN Based Power Supply. [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://www.pntpower.com/tdk-lambdas-1st-gan->

- based-power-supply/, свободный. - Яз. англ.
18. 200mm GaN-on-silicon technology and GaN power devices [Электронный ресурс] - Режим доступа: [https://www.imec-int.com/en/200mm GaN on Si technology](https://www.imec-int.com/en/200mm%20GaN%20on%20Si%20technology), свободный. Яз. англ.
 19. Transphorm's Gen III JEDEC-Qualified GaN to Power Wentai's New 1.6 kW Titanium ATX PC Gaming Power Supply [Электронный ресурс] - Режим доступа: [https://www.transphormusa.com/en/news/transphorm gan wentai psu aidan t1616/](https://www.transphormusa.com/en/news/transphorm-gan-wentai-psu-aidan-t1616/), свободный. Яз. англ.
 20. Transphorm's High Voltage GaN Helps Inergy Disrupt the Solar Power Generator Market...Again [Электронный ресурс] - Режим доступа: [https://www.transphormusa.com/en/news/inergy uses 650v gan kodiak extreme portable solar generator/](https://www.transphormusa.com/en/news/inergy-uses-650v-gan-kodiak-extreme-portable-solar-generator/), свободный. Яз. англ.
 21. TDK's Subsidiary TDK-Lambda uses Transphorm GaN to Advance PFH Series AC-DC Power Supply [Электронный ресурс] - Режим доступа: [https://www.transphormusa.com/en/news/tdk lambda pfh500f power module/](https://www.transphormusa.com/en/news/tdk-lambda-pfh500f-power-module/), свободный. Яз. англ.
 22. Reliability Lifecycle of GaN Power Devices [Электронный ресурс] - Режим доступа: [https://www.transphormusa.com/wp-content/uploads/2017/04/whitepaper-reliability lifecycle of gan power devices.pdf](https://www.transphormusa.com/wp-content/uploads/2017/04/whitepaper-reliability-lifecycle-of-gan-power-devices.pdf), свободный. Яз. англ.
 23. Anker [Электронный ресурс] / PowerPort Atom PD 1 with Powerline II Cable - Режим доступа: <https://www.anker.com/products/variant/powerport-atom-pd-1-with-powerline-ii-cable/B2017121>, свободный. - Яз. рус.
 24. Quest [Электронный ресурс] / Новые возможности с транзисторами на основе нитрида галлия (GaN) компании Microsemi (2012) - Режим доступа: <http://www.icquest.ru/?section=4id=35>, свободный. - LOra - Яз. рус.
 25. Силовая электроника: Примеры и расчёты / Ф.Чаки [и др.]. - М.: Энергоиздат, 1982. - 384 с.
 26. Ерофеев Е.В. Разработка макета дискретного быстродействующего драйвера управления силовыми GAN транзисторами / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин // Материалы V международного молодежного форума: «Интел-

- лектуальные энергосистемы». - Томск, 2017. - С. 68-71.
27. Erofeev E.V. High-Voltage MIS-Gated GaN Transistors / E.V. Erofeev, I.V. Fedin, V.V. Fedina, M.V. Stepanenko, A.V. Yuryeva // Semiconductors - 2017 - Vol. 51, №9. - P.1229 - 1232.
 28. PHYSEIR [Электронный ресурс] / Innovative Solutions for Complex Engineering Problems - Режим доступа: <http://www.physeir.com/power-electronics.html>, свободный. - Power Electronics - Яз. англ.
 29. Пасынков В.В. Полупроводниковые приборы [Учебник для ВУЗов] / В.В. Пасынков, Л.К. Чиркин/ - СПб.: Издательство "Лань" 2002. - 480 с.
 30. Божков В.Г. Контакты металл-полупроводник: физика и модели: монография [Текст] / В.Г Божков; Изд. дом ТГУ. - Томск, 2016. - 527 с.
 31. Троян П.Е. Твердотельная электроника [Учебное пособие] / П.Е. Троян. - Томск: ТУСУР, 2006, - 321 с.
 32. Гуртов В.А. Твердотельная электроника [Учебное пособие] / В.А. Гуртов. - Петрозаводск: ПетрГУ, 2004, - 312 с.
 33. Терраэлектроника [Электронный ресурс] / Преимущества SiC и GaN в автомобильных приложениях - Режим доступа: <https://nsk.terraelectronica.ru/news/5514>, свободный. - WEB-портал для разработчиков электроники - Яз. рус.
 34. Компэл [Электронный ресурс] / Мощные нитрид-галлиевые транзисторы (GaN) от EPC – конец эры кремния? - Режим доступа: <https://www.compel.ru/lib/ne/2015/7/2-moshhnyie-nitrid-gallievyye-tranzistoryi-gan-ot-epc-konets-eryi-kremniya>, свободный. - Новости электроники - Яз. рус.
 35. Терраэлектроника [Электронный ресурс] / Основные преимущества использования GaN-транзисторов в источниках питания - Режим доступа: <https://nsk.terraelectronica.ru/news/5687>, свободный. - WEB-портал для разработчиков электроники - Яз. рус.
 36. Lidow A. [Электронный ресурс]: Gallium Nitride (GaN) Technology Overview. -/ A. Lidow, J. Strydom - Режим доступа: <https://pdfs.semanticscholar.org/45a3/adc5f8a40d68b72860cd9c559e018c>

- 822b71.pdf, свободный. - White Paper: WP001- Яз. англ.
37. Куэй Р. Электроника на основе нитрида галлия / Р. Куэй - М.: Техносфера, 2011. - 592 с.
 38. Erofeev E.V. Increase the Threshold Voltage of High Voltage GaN Transistors by Low Temperature Atomic Hydrogen Treatment / E.V. Erofeev, I.V. Fedin, I.V. Kutkov, Yu. N. Yuryev // Semiconductors - 2017 - Vol. 51, №2. - P. 253 - 257.
 39. “GaN Power Epitaxy, Devices, Applications and Technology Trends”, Yole Developpement, 2016.
 40. Желаннов А.В., Исследование силовых диодов Шоттки на основе нитрида галлия / А.В. Желаннов , В.Е. Удальцов , Д.Г. Фёдоров // Вестник НовГУ - 2012. - № 68. - С. 92-94.
 41. Бочкарёва Н.И. Прыжковая проводимость и диэлектрическая релаксация в барьерах шоттки на основе GaN. / Н.И. Бочкарёва, В.В. Вороненков, Р.И. Горбунов, М.В. Вирко, В.С. Коготков, А.А. Леонидов, П.Н. Воронцов-Вельяминов, И.А. Шеремет, Ю.Г. Шретер // ФТП - 2017. - Т. 51, № 9. - С. 1235 - 1242
 42. Майборода И.О. Туннельный ток во встречных диодах Шоттки, образованных контактами между вырожденным GaN n-типа и металлом / И.О. Майборода, Ю.В. Грищенко, И.С. Езубченко, И.С. Соколов, И.А. Черных, А.А. Андреев, М.Л. Занавескин // ФТП - 2018. - Т 52, № 6. - С. 630 - 636
 43. Quay R. Gallium Nitride Electronics / R. Quay / - Berlin: Springer, 2008. - 492 p.
 44. Buttari D. Systematic Characterization of Cl₂ Reactive Ion Etching for Improved Ohmics in AlGa_N/Ga_N HEMTs / D. Buttari, A. Chini, G. Meneghesso, E. Zanoni, B. Moran, S. Heikman, N. Q. Zhang, L. Shen, R. Coffie, S. P. DenBaars, and U. K. Mishra // IEEE El. Dev. Let. - 2002. - Vol. 23, № 2. P. 76-78.
 45. Федин И.В. Разработка самосовмещенной технологии формирования мощного коммутационного транзистора на основе гетеропереходов AlGa_N/Ga_N: дисс. магистра техники и технологии: 21.01.00: защищена

- 25.06.2015 г. / Федин Иван Владимирович. - Томск, 2015. - 79 с.
46. Jae-Hoon Lee. Performance of Recessed Anode AlGa_N/Ga_N Schottky Barrier Diode Passivated With High-Temperature Atomic Layer Deposited Al₂O₃ Layer / Jae-Hoon Lee, Ki-Sik Im, Jong Kyu Kim, Jung-Hee Lee // IEEE TED - 2018. - 0018-9383. P. 1-6.
 47. Yao Y. Current transport mechanism of AlGa_N/Ga_N Schottky barrier diode with fully recessed Schottky anode / Yao Yao, Jian Zhong, Yue Zheng, Fan Yang, Yiqiang Ni, Zhiyuan He, Zhen Shen, Guilin Zhou, Shuo Wang, Jincheng Zhang, Jin Li, Deqiu Zhou, Zhisheng Wu, Baijun Zhang, and Yang Liu // JJoAPhys - 2015. - № 54. P. 011001-1 - 011001-6.
 48. Seikoh Yoshida. High power AlGa_N/Ga_N Schottky Barrier Diode with 1000 V operation / Seikoh Yoshida, Nariaki Ikeda, Jiang Li, Takahiro Wada, Hiroshi Kambayashi, Hironari Takehara // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. - 2006. - Vol. 892. P 0892-FF05-02.1 - 0892-FF05-02.6.
 49. Lei Yong. Field plate engineering for Ga_N-based Schottky barrier diodes. / Lei Yong, Shi Hongbiao, Lu Hai, Chen Dunjun, Zhang Rong, and Zheng Youdou // JoS. - 2013. - Vol. 34, № 5. P. 054007-1 - 054007-8.
 50. Пат. US8269259B2 USA, МПК H01L 29/739. Gated AlGa_N/Ga_N heterojunction Schottky device / Zhi He, El Segundo (US).; заявитель и патентообладатель International Rectifier Corp. заявл. US 2011/0133251 A1; № 12/653,097; опубл. 18.09.2012.
 51. Silvia Lenci. Au-Free AlGa_N/Ga_N Power Diode on 8-in Si Substrate With Gated Edge Termination / Silvia Lenci, Brice De Jaeger, Laureen Carbonell, Jie Hu, Geert Mannaert, Dirk Wellekens, Shuzhen You, Benoit Bakeroot, Stefaan Decoutere // IEEE El. Dev. Let. - 2013. - Vol. 34, № 8. P. 1035 - 1037.
 52. Jie Hu. Leakage-current reduction and improved on-state performance of Au-free AlGa_N/Ga_N-on-Si Schottky diode by embedding the edge terminations in the anode / Jie Hu, Silvia Lenci, Steve Stoffels, Brice De Jaeger, Guido Groeseneken, Stefaan Decoutere // Phys.Status Solidi. - 2014. - Vol. 11, № 3-4. P. 862 - 865.
 53. Jie Hu. Statistical Analysis of the Impact of Anode Recess on the

- Electrical Characteristics of AlGa_N/Ga_N Schottky Diodes With Gated Edge Termination / Jie Hu, Steve Stoffels, Silvia Lenci, Brice De Jaeger, Nicol? Ronchi, Andrea Natale Tallarico, Dirk Wellekens, Shuzhen You, Benoit Bakeroot, Guido Groeseneken, Stefaan Decoutere // IEEE Trans. El. Dev. - 2016. - Vol. 63, № 9. P. 3451 - 3458.
54. Eliana Acurio. Reliability Improvements in AlGa_N/Ga_N Schottky Barrier Diodes With a Gated Edge Termination / Eliana Acurio, Felice Crupi, Nicol? Ronchi, Brice De Jaeger, Benoit Bakeroot, Stefaan Decoutere, Lionel Trojman // IEEE Trans. El. Dev. - 2018. - Vol. 65, № 5. P. 1765 - 1770.
55. Transphorm [Электронный ресурс] / Transphorm Releases First JEDEC-Qualified 600 Volt Ga_N on Silicon Power Devices - Режим доступа: <https://www.transphormusa.com/en/news/transphorm-releases-first-jedec-qualified-600-volt-gan-silicon-power-devices/>, свободный. - Press Releases - Яз. англ.
56. Ерофеев Е.В. Мощные Ga_N транзисторы с подзатворной областью на основе МДП-структур / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, А.В. Юрьева, В.В. Федина, М.В. Степаненко // ФТП - 2017 - Т. 51, №9. - С. 1278 - 1281.
57. Ерофеев Е.В. Увеличение порогового напряжения отпирания силовых Ga_N транзисторов при использовании низкотемпературной обработки в потоке атомарного водорода / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, Ю.Н. Юрьев, И.В. Кутков // ФТП - 2017 - Т. 51, №2. - С. 253 - 257.
58. Trampert A. Crystal Structure of Group III Nitrides, in Gallium Nitride (Ga_N) / A. Trampert, O. Brandt, and Ploog.K.H. // Academic press. - 1998 - Vol. 50. - P. 167-192.
59. Pankove J.I. Gallium Nitride (Ga_N) I / J.I. Pankove, S.P. DenBaars et. all. / - San Diego: Academic Press, 1997. - 517 p.
60. Ambacher O. Two-dimensional electron gases induced by spontaneous and piezoelectric polarization charges in N- and Ga-face AlGa_N/Ga_N heterostructures / O. Ambacher, J. Smart, J.R. Shealy, N.G. Weimann, K. Chu, M. Murphy, W.J. Schaff, L.F. Eastman, R. Dimitrov, L. Wittmer, M. Stutzmann, W. Rieger and J. Hilsenbeck // Journ. of Appl. Phys. - 1999 - Vol. 85, №6. - P. 3222.

61. Sze S. M. Physics of Semiconductor Devices / S. M. Sze, K. K. Ng / - Jersey: John Wiley, 2007. - 815 p.
62. Okumura H. Present status and future prospect of widegap semiconductor high-power devices / H. Okumura // Jap. Journ. of Appl. Phys. - 2006 - Vol. 45, №10A. - P. 7565.
63. Khan M. A. High electron mobility transistor based on a GaN-Al_xGa_{1-x}N heterojunction / M. A. Khan, A. Bhattarai, J. N. Kuznia, D. T. Olson // Appl. Phys. Lett. - 1993 - Vol. 63, №9. P. 1214-1215.
64. Khan M. A. Two-dimensional electron gas in GaN-AlGa_xN heterostructures deposited using trimethylaminealane as the aluminum source in low pressure metalorganic chemical vapor deposition / M. A. Khan, Q. Chen, C. J. Sun, M. Shur, B. Gelmont // Applied Physics Letters - 1995 - Vol. 67, №10. - P. 1429-1431.
65. Shur M. Electron mobility in two-dimensional electron gas in AlGa_xN/GaN heterostructures and in bulk GaN / M. Shur, B. Gelmont, K. Asif // J. Electron. Mater. - 1996 Vol. 25, №5. - P. 777-785.
66. Walukiewicz W. Electron mobility in modulation-doped heterostructures / W. Walukiewicz, H. E. Ruda, J. Lagowski, H. C. Gatos // Phys. Rev. - 1984 - Vol. 30, №8. - P. 4571.
67. Wood C. Polarization Effects in Semiconductors From Ab Initio Theory to Device Applications. / C. Wood and D. Jena / - New York, NY: Springer, 2008. - 513 p.
68. Selberherr S. Analysis and Simulation of Semiconductor Devices / S. Selberherr / - New York, NY: Springer, 1984. 285 p.
69. Florescu D. Thermal conductivity measurements of GaN and AlN / D. Florescu, V. Asnin, F. Pollack // Comp. Semicond. - 2001 - Vol. 7. - P. 62-67.
70. Burgemeister E. Thermal conductivity and electrical properties of 6H silicon carbide / W. von Muench, E. Pettenpaul // J. Appl. Phys. - 1979 Vol. 50, 5790.
71. Luo C. The temperature dependence of the thermal conductivity of single crystal GaN films / C. Luo, D. Clarke, J. Dryden // J. Electron. Mater. - 2001 - Vol. 30, №3. - P. 138-146.

72. Протон-электротекс [Электронный ресурс] / Si, GaAs, SiC, GaN - силовая электроника. Сравнение, новые возможности - Режим доступа: <https://www.power-e.ru/2010-5-4.php>, свободный. - Силовая электроника - Яз. рус.
73. Студопедия [Электронный ресурс] / Температурные свойства нитрид-галлиевых транзисторов - Режим доступа: <https://studopedia.ru/12-88525-temperaturnie-svoystva-nitrid-gallievih-tranzistorov.html>, свободный. - Электронная энциклопедия - Яз. рус.
74. Ермаков В.С. Особенности образования и отжига радиационных дефектов в n-GaN(Si) и p-GaN(Mg) при воздействии различного вида излучения: дисс. канд. физ-мат наук: 01.04.07: защищена 2014 г. / Ермаков Виктор Сергеевич. - Обнинск, 2014. - 183 с.
75. Khanna S.M. Proton irradiation damage at low temperature in GaAs and GaN light-emitting diodes. / Shyam M. Khanna, Diego Estan, Alain Houdayer, Hui C. Liu, Richard Dubek. // IEE Trans. Nuclear Science. - 2004. - Vol.51. - P.3585 - 3594.
76. В.И. Рыжиков. Контроль радиационной стойкости мощных светодиодов на основе широкозонных полупроводников. / Автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. техн. наук. М.- 2004. -12 с.
77. Polyakov A.Y. Fast neutron irradiation effects in nGaN. / A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, S.J. Pearton, N.G. Kolin, D.I. Merkurisov, V.M. Boiko, Cheul-Ro Lee, In-Hwan Lee // J. Vac. Sci. Technol. - 2007 - Vol. 25, №2. - P. 436.
78. Ionascut-Nedelcescu A. Radiation Hardness of Gallium Nitride. / A. Ionascut-Nedelcescu, C. Carlone, A. Houdayer, H.J. von Bardeleben, J.-L. Cantin, and S. Raymond. // IEEE Transact. on nucl. sci. - 2002 - Vol. 49, №6.
79. Лебедев А.А. Радиационная стойкость диодов Шоттки на основе n-GaN / А.А. Лебедев, С.В. Белов, М.Г. Мынбаева, А.М. Стрельчук, Е.В. Богданова, Ю.Н. Макаров, А.С. Усиков, С.Ю. Курин, И.С. Бараш, А.Д. Роенков, В.В. Козловский // ФТП - 2015. - Vol. 49, № 10. - С. 1386-1388.
80. Umeda H. Blocking-voltage boosting technology for GaN transistors by widening depletion layer in Si substrate / H. Umeda, A. Suzuki, Y. Anda,

- M. Ishida, T. Ueda, T. Tanaka and D. Ueda // Intern. El. Dev. Meet. - 2010 - P. 480.
81. Cheng K. Metal organic vapour phase epitaxy of III-nitrides on silicon (111) / K. Cheng // Kath. Un. Leuven - 2008 - ISBN 978-90-5682-990-2.
82. Алексеев А., Многослойные гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/AlGaN основа новой компонентной базы твердотельной СВЧ-электроники / А. Алексеев, Д. Красовицкий, С. Петров, В. Чалый // Компоненты и технологии - 2008. - № 2. - С. 138-142.
83. Khan M. A. Current-Voltage characteristic collapse in AlGaN/GaN heterostructures insulated gate field effect transistors at high drain bias / M.A. Khan, S.S. Shur, Q.C. Chen, J.N. Kuznia // Electron. Lett. - 1994 - Vol. 30, №25. - P. 2175.
84. Su Y. K. Nitride based HFETs with carrier confinement / Y. K. Su, S.J. Chang, T.M. Kuan, C.H. Ko, J.B. Webb, W.H. Lan, Y.T. Cherng, S.C. Chen // Mat. Sci. Eng. - 2004 - Vol. 110. - P. 172.
85. Cheong M. G. Electrical transport properties of highly Mg-doped GaN epilayers grown by MOCVD / M. G. Cheong, K.S. Kima, N.W. Namgung, M.S. Hana, G.M. Yanga, C.-H. Honga, E.-K. Suha, K.Y. Lima, H.J. Leea, A. Yoshikawa // Appl. Phys. Lett. - 2000. - Vol. 221. - P. 734 - 738.
86. Sun X. L. Depth-dependent investigation of defects and impurity doping in GaN/sapphire using scanning electron microscopy and cathodoluminescence spectroscopy / X. L. Sun, S. H. Goss // Journ. of Appl. Phys. - 2002 - Vol. 91, №10. - P. 6729.
87. Basu S. N. Microstructures of GaN films deposited on (001) and (111) Si substrates using electron cyclotron resonance assisted-molecular beam epitaxy / S.N. Basu, T. Lei, T.D. Moustakas // J. Mater. Res. - 1994 - Vol. 9. - P. 2370 - 2378.
88. Bougrioua Z. Material optimisation for AlGaN/GaN HFET applications / Z.Bougriouaa, I. Moermana, N.Sharmab, R.H. Wallis, J. Cheyns, K. Jacobs, E.J. Thrush, L. Considine, R. Beanland, J.-L. Farvacque, C. Humphrey // J. Cryst. Growth. - 2001 - Vol. 230. P. 573 - 578.
89. Tang H. Properties of carbon-doped GaN / H. Tang, J. B. Webb, J. A.

- Bardwell, S. Raymond, J. Salzman, C. Uzan-Saguy // Sol. State El. - 2001. Vol. 78, №6. - P. 757.
90. Vertiatchikh A. E. Effect of surface passivation of AlGa_N/Ga_N heterostructure field-effect transistor / A. E. Vertiatchikh, L.F. Fastman, W.J. Scaff, T. Prunty // Elec. Lett. - 2002 - Vol. 38. P. 388 - 389.
91. Simin G. AlGa_N/InGa_N/Ga_N Double Heterostructure Field-Effect Transistor / G. Simin, X. HU, A. Tarakjl, J. Zhang, A. Koudumov, S. Saygi, J. Yang, A. Khan, M. S. Shur, R. Gaska // Jpn. J. Appl. Phys. - 2001 - Vol. 40, №11A. - P. 1142 - 1144.
92. Chen C. Q. AlGa_N/Ga_N/AlGa_N double heterostructure for high-power III-N field-effect transistors / C. Q. Chen, J. P. Zhang, V. Adivarahan, A. Koudymov, H. Fatima, G. Simin, J. Yang, M. Asif Khan // Appl. Phys. Lett. - 2003 - Vol. 82, №25. - P. 4593.
93. Cordier Y. Structural and electrical properties of AlGa_N/Ga_N HEMTs grown by MBE on SiC, Si(1 1 1) and Ga_N templates / Y. Cordier, M. Hugues, F. Semond, F. Natali, P. Lorenzini, Z. Bougrioua, J. Massies, E. Frayssinet, B. Beaumont, P. Gibart, J.-P. Faurie // J. Crystal Growth. - 2005 - Vol. 278. P. 383 - 386
94. Фотоника [Электронный ресурс] / Гетероструктуры на основе нитрида Галлия (Ga_N) и технологии компании ОММИС на их основе -/ Е. Бунтов - Режим доступа: <http://www.npk-photonica.ru/images/statya-svch-pdf102540.pdf>, свободный. - ООО «НПК «Фотоника» - Яз. рус.
95. Ibbetson J. P. Polarization effects, surface states, and the source of electrons in AlGa_N/Ga_N heterostructure field effect transistors / J. P. Ibbetson, P. T. Fini, K. D. Ness, S. P. DenBaars, J. S. Speck, U. K. Mishra // Appl. Phys. Lett. - 2000 - Vol. 77. - P. 250.
96. Андреев А.А. In-situ пассивация нитридных гетероструктур с тонкими барьерными слоями для транзисторов с высокой подвижностью электронов / А. А. Андреев, М. Л. Занавескин, И. О. Майборода, В. В. Москвин, П. А. Перминов // Журнал Радиоэлектроника - 2014. - № 1. - С. 1 - 10.
97. Sten Heikman. Polarization effects in AlGa_N/Ga_N and Ga_N/AlGa_N/Ga_N

- heterostructures / Sten Heikman, Stacia Keller, Yuan Wu, James S. Speck, Steven P. DenBaars, Umesh K. Mishra // Journ. of Appl. Phys. - 2003. - Vol. 93, №12. - P. 10114 - 10118.
98. Koley G. On the origin of the two-dimensional electron gas at the AlGa_N/Ga_N heterostructure interface. / G. Koley, M. G. Spencer // Appl. Phys. Lett. - 2005. - Vol. 86. - P. 042107-1 - 042107-3.
99. Nitin Goyal Impact of Gate Metal on Surface States Distribution and Effective Surface Barrier Height in AlGa_N/Ga_N Heterostructuresю / Nitin Goyal, Tor A. Fjeldly // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. - 2017 - Vol. 1538. - P. 335 - 340.
100. Ерофеев Е.В. Разработка мощных Ga_N транзисторов с субмикронным затвором на основе пленок нитрида титана / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, В.В. Федина, И.В. Юнусов // МНПК: ЭСисУ. - Томск, 2017. - С. 97-100.
101. Ерофеев Е.В. Разработка мощных транзисторов на основе эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия, работающих в режиме обогащения / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин // МНПК: ЭСисУ. Томск, 2016. С. 80-83.
102. Тихомиров В.Г. Оптимизация параметров НЕМТ-гетероструктур Ga_N/Al_N/AlGa_N для СВЧ транзисторов с помощью численного моделирования / В.Г. Тихомиров, В.Е. Земляков, В.В. Волков, Я.М. Парнес, В.Н. Вьюгинов, В.В. Лундин, А.В. Сахаров, Е.Е. Заварин, А.Ф. Цацульников, Н.А. Черкашин, М.Н. Мизеров, В.М. Устинов // ФТП. - 2016 - Vol. 50, №2. - С. 245 - 249.
103. Chang S.-J. Dependence of Ga_N Channel Thickness on the Transistor Characteristics of AlGa_N/Ga_N HEMTs Grown on Sapphire. / S.-J. Chang, M. A. Bhuiyan, C.-H. Won, J.-H. Lee, H. W. Jung, M. J. Shin, J.-W. Lim, J.-H. Lee, and T. P. Mab. // ECS Journ. of Sol. St. Sci. and Tech. - 2016 - Vol. 5, № 12. - P. N102 - N107.
104. Скубо В.В. Исследование свойств несплавных омических контактов к гетероструктуре AlGa_N/Ga_N. / В.В. Скубо, П.Е. Сим, Л.Э. Великовский, Ю.Н. Поливанова, А.Ф. Цацульников // Доклады ТУСУРа - 2015 - Vol. 38, № 4. - С. 76 - 78.
105. Сим П.Е. Исследование омических контактов НЕМТ транзисторов на основе Ga_N: дисс. канд. тех. наук: 28.02.19: защищена 2019 г. / Сим Павел

- Евгеньевич. - Томск, 2019. - 112 с.
106. Liu Y. Low resistivity Hf/Al/Ni/Au Ohmic Contact Scheme to n-Type GaN. / Y. Liu, M. K. Bera, L. M. Kyaw, G. Q. Lo, E. F. Chor // Int. Journ. of El., Comp., En. and Comm. Eng. - 2012 - Vol. 6, № 9. - P. 957 - 960.
 107. Okamoto H. Al-Hf (Aluminum-Hafnium) / H. Okamoto // Journ. of Phase Eq. & Diff. - 2006 - Vol. 27, №5. P. 538-539.
 108. Qixin L. Ti/Al/Ti/TiW Au-free low temperature ohmic contacts for undoped AlGa_N/Ga_N HEMTs. / L. Qixin, Z. Quanbin, G. Sheng, L. Xiaoyi, W. Hong. // Sol. St. El. - 2018 - Vol. 147. - P. 1 - 5.
 109. Ерофеев Е.В. Low temperature Ta/Al based ohmic contacts to high voltage GaN transistors for energy efficient power conversion / Сборник тезисов международной конференции: Микро- и нанoeлектроника (ICMNE). Москва-Звенигород, 2016. С. 81.
 110. Erofeev E.V. High thermal stability ohmic contacts to nitride semiconductors with refractory metal sidewall diffusion barrier deposited by magnetron sputtering / E.V. Erofeev, I.V. Fedin, V.V. Fedina // IOP Conf. Series - 2018 - Vol. 11115 №032068. - P. 1 - 6.
 111. Firrincieli A. Au-Free Low Temperature Ohmic Contacts for AlGa_N/Ga_N Power Devices on 200 mm Si Substrates. / A. Firrincieli, B. De Jaeger, S. You, D. Wellekens, M. Van Hove and S. Decoutere // Int. Conf. on Solid St. Dev. and Mat. - 2013 - P. 914 - 915.
 112. Malmros A. Electrical properties, microstructure, and thermal stability of Ta-based ohmic contacts annealed at low temperature for Ga_N HEMTs. / A. Malmros, N. Rorsman, H. Blanck // Semic. Sci. and Techn. - 2011 - Vol. 26, № 7. - P. 1 - 7.
 113. Ерофеев Е.В. Низкотемпературные омические контакты на основе Ta/Al к гетерoэпитаксиальным структурам AlGa_N/Ga_N на кремниевых подложках / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, В.В. Федина, А.П. Фазлеев // ФТП - 2018 - Т. 53, №2. - С. 249 - 252.
 114. Qiao D. Ta-based interface ohmic contacts to AlGa_N/Ga_N heterostructures / D. Qiao, L. Jia, L. S. Yu, P. M. Asbeck, S. S. Lau, S.-H. Lim, Z. Liliental-Weber, T. E. Haynes, J. B. Barner // Journ. of Appl. Phys. - 2001 - Vol. 89,

- № 10. - P. 5543 - 5546.
115. Mahajan S.S. Ohmic contacts to AlGa_N/Ga_N HEMTs: A Comparison of two different Ti/Al metal ratios. / S.S. Mahajan, R. Laishram, S. Kapoor, A. Goel, S. Vinayak, BK Sehgal // Phys. of Sem. Dev. - 2014 - P. 133 - 135.
116. Mtangi W. Analysis of current-voltage measurement of Au/Ni/n-GaN Schottky contacts in a wide temperature range / W. Mtangi, P.J. Janse van Rensburg, M. Diale, F.D. Auret // Mat. Sci. and Eng.: B. - 2010 - Vol. 171. №1-3. - P. 1-4.
117. Zhang B. J. Schottky diodes of Ni/Au on n-GaN grown on sapphire and SiC substrates / B.J. Zhang, T. Egawa, GY Zhao, H. Ishikawa // Applied Physics Letters. - 2001 - Vol. 79. №16. - P. 2567-2569.
118. Schmitz A.C. Schottky barrier properties of various on n-type GaN / A.C. Schmitz, A.T. Ping // Semic. Sci. and Tech. - 1999 - Vol. 11. №10. - P. 1464-1467.
119. Бочкарева Н.И. Прыжковая проводимость и диэлектрическая релаксация в барьерах Шоттки на основе GaN. / Н.И. Бочкарева, В.В. Вороненков, Р.И. Горбунов, М.В. Вирко, В.С. Коготков, А.А. Леонидов, П.Н. Воронцов-Вельяминов, И.А. Шерemet, Ю.Г. Шретер // ФТП - 2017 - Vol. 51, №9. - С. 1235 - 1242.
120. Ofuonye B. Electrical and microstructural properties of thermally annealed Ni/Au and Ni/Pt/Au Schottky contacts on AlGa_N/Ga_N heterostructures. / B. Ofuonye, J. Lee, M. Yan, C. Sun, J.-Min Zuo, I. Adesida // Semicond. Sci. Technol. - 2014 - Vol. 29. - P. 1 - 10.
121. Yao Y. Current transport mechanism of AlGa_N/Ga_N Schottky barrier diode with fully recessed Schottky anode / Y. Yao, J. Zhong, Y. Zheng, F. Yang, Y. Ni, Z. He, Z. Shen, G. Zhou, S. Wang, J. Zhang, J. Li, D. Zhou, Z. Wu, B. Zhang, Y. Liu // Jap. Journ. of Appl. Phys. - 2015 - Vol. 54. - P. 011001-1 - 011001-6.
122. Ерофеев Е.В. Силовые коммутационные транзисторы на основе эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, Ю.Н. Юрьев. // Микроэлектроника - 2017 - Т. 46, №3. - С. 224 - 230.
123. Новицкий, С. В. Методологические аспекты измерения удельного кон-

- тактного сопротивления TLM методом с линейной и радиальной геометрией контактов. / С. В. Новицкий // Петербургский журнал электроники. - 2013 - Vol. 4. - С. 59-70.
124. Berger H.H. Models for contacts to planar devices / H.H. Berger // Sol.-State Electron. — 1972. Vol. 15. — P. 145—158.
125. Reeves G.K. Obtaining the specific contact resistance from transmission line model measurements / G.K. Reeves, H.B. Harrison // IEEE Electr. Dev. Lett. — 1982 — V. EDL-3, № 5. — P. 111—113.
126. Hajlasz M. Characterization of recessed Ohmic contacts to AlGaIn/GaN / M. Hajlasz, J. J. T. M. Donkers, S. J. Sque, S. B. S. Heil, D. J. Gravesteijn, F. J. R. Rietveld, J. Schmitz // Proc. of the 2015 Int. Conf. on Microel. Test Struct. - 2015 - P. 158 - 162.
127. Van Hove M. CMOS process-compatible high-power low-leakage AlGaIn/GaN MISHEMT on silicon / M. Van Hove, S. Boulay, S. R. Bahl, S. Stoffels // IEEE El. Dev. Lett. - 2012 - Vol. 33, №5. - P. 667–669.
128. Brudnyi V. N. Electrophysical and Physical-Chemical Properties of Ohmic Contacts to III-N Compounds / V. N. Brudnyi, M. D. Vilisova, L. E. Velikovskii // Russian Phys. Journ. - 2018 - Vol. 61, №8. - P. 1450 - 1456.
129. Федин. И.В. Исследование влияния рецесса на электрические характеристики низкотемпературных омических контактов к гетероэпитаксиальным структурам AlGaIn/GaN / И.В. Федин, В.В. Федина // МНСК. - Новосибирск, 2019. - С. 31.
130. Grabowski S. P. Electron affinity of $Al_xGa_{1-x}N$ (0001) surfaces / S. P. Grabowski, M. Schneider, H. Nienhaus, W. Monch // Appl. Phys. Lett. - 2001 - Vol. 78, №17. - P. 2503 - 2505.
131. Федин И.В. AlGaIn/GaN диоды с барьерами Шоттки на основе Ga, Ni, WSi и TiN / И.В. Федин, Е.В. Ерофеев, В.В. Федина // Вестник СибГУТИ - 2018. - №3. С. 62-68.
132. Ерофеев Е.В. Силовые диоды с барьером Шоттки на основе эпитаксиальных гетероструктур нитрида галлия / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин // МНПК: НСТ. - Томск, 2016. - С. 115 - 118.
133. Ерофеев Е.В. Создание компонентной базы силовой электроники на ос-

- нове нитрида галлия для производства энергоэффективной преобразовательной техники нового поколения / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин // Материалы IV международного молодёжного форума: Интеллектуальные энергосистемы. Томск, 2016. С. 301 - 304.
134. Федин. И.В. AlGaN/GaN диоды с барьером Шоттки на основе Ni, Mo, Hf и Ti / И.В. Федин, Е.В. Ерофеев // Международная научно-практическая конференция (МНПК): ЭСиСУ. - Томск, 2018. - С. 50 - 53.
135. Таблица значений работы выхода электронов из неорганических веществ. [Электронный ресурс] - Режим доступа: <https://dpva.ru/Guide/GuidePhysics/ElectricityAndMagnethism/ElectronExitEnergy/ElectronExitEnergyInorganic/>, свободный. Яз. рус.
136. Bahat-Treidel E. Fast-Switching GaN-Based Lateral Power Schottky Barrier Diodes With Low Onset Voltage and Strong Reverse Blocking / E. Bahat-Treidel, O. Hilt, R. Zhytnytska, A. Wentzel, C. Meliani, J. Wurfl, G. Trankle // IEEE El. Dev. Let. - 2012 - Vol. 33, №3. - P. 357 - 359.
137. Jiang Chao. Breakdown characteristics of AlGaN/GaN Schottky barrier diodes fabricated on a silicon substrate / J. Chao, L. Hai, C. Dun-Jun, R. Fang-Fang, Z. Rong, Z. You-Dou // Chin. Phys. B. - 2014 - Vol. 23, №9. - P. 097308-1 - 097308-5.
138. Erofeev E.V. Power Switching Transistors Based on Gallium Nitride Epitaxial Heterostructures / E.V. Erofeev, I.V. Fedin, Yu. N. Yuryev // Russian Microelectronics - 2017 - Vol. 46, №3. P. 206 - 211.
139. Miller E. J. Gate leakage current mechanisms in AlGaN/GaN heterostructure field-effect transistors / E. J. Miller, X. Z. Dang, E. T. Yu // Journ. of App. Phys. - 2000 - Vol. 88, № 10. P. 5951 - 5958.
140. Fedin. I.V. AlGaN/GaN Diodes with Ni Schottky Barrier and Recessed Anodes / I.V. Fedin, E.V. Erofeev, V.V. Fedina // SibCon - 2019 - P. 1 - 4.
141. Зи С. Физика полупроводниковых приборов Кн. 1 [Монография] / С.Зи / - Москва: Издательство "Мир" 1984. - 456 с.
142. Lee H. 0.34 V_T AlGaN/GaN-on-Si Large Schottky Barrier Diode With Recessed Dual Anode Metal / H. Lee, D. Y. Jung, Y. Park, J. Na, H. Jang,

- H. Lee, C. Jun, J. Park, S. Ryu, S. C. Ko, and E. S. Nam // IEEE El. Dev. Let. - 2015 - Vol. 36, № 11. P. 1132 - 1134.
143. Ye P.D. GaN metal-oxide-semiconductor high electron mobility transistor with atomic layer deposited Al_2O_3 as gate dielectric / P. D. Ye, B. Yang, K. K. Ng, J. Bude, G. D. Wilk, S. Halder, J. C. M. Hwang // Appl. Phys. Lett. - 2005 - Vol. 86. - P. 063501-1 - 063501-3.
144. Ерофеев Е.В. Моделирование нормально-закрытых силовых GaN-HEMT в среде Silvaco TCAD / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, В.В. Федина // МНПК: ЭСиСУ. - Томск, 2017. С. 100 - 102.
145. Ерофеев Е.В. Моделирование в среде Silvaco TCAD мощных GaN транзисторов, работающих в режиме обогащения / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин, В.В. Федина // МНПК: НСТ. Томск, 2017. С. 151 - 155.
146. Lee J. Low Turn-On Voltage AlGaIn/GaN-on-Si Rectifier With Gated Ohmic Anode / J. Lee, B. Park, C. Cho, K. Seo, and H. Cha // IEEE El. Dev. Let. - 2013 - Vol. 34, № 2. P. 214 - 216.
147. Hsueh K. The demonstration of recessed anodes AlGaIn/GaN Schottky barrier diodes using microwave cyclic plasma oxidation/wet etching techniques / K. Hsueh, H. Chiu, H. Wang, H. Kao, F. Chien, W. Lin // Jap. Journ. of. Appl. Phys. - 2019 - Vol. 58. - P. 071002-1 - 071002-5.
148. Persano A. Electrical properties of planar AlGaIn/GaN Schottky diodes: Role of 2DEG and analysis of non-idealities / A. Persano, I. Pio, V. Tasco, M. Cuscuna, A. Passaseo, A. Cola // Journ. of Appl. Phys. - 2017 - Vol. 121 - P. 135701-1 - 135701-2.
149. Пушкарёва К.В. Моделирование GaN диода с барьером Шоттки в среде TCAD SILVACO: дисс. магистра техники и технологии: 21.01.00: защищена 25.06.2017 г. / Пушкарёва Ксения Владимировна. - Томск, 2017. - 83 с.
150. Fedin. I.V. Fast Switching GaN Schottky Barrier Diodes / I.V. Fedin, E.V. Erofeev // EDM - 2016 - P. 44-47.
151. Ерофеев Е.В. Силовые быстродействующие диоды на основе нитрида галлия для создания энергоэффективной преобразовательной техники / Е.В. Ерофеев, И.В. Федин // Материалы всероссийской конференции:

Энергетика, электромеханика и энергоэффективные технологии глазами молодежи. - Томск, 2016. - С. 228 - 231.

152. Zhang T. A 1.9 kV/2.61 m²·cm² Lateral GaN Schottky Barrier Diode on Silicon Substrate with Tungsten Anode and Low Turn-On Voltage of 0.35 V / T. Zhang, J. Zhang, H. Zhou, T. Chen, K. Zhang, Z. Hu, Z. Bian, K. Dang, Yi Wang, Li Zhang, J. Ning, P. Ma, Yue Hao // IEEE El. Dev. Lett. - 2018 - V. 39, №10. - P. 1548 - 1551.
153. Chen W. High-performance AlGaIn/GaN lateral field-effect rectifiers compatible with high electron mobility transistors / W. Chen, K. Wong, W. Huang, K. J. Chen // Appl. Phys. Lett. - 2008 - Vol. 92. - P. 253501-1 - 253501-3.
154. Lim W. Temperature dependence of current-voltage characteristics of Ni-AlGaIn/GaN Schottky diodes / W. Lim, J. Jeong, J. Lee, S. Hur, J. Ryu, K. Kim, T. Kim, S. Y. Song, J. Yang, S. J. Pearton // Appl. Phys. Lett. - 2010 - Vol. 97. - P. 242103-1 - 242103-3.

Приложение А



Приложение Б



Акционерное общество
«Научно-производственная фирма «Микран»
(АО «НПФ «Микран»)
пр-т Кирова, 51д, г. Томск, Россия, 634041
+7 3822 90-00-29 | +7 3822 42-36-15 факс
mic@micran.ru | www.micran.ru

ОКПО 24627413 | ОГРН 1087017011113
код по ОКОНХ 14760; 80400; 95300
ИНН/КПП 7017211757/701701001
Расчетный счет № 40702810964010121550
в Томском отделении
№ 8616 Сбербанка России ПАО,
к/с 30101810800000000606



Генеральный директор

АО «НПФ «Микран»

Парамонова В.Ю.

«12» 09 2019 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов диссертационной работы

«Мощные быстродействующие диоды на основе гетероэпитаксиальных структур нитрида галлия»
на соискание учёной степени кандидата технических наук
по специальности 01.04.04 – физическая электроника
инженера-технолога 2 кат. НПК «Микроэлектроника» АО «НПФ «Микран»,
аспиранта кафедры физической электроники ТУСУР
Федина Ивана Владимировича

Настоящий акт составлен в том, что результаты диссертационной работы Федина И.В. внедрены на предприятии АО «НПФ «Микран» в научно-производственном комплексе «Микроэлектроника».

Федин И.В. является разработчиком конструкции и технологий создания мощных быстродействующих диодов Шоттки на основе гетероструктур AlGaIn/GaN. Оригинальные технологические блоки формирования омических и барьерных контактов к гетероэпитаксиальным структурам AlGaIn/GaN внедрены в технологический маршрут изготовления мощных диодов с барьером Шоттки на основе нитрида галлия.

Внедрение результатов работы Федина И.В. позволило снизить контактное сопротивление низкотемпературных омических контактов на основе Ta/Al, а также улучшить технические характеристики мощных быстродействующих диодов на основе гетероэпитаксиальных структур нитрида галлия.

Главный конструктор НПК «Микроэлектроника»
АО «НПФ «Микран», к.т.н

Е.В. Ерофеев

Директор НПК «Микроэлектроника»
АО «НПФ «Микран»

А.А. Аксенов